TRƯỜNG ĐẠI HỌC HÀNG HẢI VIỆT NAM

BÁO CÁO TỔNG HỢP KẾT QUẢ THỰC HIỆN

NHIỆM VỤ KHOA HỌC VÀ CÔNG NGHỆ CẤP THÀNH PHỐ

NGHIÊN CỨU XÂY DỰNG QUY TRÌNH CÔNG NGHỆ CHẾ TẠO HỢP KIM Al-Zn-Mg-Cu TÍNH DẺO CAO BIẾN TÍNH BẰNG LANTAN (La), XERI (Ce) PHỤC VỤ CÔNG NGHIỆP ĐÓNG TÀU

Mã số: ĐT.CN.2023.957

Tổ chức chủ trì: Trường Đại học Hàng hải Việt Nam

Chủ nhiệm nhiệm vụ: TS. Bùi Thị Ngọc Mai

HẢI PHÒNG - 2026

Mẫu VI.02-BC.THNV
09/2024/TT-BKHCN

TRƯỜNG ĐẠI HỌC HÀNG HẢI VIỆT NAM

BÁO CÁO TỔNG HỢP KẾT QUẢ THỰC HIỆN
NHIỆM VỤ KHOA HỌC VÀ CÔNG NGHỆ CẤP THÀNH PHỐ

NGHIÊN CỨU XÂY DỰNG QUY TRÌNH CÔNG NGHỆ CHẾ TẠO HỢP KIM Al-Zn-Mg-Cu TÍNH DẺO CAO BIẾN TÍNH BẰNG LANTAN (La), XERI (Ce) PHỤC VỤ CÔNG NGHIỆP ĐÓNG TÀU

Mã số: ĐT.CN.2023.957

CHỦ NHIỆM NHIỆM VỤ	**TỔ CHỨC CHỦ TRÌ**
(Ký ghi rõ họ và tên)	*(Ký, đóng dấu, ghi rõ họ và tên)*
TS. BÙI THỊ NGỌC MAI	TRƯỜNG ĐẠI HỌC HÀNG HẢI VIỆT NAM KT. HIỆU TRƯỞNG PHÓ HIỆU TRƯỞNG PGS.TS. Nguyễn Minh Đức

HẢI PHÒNG - 2026

DANH SÁCH NHỮNG NGƯỜI THAM GIA THỰC HIỆN ĐỀ TÀI

TT	Họ và tên, học hàm, học vị	Chức danh nghiên cứu nhiệm vụ	Tổ chức công tác
1	TS. Bùi Thị Ngọc Mai	Chủ nhiệm đề tài; thành viên chính	Trường ĐH Hàng Hải Việt Nam
2	ThS. Nguyễn Thị Phương Mai	Thư ký đề tài	Trường ĐH Hàng Hải Việt Nam
3	TS. Vũ Anh Tuấn	Thành viên chính	Trường ĐH Hàng Hải Việt Nam
4	TS. Đỗ Thị Minh Trang	Thành viên chính	Trường ĐH Hàng Hải Việt Nam
5	ThS. Lê Hồng Hải	Thành viên chính	Trường ĐH Hàng Hải Việt Nam
6	TS. Trần Pháp Đông	Thành viên chính	Trường ĐH Hàng Hải Việt Nam
7	ThS. Nguyễn Thị Thư	Thành viên	Trường ĐH Hàng Hải Việt Nam
8	ThS. Nguyễn Thị Tâm	Thành viên	Trường ĐH Hàng Hải Việt Nam
9	TS. Đỗ Tất Mạnh	Thành viên	Trường ĐH Hàng Hải Việt Nam
10	ThS. Phạm Hoàng Nghĩa	Thành viên	Trường ĐH Hàng Hải Việt Nam
11	ThS. Vũ Minh Quân	Thành viên	Văn phòng HĐND và UBND TP Hải Phòng
12	Nguyễn Văn Bách	Thành viên	Trường ĐH Hàng Hải

			Việt Nam
13	Phan Văn Dương	Thành viên	Trường ĐH Hàng Hải Việt Nam
14	TS. Ngô Gia Việt	Thành viên	Trường ĐH Hàng Hải Việt Nam
15	TS. Lê Thị Nhung	Thành viên	Trường ĐH Hàng Hải Việt Nam
16	Đặng Công Tiến	Thành viên	Trường ĐH Hàng Hải Việt Nam
17	ThS. Nguyễn Đức Bình	Thành viên	Trường ĐH Hàng Hải Việt Nam
18	TS. Nguyễn Anh Xuân	Thành viên	Trường ĐH Hàng Hải Việt Nam
19	Nguyễn Xuân Hương	Thành viên	Trường ĐH Hàng Hải Việt Nam
20	CN. Nguyễn Quốc Anh	Thành viên	Trường ĐH Hàng Hải Việt Nam
21	Đoàn Thế Mạnh	Thành viên	Trường ĐH Hàng Hải Việt Nam
22	ThS. Trịnh Thị Phương Lan	Kỹ thuật viên	Trường ĐH Hàng Hải Việt Nam
23	CN. Bùi Thị Niên	Kỹ thuật viên	Trường ĐH Hàng Hải Việt Nam
24	TS. Vương Thị Hương Thu	Kỹ thuật viên	Trường ĐH Hàng Hải Việt Nam

THÔNG TIN KẾT QUẢ NGHIÊN CỨU

1. Thông tin chung

Tên đề tài: ***Nghiên cứu xây dựng quy trình công nghệ chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có tính dẻo cao biến tính bằng Lantan (La), Xeri (Ce) phục vụ công nghiệp đóng tàu.***

Mã số: ĐT.CN.2023.957 (Hợp đồng số 957/HĐ-ĐT.CN.2023).

Chủ nhiệm đề tài: TS. Bùi Thị Ngọc Mai — Trường Đại học Hàng Hải Việt Nam.

Tổ chức chủ trì: Trường Đại học Hàng Hải Việt Nam.

Thời gian thực hiện: 22 tháng, từ tháng 12/2024 đến tháng 09/2026.

Tổng kinh phí thực hiện: 2.144.830.000 đồng (Ngân sách: 1.926.280.000 đồng; nguồn tự có: 218.550.000 đồng).

2. Mục tiêu

Nghiên cứu xây dựng quy trình công nghệ chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu và nâng cao tính dẻo hợp kim bằng phương pháp biến tính sử dụng nguyên tố đất hiếm La, Ce; đưa ra bộ thông số tối ưu của quy trình công nghệ chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu dạng tấm, góp phần từng bước nội địa hóa quy trình sản xuất hợp kim Al-Zn-Mg-Cu dạng tấm, ở quy mô phòng thí nghiệm phục vụ ngành đóng tàu.

3. Tính mới và tính sáng tạo

Sử dụng hai nguyên tố đất hiếm La, Ce có sẵn trong nguồn khoáng sản chiến lược của Việt Nam để biến tính hợp kim Al-Zn-Mg-Cu, kết hợp xử lý cơ - nhiệt để làm nhỏ hạt và tăng tính dẻo, đồng thời xác định điều kiện thử kéo nhiệt độ cao phù hợp để kiểm tra khả năng biến dạng của hợp kim — hướng nghiên cứu kế thừa và mở rộng từ luận án tiến sĩ của chủ nhiệm đề tài ra quy mô ngoài phòng thí nghiệm.

4. Kết quả nghiên cứu

- Tổng quan cơ sở lý thuyết và tình hình nghiên cứu trong, ngoài nước.
- Quy trình nấu đúc hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính bằng La, Ce.

- Quy trình xử lý nhiệt, cơ-nhiệt tăng bền cho hợp kim.
- Quy trình thử kéo nhiệt độ cao đánh giá khả năng biến dạng.
- Thử nghiệm chế tạo, hoàn thiện quy trình, sản phẩm và phân tích, đánh giá kinh tế - kỹ thuật.
- Báo cáo tổng kết và các báo cáo thành phần.

5. Sản phẩm

Tên sản phẩm	Chỉ tiêu đánh giá, nghiệm thu
Báo cáo tổng quan, báo cáo chuyên đề, báo cáo tóm tắt, báo cáo tổng kết đề tài	Đầy đủ nội dung theo Thuyết minh đã phê duyệt
Bộ quy trình nấu đúc hợp kim Al-Zn-Mg-Cu dẻo cao chứa La, Ce	Quy trình công nghệ đầy đủ, rõ ràng, dễ áp dụng
Bộ quy trình xử lý nhiệt, cơ-nhiệt hợp kim dẻo cao hệ Al-Zn-Mg-Cu	Nêu đầy đủ các thông số công nghệ cần xử lý
Bộ quy trình thử kéo nhiệt độ cao hợp kim Al-Zn-Mg-Cu	Đầy đủ thông số: kích thước mẫu, nhiệt độ kéo, tốc độ biến dạng
Hợp kim hệ Al-Zn-Mg-Cu có chứa La, Ce dạng tấm	Độ dẻo > 200%; độ bền > 100 N/mm²

6. Khả năng ứng dụng và phương thức chuyển giao

Kết quả nghiên cứu có khả năng ứng dụng trực tiếp cho các cơ sở chế tạo, gia công hợp kim nhôm phục vụ công nghiệp đóng tàu tại Hải Phòng và các địa phương lân cận; có thể chuyển giao quy trình công nghệ cho doanh nghiệp phối hợp thực hiện đề tài (Công ty TNHH Thương mại kỹ thuật Phương Đông, Công ty TNHH Cơ khí Quốc Dương) và các đơn vị có nhu cầu.

RESEARCH RESULT INFORMATION

Project title: Research on developing the manufacturing technology process of high-ductility Al-Zn-Mg-Cu alloy modified with Lanthanum (La) and Cerium (Ce) for the shipbuilding industry.

Code number: DT.CN.2023.957. Implementing institution: Vietnam Maritime University. Project leader: Dr. Bui Thi Ngoc Mai. Duration: 12/2024 – 09/2026.

Objectives: To develop a manufacturing process for Al-Zn-Mg-Cu alloy with improved ductility through modification with rare-earth elements La and Ce, and to determine the optimal set of process parameters for producing high-ductility Al-Zn-Mg-Cu sheet alloy for shipbuilding applications.

Main results: A complete casting/melting process, a thermal and thermo-mechanical strengthening process, and a hot-tensile testing process for the La/Ce-modified Al-Zn-Mg-Cu alloy, together with a technical-economic evaluation of the developed material and process.

MỤC LỤC

DANH MỤC CÁC KÝ HIỆU, CHỮ CÁI VIẾT TẮT xiii
DANH MỤC HÌNH ẢNH xiv
DANH MỤC BẢNG xx
MỞ ĐẦU 1
CHƯƠNG 1. TỔNG QUAN VỀ CÁC VẤN ĐỀ NGHIÊN CỨU 3
1.1. Khái quát về vật liệu có độ dẻo cao 3
1.1.1. Định nghĩa 3
1.1.2. Đặc điểm của vật liệu có độ dẻo cao 3
1.1.3. Phạm vi ứng dụng vật liệu có độ dẻo cao 5
1.2. Vật liệu có độ dẻo cao trên cơ sở hợp kim Al-Zn 5
1.2.1. Khái quát về hợp kim Al-Zn 5
1.2.2. Quá trình tăng bền của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu 6
1.3. Cơ chế biến dạng độ dẻo cao 10
1.4. Làm nhỏ mịn hạt hợp kim nhôm 12
1.4.1. Khái niệm chung 12
1.4.2. Làm nhỏ hạt bằng phương pháp biến tính 13
1.4.3. Làm nhỏ mịn hạt bằng cơ – nhiệt luyện 13
1.5. Công nghệ tạo hình siêu dẻo (SPF) hợp kim Al-Zn-Mg-Cu dạng tấm 14
1.5.1. Giới thiệu công nghệ SPF 14
1.5.2. Tình hình nghiên cứu công nghệ SPF trên thế giới 15
1.5.3. Tình hình nghiên cứu công nghệ SPF tại Việt Nam 15
1.5.4. Ưu điểm và hạn chế của công nghệ SPF 16
1.6. Tổng quan tình hình nghiên cứu biến tính hợp kim Al-Zn-Mg-Cu bằng đất hiếm La, Ce 17
1.6.1. Tình hình nghiên cứu ngoài nước 17
1.6.2. Tình hình nghiên cứu trong nước và tại Hải Phòng 18
1.7. Nhận xét, xác định vấn đề đề tài cần giải quyết 19
1.8. Kết luận chương 1 20

CHƯƠNG 2. ĐỐI TƯỢNG, PHẠM VI VÀ PHƯƠNG PHÁP NGHIÊN CỨU 21
2.1. Đối tượng và phạm vi nghiên cứu 21
2.1.1. Đối tượng nghiên cứu 21
2.1.2. Phạm vi nghiên cứu 22
2.2. Cách tiếp cận và luận cứ lựa chọn đối tượng, phương pháp triển khai 22
2.3. Phương pháp nghiên cứu lý thuyết và thực nghiệm 26
2.4. Thiết bị, tiêu chuẩn phân tích và đánh giá sử dụng 28
2.5. Kết luận chương 2 30
CHƯƠNG 3. NGHIÊN CỨU XÂY DỰNG QUY TRÌNH NẤU ĐÚC HỢP KIM Al-Zn-Mg-Cu 31
3.1. Nghiên cứu các thông số công nghệ nấu luyện hợp kim Al-Zn-Mg-Cu 31
3.1.1. Ảnh hưởng của các nguyên tố hợp kim chính, phụ và thành phần phối liệu ban đầu 31
3.1.2. Quy trình xử lý nguyên liệu đầu vào và nấu luyện 32
3.1.3. Ảnh hưởng của thời gian nấu đến thành phần và hiệu suất thu hồi hợp kim 35
3.1.4. Ảnh hưởng của nhiệt độ nấu đến thành phần và hiệu suất thu hồi hợp kim 37
3.1.5. Ảnh hưởng của chế độ tinh luyện, khử khí đến thành phần và tổ chức hợp kim 37
3.1.6. Ảnh hưởng của các yếu tố khuôn đúc đến tổ chức hợp kim 39
3.1.7. Ảnh hưởng của phương pháp làm nguội sau đúc đến kích thước hạt 40
3.1.8. Đánh giá chung các yếu tố công nghệ trong quy trình nấu luyện hợp kim 42
3.2. Nghiên cứu phương pháp biến tính hợp kim Al-Zn-Mg-Cu bằng đất hiếm La, Ce 44
3.2.1. Cơ sở lý thuyết và các mô hình biến tính hợp kim nhôm 44

3.2.2. Vai trò của đất hiếm Việt Nam La, Ce trong biến tính hợp kim ... 45
3.2.3. Ảnh hưởng của thời gian biến tính đến tổ chức hợp kim 47
3.2.4. Ảnh hưởng của nhiệt độ biến tính đến tổ chức hợp kim 48
3.2.5. Ảnh hưởng của tỷ lệ chất biến tính đến tổ chức hợp kim..... 49
3.2.6. So sánh phương pháp đưa đất hiếm trực tiếp và gián tiếp qua hợp kim trung gian 50
3.3. Phân tích, đánh giá vai trò của đất hiếm La, Ce trong việc làm nhỏ hạt hợp kim Al-Zn-Mg-Cu 53
3.3.1. Sự hình thành và vai trò của các pha liên kim của Al với các nguyên tố đất hiếm 53
3.3.2. Cơ chế tạo mầm — chốt chặn của các pha liên kim $Al_{11}Ce_3$ và Al_3La qua hợp kim trung gian 54
3.3.3. Đánh giá tổng hợp vai trò của La, Ce trong làm nhỏ hạt hợp kim Al-Zn-Mg-Cu 56
3.4. Đề xuất quy trình nấu đúc hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính bằng đất hiếm Việt Nam La, Ce 57
3.4.1. Cơ sở xây dựng và mục tiêu của quy trình 57
3.4.2. Quy trình công nghệ chế tạo hợp kim 58
3.4.3. Kết quả tổng hợp của quy trình đề xuất..... 62
3.5. Kết luận chương 3 62
CHƯƠNG 4. NGHIÊN CỨU XỬ LÝ NHIỆT, CƠ-NHIỆT TĂNG BỀN HỢP KIM Al-Zn-Mg-Cu..... 64
4.1. Nghiên cứu ủ đồng đều hoá và ủ kết tinh lại hợp kim Al-Zn-Mg-Cu 65
4.1.1. Cơ sở lý thuyết ủ đồng đều hoá và mô hình biến dạng – kết tinh lại 65
4.1.2. Ảnh hưởng của nhiệt độ, thời gian ủ đồng đều hoá đến tổ chức tế vi 66
4.1.3. Ủ kết tinh lại: cơ sở lý thuyết và ảnh hưởng của nhiệt độ, thời gian 68
4.1.4. Vai trò của La, Ce trong quá trình kết tinh lại 71

4.1.5. Chế độ cán biến dạng nhiều lượt 74
4.2. Nghiên cứu tôi dung dịch hoá và hoá già tăng bền hợp kim Al-Zn-Mg-Cu 76
4.2.1. Cơ sở lý thuyết tôi dung dịch 77
4.2.2. Thông số công nghệ tôi dung dịch hoá — đối chiếu lý thuyết, thực nghiệm và quy trình chính thức 78
4.2.3. Hoá già tăng bền — chuỗi tiết pha và các chế độ hoá già 80
4.2.4. Kết quả cơ tính tổng hợp sau tôi và hoá già 83
4.3. Đề xuất quy trình công nghệ xử lý nhiệt, cơ-nhiệt hoàn chỉnh cho hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce 84
4.3.1. Cơ sở khoa học và nguyên tắc xây dựng quy trình 84
4.3.2. Sơ đồ tổng thể quy trình công nghệ xử lý nhiệt, cơ-nhiệt 86
4.3.3. Các bước công nghệ chi tiết theo quy trình chính thức 90
4.3.4. Hệ thống điểm kiểm soát chất lượng 92
4.3.5. Kết quả tổng hợp áp dụng quy trình và khảo sát bổ sung 93
4.4. Kết luận chương 4 94
CHƯƠNG 5. NGHIÊN CỨU XÂY DỰNG QUY TRÌNH KÉO NHIỆT ĐỘ CAO ĐÁNH GIÁ KHẢ NĂNG BIẾN DẠNG CỦA HỢP KIM 96
5.1. Nghiên cứu ảnh hưởng của chế độ biến dạng đến hợp kim Al-Zn-Mg-Cu 97
5.1.1. Cơ sở lý thuyết biến dạng dẻo nóng và siêu dẻo hệ hợp kim Al-Zn-Mg-Cu (7xxx) 97
5.1.2. Ảnh hưởng của trạng thái tổ chức tế vi ban đầu đến khả năng biến dạng 99
5.1.3. Vai trò của La, Ce trong cải thiện khả năng biến dạng nóng 101
5.1.4. Ảnh hưởng của nhiệt độ thử kéo đến độ bền và độ dẻo 105
5.1.5. Ảnh hưởng của tốc độ biến dạng đến độ dẻo 107
5.2. Nghiên cứu xây dựng phương pháp thử nghiệm tính dẻo của hợp kim 110
5.2.1. Thiết bị thử kéo nhiệt độ cao 110
5.2.2. Thiết kế mẫu thử và quy hoạch thực nghiệm 112

5.2.3. Phương pháp xác định hệ số nhạy tốc độ biến dạng m và đánh giá tính siêu dẻo 114
5.2.4. Kết quả khảo sát định lượng tính siêu dẻo 116
5.3. Đề xuất quy trình thử kéo nhiệt độ cao đánh giá khả năng biến dạng 118
5.3.1. Cơ sở khoa học và thực tiễn đề xuất quy trình 118
5.3.2. Sơ đồ và các bước quy trình thử kéo nhiệt độ cao chính thức 119
5.3.3. Chỉ tiêu nghiệm thu theo trạng thái nhiệt luyện 122
5.3.4. Phân biệt hai loại chỉ tiêu độ dẻo: độ giãn dài siêu dẻo và độ giãn dài nghiệm thu sản phẩm 124
5.3.5. Kết quả tổng hợp áp dụng quy trình 126
5.4. Kết luận chương 5 127
CHƯƠNG 6. THỬ NGHIỆM CHẾ TẠO VÀ HOÀN THIỆN QUY TRÌNH CHẾ TẠO SẢN PHẨM 129
6.1. Thử nghiệm nấu luyện và biến tính hợp kim Al-Zn-Mg-Cu bằng La, Ce 130
6.1.1. Thiết kế thực nghiệm và ma trận mẻ nấu 130
6.1.2. Kết quả nấu luyện, hiệu suất thu hồi và biến tính 131
6.1.3. Kết quả tổ chức tế vi trạng thái đúc 132
6.1.4. Đánh giá độ cứng và độ ổn định giữa các mẻ 134
6.2. Thử nghiệm xử lý nhiệt, cơ-nhiệt tăng bền hợp kim Al-Zn-Mg-Cu . 135
6.2.1. Mục tiêu và phạm vi thử nghiệm 135
6.2.2. Kết quả ủ đồng đều hoá 135
6.2.3. Kết quả cán biến dạng và ủ kết tinh lại 136
6.2.4. Kết quả tôi, hoá già sơ bộ 137
6.2.5. Tổng hợp và nhận xét chung giai đoạn thử nghiệm ban đầu công đoạn xử lý nhiệt, cơ-nhiệt 137
6.3. Thử nghiệm kéo nhiệt độ cao đánh giá khả năng biến dạng 138
6.3.1. Thiết kế mẫu và ma trận thử nghiệm 138
6.3.2. Kết quả ảnh hưởng của tốc độ kéo đến độ giãn dài 138
6.3.3. Kết quả cơ tính sau tôi và hoá già 139

6.3.4. Phân tích cơ chế phá huỷ qua ảnh SEM bề mặt đứt gãy 140
6.4. Hoàn thiện quy trình nấu luyện hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính bằng La, Ce 141
6.4.1. Hiệu chỉnh thao tác công nghệ 141
6.4.2. Bộ thông số công nghệ nấu luyện..... 142
6.4.3. Kết quả kiểm chứng tổ chức hạt then chốt 143
6.4.4. Phân tích tổ chức hạt bằng phương pháp hiển vi điện tử quét SEM 145
6.4.5. Ý nghĩa kinh tế - kỹ thuật của việc chuẩn hoá thao tác công nghệ 147
6.5. Hoàn thiện quy trình xử lý nhiệt, cơ-nhiệt tăng bền cho hợp kim Al-Zn-Mg-Cu 147
6.5.1. Tóm tắt bộ thông số chính thức 147
6.5.2. Kết quả tiến triển độ cứng theo thời gian hoá già..... 148
6.5.3. Cơ sở khoa học của quá trình hoàn thiện biến tính đất hiếm 150
6.6. Hoàn thiện quy trình thử nghiệm kéo nhiệt độ cao đánh giá khả năng biến dạng..... 151
6.6.1. Sáu bước quy trình QT-ĐT957-03 151
6.6.2. Bộ thông số chuẩn hoá và chỉ tiêu nghiệm thu..... 152
6.6.3. Kết quả áp dụng thử quy trình đã hoàn thiện 152
6.6.4. Đối chiếu hệ số nhạy tốc độ biến dạng m giữa hai giai đoạn 153
6.7. Tổng hợp kết quả tổ chức, cơ tính hợp kim sau khi hoàn thiện quy trình..... 153
6.7.1. Bảng đối chiếu song song hai giai đoạn 154
6.7.2. Phân tích, nhận xét kết quả đối chiếu 155
6.7.3. Ý nghĩa khoa học và thực tiễn của việc kiểm chứng lặp lại 156
6.7.4. Danh mục hồ sơ, minh chứng kèm theo 157
6.7.5. Ý nghĩa đối với việc mở rộng quy mô sản xuất 158
6.8. Kết luận chương 6 158
CHƯƠNG 7. PHÂN TÍCH, ĐÁNH GIÁ KINH TẾ - KỸ THUẬT VÀ KHẢ NĂNG ỨNG DỤNG..... 161

7.1. Cơ sở lý luận đánh giá kinh tế - kỹ thuật của quy trình công nghệ 161
7.2. So sánh hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce với vật liệu cạnh tranh dùng trong đóng tàu 162
7.3. Ước tính giá thành chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce . 165
7.4. Phân tích chi phí vòng đời (LCC) và hiệu quả kinh tế khi ứng dụng trong đóng tàu 167
7.5. Khả năng ứng dụng, thị trường và phương thức chuyển giao công nghệ 168
7.5.1. Sản phẩm khoa học và công nghệ của đề tài 168
7.5.2. Khả năng thị trường và lĩnh vực ứng dụng 169
7.5.3. Đối tác phối hợp và tiềm năng chuyển giao công nghệ 170
7.6. Ý nghĩa kinh tế - xã hội và môi trường 172
7.7. Kết luận chương 7 173
KẾT LUẬN VÀ KIẾN NGHỊ 176
1. Mục tiêu đạt được 176
2. Mức độ hoàn thành theo hợp đồng 177
3. Hạn chế và định hướng nghiên cứu tiếp theo 178
4. Kiến nghị 179
DANH MỤC TÀI LIỆU THAM KHẢO 180
PHỤ LỤC 184
PHỤ LỤC A. SƠ ĐỒ KHỐI QUY TRÌNH NẤU ĐÚC VÀ BIẾN TÍNH HỢP KIM Al-Zn-Mg-Cu BẰNG ĐẤT HIẾM La, Ce (QT-ĐT957-01) 185
PHỤ LỤC B. SƠ ĐỒ KHỐI QUY TRÌNH XỬ LÝ NHIỆT VÀ CƠ-NHIỆT HỢP KIM Al-Zn-Mg-Cu BIẾN TÍNH La, Ce (QT-ĐT957-02) 191
PHỤ LỤC C. SƠ ĐỒ KHỐI QUY TRÌNH THỬ NGHIỆM KÉO NHIỆT ĐỘ CAO ĐÁNH GIÁ KHẢ NĂNG BIẾN DẠNG (QT-ĐT957-03) 197
PHỤ LỤC D. BỘ CHỈ TIÊU KIỂM ĐỊNH SẢN PHẨM HỢP KIM Al-Zn-Mg-Cu BIẾN TÍNH La, Ce 202
PHỤ LỤC E. HỒ SƠ MINH CHỨNG KÈM THEO 203

DANH MỤC CÁC KÝ HIỆU, CHỮ CÁI VIẾT TẮT

Al, Zn, Mg, Cu	Nhôm, Kẽm, Magie, Đồng — các nguyên tố hợp kim chính của hệ nghiên cứu (hệ 7xxx)
La, Ce	Lantan, Xeri — nguyên tố đất hiếm dùng biến tính hợp kim
KH&CN	Khoa học và Công nghệ
UBND / HĐND	Ủy ban nhân dân / Hội đồng nhân dân
ĐT.CN	Đề tài Công nghiệp (ký hiệu mã số nhiệm vụ KH&CN cấp thành phố)
OM	Optical Microscopy — Kính hiển vi quang học
SEM	Scanning Electron Microscope — Kính hiển vi điện tử quét
EDS	Energy Dispersive X-ray Spectroscopy — Phổ tán xạ năng lượng tia X
XRD	X-Ray Diffraction — Nhiễu xạ tia X
TEM	Transmission Electron Microscope — Kính hiển vi điện tử truyền qua
PFZ	Precipitate Free Zone — Vùng không kết tủa quanh biên hạt
SCC	Stress Corrosion Cracking — Nứt do ăn mòn ứng suất
LCC	Life Cycle Cost — Chi phí vòng đời sản phẩm
HV, HB	Độ cứng Vickers, độ cứng Brinell
TCVN	Tiêu chuẩn Việt Nam
ASTM	American Society for Testing and Materials — Hiệp hội Vật liệu và Thử nghiệm Hoa Kỳ

DANH MỤC HÌNH ẢNH

Hình 1. 1. Sự phụ thuộc ứng suất chảy σ, độ giãn dài tương đối δ và hằng số m vào tốc độ biến dạng của hợp kim ở trạng thái siêu dẻo (1) và trạng thái thông thường (2) [4]..... 4
Hình 1. 2. Độ giãn dài của hợp kim nhôm ở các nhiệt độ khác nhau [3]. 5
Hình 1. 3. Giản đồ pha hợp kim Al-Zn [1]. 6
Hình 1. 4. Thiết bị thí nghiệm của Bengough, năm 1912. 7
Hình 1. 5. Mẫu kéo siêu dẻo đầu tiên của Jenkins, năm 1928. 8
Hình 1. 6. Mẫu kéo nổi tiếng của Pearson với hợp kim Bi-Sn, độ giãn dài 1950%. 8
Hình 1. 7. Sơ đồ các mốc lịch sử phát triển của hợp kim siêu dẻo. 9
Hình 1. 8. Tính dễ kéo sợi của hợp kim Al-Zn (nghiên cứu năm 1962). 9
Hình 1. 9. Hợp kim đồng thương mại Highashi với độ giãn dài gần 8000%. 10
Hình 1. 10. Mô hình Raj-Ashby về trượt biên hạt: (a) không trượt – đàn hồi; (b) trượt có điều chỉnh đàn hồi; (c,d) trượt có điều chỉnh khuếch tán. 10
Hình 1. 11. Sơ đồ trượt và sắp xếp lại hạt trong quá trình biến dạng siêu dẻo (phương Y là phương kéo). 11
Hình 1. 12. Mô hình trượt biên hạt Ashby–Verral, điều chỉnh bởi dòng khuếch tán 11
Hình 1. 13. Trượt biên hạt bằng khuếch tán biên hạt [4]. 11
Hình 1. 14. Mô hình trượt biên hạt Ball–Hutchinson. 12
Hình 1. 15. Vai trò của ba cơ chế biến dạng siêu dẻo đối với hợp kim MA8 (a) và АМг6 (b) trong các vùng I–II–III. 12
Hình 1. 16. Góc thấm ướt θ giữa chất làm nhỏ mịn hạt và mầm kết tinh [21]. 13
Hình 1. 17. Quá trình SPF hợp kim nhôm AA5083 ở nhiệt độ 480°C. 14
Hình 1. 18. Tạo hình sản phẩm SPF kích thước lớn ở nhiệt độ trên 1000°C. 15
Hình 2. 1. Sơ đồ khối quy trình thực nghiệm chế tạo và đánh giá hợp kim Al-Zn-Mg-Cu (nền và biến tính La, Ce). 23

Hình 2. 2. Khuôn kim loại đúc phôi tấm hợp kim Al-Zn-Mg-Cu (lòng khuôn 200×200×10 mm, phết lớp graphit). 24
Hình 2. 3. Lò nhiệt luyện dùng cho ủ đồng đều hoá và ủ kết tinh lại. 24
Hình 2. 4. Kính hiển vi quang học Axiovert 25A dùng quan sát tổ chức tế vi (OM). 27
Hình 2. 5. Kính hiển vi điện tử quét FESEM Jeol 7600 kết hợp phổ tán xạ năng lượng tia X (SEM-EDS). 28
Hình 2. 6. Thiết bị nhiễu xạ Rơnghen D500 dùng phân tích cấu trúc pha (XRD). 28
Hình 2. 7. Thiết bị thử kéo vạn năng lắp kèm lò gia nhiệt, dùng thử kéo nhiệt độ thường và nhiệt độ cao. 28
Hình 3. 1. Sơ đồ quy trình làm sạch nhôm phế liệu trước khi đưa vào nấu luyện. 33
Hình 3. 2. Hợp kim Al-Zn-Mg-Cu sau nấu luyện, đúc thành dạng thỏi. 34
Hình 3. 3. Sơ đồ quy trình nấu luyện hợp kim Al-Zn-Mg-Cu. 35
Hình 3. 4. Ảnh hưởng thời gian nấu đến hiệu suất thu hồi hợp kim Al-Zn-Mg-Cu. 36
Hình 3. 5. Tổ chức tế vi hợp kim Al-Zn-Mg-Cu sau đúc, mẫu không biến tính bằng La, Ce. 41
Hình 3. 6. Tổ chức tế vi hợp kim Al-Zn-Mg-Cu sau đúc, mẫu có biến tính bằng La, Ce. 42
Hình 3. 7. Cấu trúc mạng tinh thể một số pha liên kim Al-RE: a) $Al_{11}RE_3$; b) Al_3RE và $AlRE_3$; c) Al_2RE; d) AlRE; e) $AlRE_2$. 47
Hình 3. 8. Kết quả phân tích SEM mẫu biến tính 4% RE, nhiệt độ biến tính 750°C, thời gian biến tính 150s. 50
Hình 3. 9. Tổ chức tế vi trạng thái đúc: a) mẫu không biến tính; b) mẫu biến tính bằng phương pháp đưa trực tiếp La, Ce vào kim loại lỏng. 51
Hình 3. 10. Mô hình cấu trúc mạng tinh thể: a) $Al_{11}Ce_3$; b) α-Al. 55
Hình 3. 11. Ảnh SEM tổ chức tế vi hợp kim trung gian Al-La-Ce, thể hiện các pha liên kim giàu đất hiếm phân bố trong nền nhôm. 56
Hình 3. 12. Sơ đồ khối tổng thể quy trình nấu đúc và biến tính hợp kim Al-Zn-Mg-Cu bằng đất hiếm La, Ce (QT-ĐT957-01). 59

Hình 4. 1. Mô hình hợp kim sau biến dạng dẻo (a) và sau kết tinh lại (b) 66
Hình 4. 2. Ảnh SEM phân tích tổ chức tế vi mẫu M1 (a), M3 (b)) sau ủ đồng đều hoá 480°C × 16h 67
Hình 4. 3. Sơ đồ nguyên lý kết tinh lại của vật liệu kim loại: hình thành mầm tại biên hạt biến dạng (a → b) và phát triển hạt tinh thể (b → c → d). 69
Hình 4. 4. Tổ chức tế vi hợp kim Al-Zn-Mg-Cu sau ủ kết tinh lại ở chế độ chính thức 380°C × 2 giờ. 69
Hình 4. 5. Tổ chức tế vi mẫu M1 (a- không biến tính), M3 (b- biến tính La, Ce) sau ủ kết tinh lại 71
Hình 4. 6. Ảnh TEM các pha tiết trên biên giới hạt trong hợp kim 7050 (tham chiếu) sau quá hoá già với mức độ biến dạng trước hoá già khác nhau: a) 0%; b) 1%; c) 5%. 73
Hình 4. 7. Giản đồ pha ba nguyên Al-Cu-Zn và Al-Mg-Zn trong vùng thành phần liên quan đến hợp kim Al-Zn-Mg-Cu nghiên cứu 77
Hình 4. 8. (a)Bề mặt phá huỷ mẫu kéo M1 sau tôi 480°C/5h + hoá già — dạng phá huỷ giòn hơn, mặt cắt thô. 78
Hình 4.8(b). Bề mặt phá huỷ mẫu kéo M3 sau tôi 480°C/5h + hoá già — dạng phá huỷ dẻo hơn, mặt cắt mịn, đồng đều. 79
Hình 4. 9. Biểu đồ ảnh hưởng tốc độ nguội (tốc độ kéo mẫu thử mô phỏng) đến độ cứng đạt được sau tôi và hoá già của hai nhóm mẫu M1, M3. 79
Hình 4. 10. Sơ đồ khối tổng thể quy trình công nghệ chính thức QT-ĐT957-02 xử lý nhiệt, cơ-nhiệt tăng bền hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce. 87
Hình 4. 11. Sơ đồ cơ chế tăng bền tổng hợp của hợp kim qua các công đoạn xử lý nhiệt, cơ-nhiệt, thể hiện diễn biến tổ chức tế vi và vai trò của La, Ce xuyên suốt chuỗi công nghệ. 88
Hình 4. 12. Sơ đồ khối chuỗi công nghệ xử lý nhiệt, cơ-nhiệt và các điểm kiểm soát chất lượng theo quy trình QT-ĐT957-02. 89
Hình 4. 13. Kết quả khảo sát bổ sung tổ chức tế vi khi ủ đồng đều hoá ở 350°C 93

Hình 5. 1. Giản đồ ứng suất - biến dạng lý thuyết, minh hoạ đường cong thử kéo 98
Hình 5. 2. Tổ chức tế vi (quan sát bằng hiển vi quang học) mẫu M1 (không biến tính) ở trạng thái sau đúc. 100
Hình 5. 3. Tổ chức tế vi (quan sát bằng hiển vi quang học) mẫu M3 (biến tính La, Ce) ở trạng thái sau đúc..... 100
Hình 5.3(a). Tổ chức tế vi mẫu M1 sau ủ đồng đều hoá, ở độ phóng đại x200. 101
Hình 5.3(b). Tổ chức tế vi mẫu M3 sau ủ đồng đều hoá, ở độ phóng đại x200. 101
Hình 5.4(a). Ảnh SEM tổ chức tế vi mẫu M1 (không biến tính) ở trạng thái sau đúc. 102
Hình 5.4(b). Ảnh SEM tổ chức tế vi mẫu M3 (biến tính La, Ce) ở trạng thái sau đúc. 102
Hình 5.5(a). Ảnh SEM tổ chức tế vi mẫu M1 sau biến dạng cán. 103
Hình 5.5(b). Ảnh SEM tổ chức tế vi mẫu M3 sau biến dạng cán. 103
Hình 5.6. Tổ chức tế vi mẫu M3 (biến tính La, Ce) sau ủ kết tinh lại ở chế độ 350°C, thể hiện tổ chức hạt mịn, đẳng trục, đồng đều — nền tảng cấu trúc thuận lợi cho biến dạng siêu dẻo..... 104
Hình 5.7(a). Giản đồ đường cong kéo thực nghiệm mẫu M1 ở các nhiệt độ thử 400°C và 450°C. 106
Hình 5.7(b). Giản đồ đường cong kéo thực nghiệm mẫu M3 ở các nhiệt độ thử 400°C và 450°C. 107
Hình 5.8. Biểu đồ độ giãn dài tương đối A (%) theo tốc độ kéo (10 / 1 / 0,1 mm/phút) tại nhiệt độ thử 400°C, so sánh hai nhóm mẫu. 108
Hình 5.9. Ảnh mẫu vật lý sau cán, so sánh trực quan giữa mẫu không biến tính (M1) và mẫu biến tính La, Ce (M3) ở cùng chế độ cán. 109
Hình 5.10. Máy thí nghiệm kéo - uốn nhiệt độ cao YM-H4502-H02, sử dụng để thực hiện toàn bộ các phép thử kéo nhiệt độ cao của đề tài. 111
Hình 5.11. Đầu kẹp mẫu chuyên dụng chịu nhiệt của máy kéo nhiệt độ cao và sơ đồ nguyên lý bố trí kéo mẫu trong buồng gia nhiệt. 112

Hình 5.12. Ảnh mẫu thử thật ở trạng thái trước và sau khi kéo đạt độ giãn dài cực đại δ_max = 667%, mẫu M3, thử ở 400°C, tốc độ 0,1 mm/phút. 116
Hình 5. 13. Sơ đồ khối tổng thể quy trình thử kéo nhiệt độ cao đánh giá khả năng biến dạng (QT-ĐT957-03). 120
Hình 6. 1(a). Tổ chức tế vi (quan sát bằng hiển vi quang học) mẫu đúc M1, không biến tính, lấy từ lô thử nghiệm ban đầu. 132
Hình 6. 2(b). Tổ chức tế vi (quan sát bằng hiển vi quang học) mẫu đúc M3, biến tính La, Ce, lấy từ lô thử nghiệm ban đầu. 133
Hình 6. 3(a). Ảnh SEM tổ chức tế vi mẫu đúc M1, lô thử nghiệm ban đầu. 133
Hình 6. 4(b). Ảnh SEM tổ chức tế vi mẫu đúc M3, lô thử nghiệm ban đầu, thể hiện các pha Al-RE phân bố mịn, rời rạc. 133
Hình 6. 5(a). Tổ chức tế vi mẫu M1 sau ủ đồng đều hoá, lô thử nghiệm ban đầu. 136
Hình 6. 6(b). Tổ chức tế vi mẫu M3 sau ủ đồng đều hoá, lô thử nghiệm ban đầu. 136
Hình 6. 7. Biểu đồ độ giãn dài tương đối theo tốc độ kéo 139
Hình 6. 8(a). Bề mặt đứt gãy sau thử kéo của mẫu M1, thể hiện đặc trưng phá huỷ giòn hơn tại vùng biên hạt. 140
Hình 6. 9(b). Bề mặt đứt gãy sau thử kéo của mẫu M3, thể hiện đặc trưng phá huỷ dẻo, hố xé (dimple) phân bố đồng đều hơn. 140
Hình 6. 10(a). Tổ chức tế vi mẫu M1 sau ủ kết tinh lại 450°C × 2 giờ, kích thước hạt trung bình 13–18 µm. 144
Hình 6. 11(b). Tổ chức tế vi mẫu M3 sau ủ kết tinh lại 450°C × 2 giờ, kích thước hạt trung bình khoảng 7 µm. 144
Hình 6. 12(a). Ảnh SEM (x800) tổ chức hạt mẫu M1 tại vị trí cá biệt, kích thước hạt đo được theo đường chéo biên hạt đạt 57,6 µm, thể hiện rõ mạng lưới biên hạt thô, không đồng đều. 146
Hình 6. 13(b). Ảnh SEM (x1000) tổ chức hạt mẫu M3 tại cùng công đoạn xử lý, thể hiện nền hạt mịn, đồng đều với mật độ pha liên kim Al-RE phân bố dày đặc, kích thước hạt nhỏ hơn nhiều so với M1. 146

Hình 6. 14. Sơ đồ lý thuyết cấu trúc tinh thể của các pha liên kim đất hiếm hệ Al-RE ($Al_{11}La_3$, Al_4Ce) hình thành trong hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính bằng La, Ce. 150

DANH MỤC BẢNG

Bảng 1. 1. Các pha chính trong hợp kim hệ Al-Zn-Mg và Al-Cu-Mg [11]. 7
Bảng 2. 1. Thành phần hoá học danh nghĩa (% khối lượng) của hai nhóm mẫu hợp kim nghiên cứu M1, M3. 21
Bảng 2. 2. Thiết bị và tiêu chuẩn phân tích, đánh giá sử dụng trong đề tài. 29
Bảng 3. 1. Tỷ lệ cháy hao của các nguyên tố trong quá trình nấu luyện hợp 33
Bảng 3. 2. Tính toán phối liệu cho 10 kg sản phẩm đúc hợp kim Al-Zn-Mg-Cu (tỷ lệ cháy hao giả định 3%). 34
Bảng 3. 3. Ảnh hưởng của nhiệt độ nấu luyện đến thành phần hoá học và hiệu suất thu hồi hợp kim Al-Zn-Mg-Cu (AA7475). 37
Bảng 3. 4. So sánh hiệu quả các phương án tinh luyện – khử khí đối với tổ chức và độ cứng hợp kim Al-Zn-Mg-Cu. 38
Bảng 3. 5. Ảnh hưởng của các yếu tố khuôn đúc đến chất lượng hợp kim Al-Zn-Mg-Cu (AA7475). 39
Bảng 3. 6. Tổng hợp các yếu tố công nghệ được lựa chọn trong quy trình nấu luyện hợp kim Al-Zn-Mg-Cu (AA7475). 43
Bảng 3. 7. Đặc trưng của thành phần đất hiếm Việt Nam (La, Ce) sử dụng trong nghiên cứu. 45
Bảng 3. 8. So sánh phương pháp biến tính trực tiếp và gián tiếp qua hợp kim trung gian Al-La-Ce đối với hợp kim Al-Zn-Mg-Cu. 52
Bảng 3. 9. Phối liệu chế tạo hợp kim trung gian Al-La-Ce (nhiệt độ nấu ≈ 930°C). 54
Bảng 3. 10. Phối liệu nấu hợp kim Al-Zn-Mg-Cu khi sử dụng hợp kim trung gian Al-La-Ce. 54
Bảng 4. 1. So sánh chế độ ủ đồng đều hoá khảo sát sơ bộ (giữa kỳ) và chế độ tối ưu (cuối kỳ) 68
Bảng 4. 2. So sánh chế độ ủ kết tinh lại khảo sát sơ bộ (giữa kỳ) và chế độ tối ưu 70

Bảng 4. 3. Kế hoạch lượt cán điển hình cho phôi có biến tính và không có biến tính La, Ce 74
Bảng 4. 4. Đối chiếu thông số công nghệ tôi dung dịch hoá giữa ba nguồn dữ liệu của đề tài. 79
Bảng 4. 5. Kết quả cơ tính tổng hợp 83
Bảng 4. 6. Thành phần hoá học (% khối lượng) của hai nhóm mẫu nghiên cứu 84
Bảng 4. 7. Bảng tổng hợp thông số công nghệ chính của quy trình xử lý nhiệt, cơ-nhiệt 91
Bảng 4. 8. Hệ thống điểm kiểm soát chất lượng (Quality Gate) QG-1 đến QG-5B theo quy trình công nghệ chính thức 92
Bảng 5. 1. Ảnh hưởng của nhiệt độ thử kéo đến giới hạn bền Rm, giới hạn chảy quy ước Rp0,2 và độ giãn dài tương đối A của hai nhóm mẫu 105
Bảng 5. 2. Hệ số nhạy tốc độ biến dạng m ước tính cho hai nhóm mẫu ở các tốc độ kéo khác nhau, nhiệt độ thử 400°C. 108
Bảng 5. 3. Thông số kích thước mẫu thử kéo trụ tròn tiêu chuẩn, áp dụng thống nhất cho toàn bộ thí nghiệm kéo nhiệt độ cao 112
Bảng 5. 4. Ma trận thực nghiệm hai nhân tố (nhiệt độ thử × tốc độ kéo) áp dụng cho hai nhóm mẫu 113
Bảng 5. 5. Độ giãn dài cực đại δ_max (%) theo trạng thái tổ chức tế vi, đo ở điều kiện thử tối ưu (400°C, tốc độ kéo 0,1 mm/phút), ... 116
Bảng 5. 6. Các bước của quy trình thử kéo nhiệt độ cao, áp dụng thống nhất cho thử cơ tính thông thường và thử đánh giá tính siêu dẻo 121
Bảng 5. 7. Sáu mức nhiệt độ chuẩn của quy trình đánh giá tính siêu dẻo 122
Bảng 5. 8. Chỉ tiêu nghiệm thu cơ tính thử tại 350°C, tốc độ kéo chuẩn 10^{-3} s^{-1} 123
Bảng 5. 9. Chỉ tiêu nghiệm thu cơ tính thử tại 350°C, tốc độ kéo chuẩn $10^{-3}s^{-1}$ 123
Bảng 5. 10. So sánh bản chất kỹ thuật giữa hai loại chỉ tiêu độ dẻo 125
Bảng 5. 11. Đối chiếu kết quả thực nghiệm với chỉ tiêu nghiệm thu chính thức 126

Bảng 6. 1. Ma trận thực nghiệm 3 mẻ nấu độc lập, tổng cộng 30 mẫu thử nghiệm ban đầu (15 mẫu M1, 15 mẫu M3), làm cơ sở đánh giá độ ổn định của quy trình nấu luyện – biến tính khi mở rộng quy mô..... 131
Bảng 6. 2. Ma trận mẫu thử nghiệm. 138
Bảng 6. 3. Bộ thông số công nghệ chính thức công đoạn nấu luyện – biến tính – đúc phôi hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce, ... 142
Bảng 6. 4. Tóm tắt bộ thông số công nghệ chính thức công đoạn xử lý nhiệt, cơ-nhiệt tăng bền hợp kim Al-Zn-Mg-Cu, ... 147
Bảng 6. 5. Chỉ tiêu cơ tính và độ cứng đỉnh theo trạng thái nhiệt luyện T6 và T73, tổng hợp từ kết quả hoàn thiện..... 148
Bảng 6. 6. Chỉ tiêu nghiệm thu chính thức rút gọn theo Quy trình QT-ĐT957-03, trạng thái T6, nhiệt độ chuẩn 350°C, tốc độ biến dạng chuẩn 10^{-3} s^{-1}..... 152
Bảng 6. 7. Đối chiếu song song kết quả tổ chức, cơ tính giữa giai đoạn thử nghiệm ban đầu và giai đoạn hoàn thiện, ... 154
Bảng 6. 8. Danh mục hồ sơ, minh chứng kèm theo phục vụ đối chiếu, kiểm tra kết quả Chương 6, lưu trữ tại hồ sơ khoa học và công nghệ của đề tài ĐT.CN.2023.957..... 157
Bảng 7. 1. So sánh đa tiêu chí giữa hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce của đề tài với các vật liệu cạnh tranh dùng trong đóng tàu. 164
Bảng 7. 2.Ước tính sơ bộ chi phí nguyên liệu thô cho 1 kg hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce 166
Bảng 7. 3.Danh mục 5 sản phẩm khoa học và công nghệ đăng ký của đề tài ĐT.CN.2023.957 168
Bảng 7. 4.Danh sách đơn vị phối hợp thực hiện và tiềm năng chuyển giao công nghệ của đề tài ĐT.CN.2023.957..... 170

MỞ ĐẦU

Công nghiệp đóng tàu là ngành kinh tế mũi nhọn của thành phố Hải Phòng, đòi hỏi nguồn vật liệu kết cấu nhẹ, có độ bền và độ dẻo cao để chế tạo các chi tiết dạng tấm, dễ dập, uốn, tạo hình. Hợp kim nhôm hệ Al-Zn-Mg-Cu (hệ 7xxx) là một trong những vật liệu triển vọng, tuy nhiên trong nước hiện chưa làm chủ được quy trình công nghệ chế tạo loại hợp kim này với độ dẻo cao, phần lớn vẫn phải nhập khẩu. Trong khi đó, Việt Nam có nguồn khoáng sản đất hiếm chứa Lantan (La) và Xeri (Ce) dồi dào, có tiềm năng lớn để biến tính, cải thiện tổ chức và cơ tính hợp kim nhôm nhưng chưa được khai thác tương xứng.

Xuất phát từ thực tế đó, đề tài "Nghiên cứu xây dựng quy trình công nghệ chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có tính dẻo cao biến tính bằng Lantan (La), Xeri (Ce) phục vụ công nghiệp đóng tàu" (mã số ĐT.CN.2023.957) được triển khai nhằm nội địa hóa quy trình chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu dạng tấm, tận dụng nguồn đất hiếm trong nước, phục vụ trực tiếp ngành công nghiệp đóng tàu tại Hải Phòng.

Đề tài do Trường Đại học Hàng Hải Việt Nam chủ trì, TS. Bùi Thị Ngọc Mai làm chủ nhiệm, thực hiện trong 22 tháng (từ tháng 12/2024 đến tháng 09/2026) với tổng kinh phí 2.144.830.000 đồng. Nội dung nghiên cứu được triển khai theo 6 nội dung lớn: (1) nghiên cứu tổng quan; (2) xây dựng quy trình nấu đúc hợp kim; (3) xây dựng quy trình xử lý nhiệt, cơ-nhiệt tăng bền; (4) xây dựng quy trình kéo nhiệt độ cao đánh giá khả năng biến dạng; (5) thử nghiệm chế tạo, hoàn thiện quy trình, sản phẩm và đánh giá kinh tế - kỹ thuật; (6) báo cáo tổng kết đề tài.

Kết quả nghiên cứu có ý nghĩa khoa học trong việc làm rõ vai trò của nguyên tố đất hiếm La, Ce đối với quá trình kết tinh, hóa bền và biến dạng dẻo của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu; đồng thời có ý nghĩa thực tiễn cao khi cung cấp một bộ quy trình công nghệ hoàn chỉnh, có thể chuyển giao cho doanh nghiệp, góp phần nội địa hóa vật liệu phục vụ công nghiệp đóng tàu, khai thác hiệu quả nguồn khoáng sản chiến lược trong nước.

Báo cáo tổng hợp được kết cấu thành 7 chương, ngoài phần Mở đầu, Kết luận và kiến nghị, Tài liệu tham khảo và Phụ lục sơ đồ khối quy trình công nghệ và Phụ lục: Chương 1 trình bày tổng quan vấn đề nghiên cứu; Chương 2 trình bày đối tượng, phạm vi và phương pháp nghiên cứu; Chương 3–5 trình bày kết

quả nghiên cứu xây dựng quy trình nấu đúc, xử lý nhiệt và thử kéo nhiệt độ cao; Chương 6 trình bày kết quả thử nghiệm chế tạo và hoàn thiện quy trình, sản phẩm; Chương 7 trình bày kết quả phân tích, đánh giá kinh tế - kỹ thuật và khả năng ứng dụng.

CHƯƠNG 1. TỔNG QUAN VỀ CÁC VẤN ĐỀ NGHIÊN CỨU

1.1. Khái quát về vật liệu có độ dẻo cao

1.1.1. Định nghĩa

Vật liệu có độ dẻo cao (siêu dẻo) là vật liệu khi thử nghiệm kéo trong điều kiện tốc độ biến dạng nằm trong khoảng 10^{-4}–10^{-1} s^{-1} và nhiệt độ biến dạng lớn hơn 0,4Tnc (Tnc – nhiệt độ nóng chảy tuyệt đối) có thể đạt được độ giãn dài tương đối trên 200%, trong khi vẫn giữ được độ bền cần thiết. Nhờ đặc tính này, hợp kim siêu dẻo được ứng dụng để chế tạo các chi tiết mỏng, hình dáng phức tạp, giảm khối lượng, tăng độ bền riêng và tiết kiệm năng lượng chế tạo [1], [3].

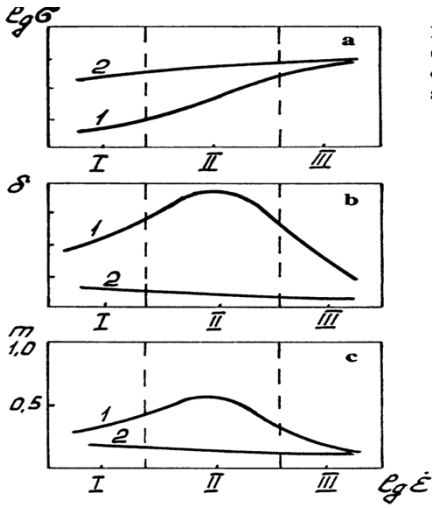
1.1.2. Đặc điểm của vật liệu có độ dẻo cao

Tổ chức hạt nhỏ mịn (kích thước dưới 10–15 μm) và đồng đều vừa làm tăng độ bền vừa làm tăng độ dẻo, đặc biệt tăng mạnh độ dai, khiến vật liệu khó bị phá huỷ giòn. Hạt càng nhỏ thì tốc độ biến dạng đạt hiệu ứng siêu dẻo càng cao và nhiệt độ xuất hiện hiệu ứng đó càng thấp, do tổng diện tích biên hạt lớn hơn tạo điều kiện thuận lợi cho trượt biên giới hạt khi nhiệt độ biến dạng tăng. Mối quan hệ giữa tốc độ biến dạng $\dot{\varepsilon}$, ứng suất σ, nhiệt độ T và kích thước hạt d được biểu diễn qua phương trình tổng quát:

$$\dot{\varepsilon} = A\cdot(D_0\cdot E\cdot b)/(K\cdot T)\cdot(\sigma/E)^n\cdot\exp(-Q/RT) \qquad (1.1)$$

trong đó A – hằng số; D_0 – hệ số khuếch tán; E – mô đun đàn hồi Young; b – vectơ Burger; K – hằng số Boltzmann; T – nhiệt độ tuyệt đối; σ – ứng suất áp dụng; n – số mũ ứng suất (độ nhạy tốc độ biến dạng); Q – năng lượng hoạt hoá khuếch tán; R – hằng số khí. Khi $n \approx 2$ và Q trùng với năng lượng kích hoạt khuếch tán biên hạt, cơ chế biến dạng chủ đạo là trượt biên giới hạt — cơ chế đặc trưng của trạng thái siêu dẻo [1], [4].

Theo Hart, độ bền của vật liệu phụ thuộc vào mức độ và tốc độ biến dạng theo quy luật $\sigma = A\cdot\varepsilon^n\cdot\dot{\varepsilon}^m$, trong đó hệ số nhạy cảm tốc độ biến dạng $m = \partial\ln\sigma/\partial\ln\dot{\varepsilon}$ là thông số quyết định khả năng chống hình thành nút thắt cục bộ khi kéo. Vật liệu siêu dẻo có m lớn (thường 0,3–0,8) nên biến dạng cục bộ được san đều ra toàn bộ chiều dài mẫu thay vì tập trung và gây đứt sớm như ở vật liệu thông thường (m nhỏ).



Hình 1. 1. *Sự phụ thuộc ứng suất chảy σ, độ giãn dài tương đối δ và hằng số m vào tốc độ biến dạng của hợp kim ở trạng thái siêu dẻo (1) và trạng thái thông thường (2) [4].*

Đường cong lgσ–lgε̇ của vật liệu siêu dẻo được chia thành ba vùng: vùng I (tốc độ biến dạng thấp) và vùng III (tốc độ biến dạng cao) có m, δ nhỏ; vùng II là vùng hiệu ứng siêu dẻo đạt hiệu quả cao nhất, thường ứng với $\dot{\varepsilon} \approx 10^{-4}$–$10^{-2}$ s^{-1}. Ngoài tốc độ biến dạng, các yếu tố cấu trúc khác cũng chi phối mạnh khả năng siêu dẻo của hợp kim:

- Nhiệt độ: ứng suất chảy giảm khi nhiệt độ biến dạng tăng, theo quan hệ Arrhenius $\dot{\varepsilon} = c \cdot \exp(-Q/RT)$; ảnh hưởng này chỉ thể hiện rõ với tổ chức hạt siêu mịn.

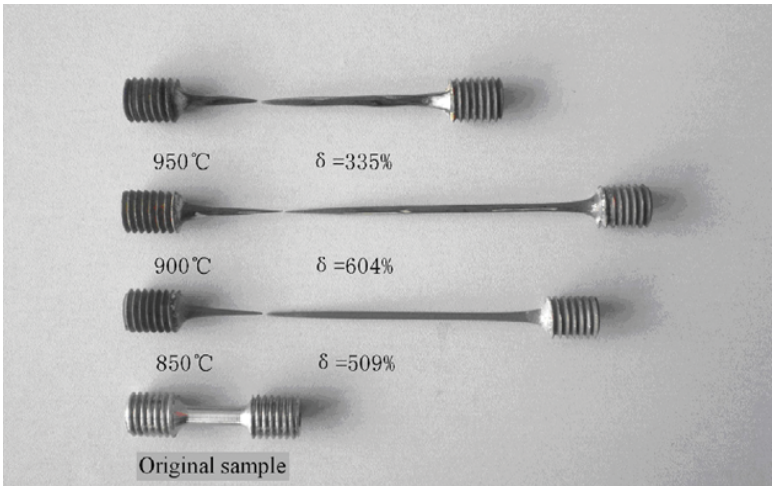
- Kích thước hạt: ứng suất chảy tỉ lệ với d^a ($a \approx 0{,}7$–2, thường lấy $a=1$); ở vùng II, tốc độ biến dạng $\varepsilon_{II} \sim d^{-b}$ với $b = 2$–3, cho thấy hạt càng nhỏ càng dễ đạt hiệu ứng siêu dẻo ở tốc độ biến dạng cao.

- Hình thái hạt: hợp kim công nghiệp thường tồn tại đồng thời vùng hạt mịn và vùng hạt thô; ví dụ hợp kim Al01420 với vùng hạt 6 μm cho độ giãn dài 720%, trong khi vùng hạt thô 75 μm chỉ đạt 210% ở cùng điều kiện thử (450°C, $\dot{\varepsilon}=10^{-3}$ s^{-1}).

- Thành phần pha và biên giới hạt: hợp kim nhiều pha dễ đạt trạng thái siêu dẻo hơn hợp kim một pha nhờ sự ổn định cấu trúc khi có sự khuếch tán tương hỗ giữa các pha; biên giới hạt vừa là mặt ngăn cách vừa là yếu tố cấu trúc quyết định cơ tính của vật liệu đa tinh thể.

1.1.3. Phạm vi ứng dụng vật liệu có độ dẻo cao

Nhờ khả năng biến dạng lớn trong khi vẫn đảm bảo độ bền, vật liệu siêu dẻo cho phép chế tạo chi tiết mỏng, độ dày đồng đều, hình dáng phức tạp bằng công nghệ dập, thổi hoặc ép mà không cần gia công cơ khí bổ sung, từ đó tiết kiệm nguyên vật liệu, giảm khối lượng kết cấu và tăng hiệu quả kinh tế trong sản xuất công nghiệp (ô tô, hàng không, đóng tàu) [29]–[32].

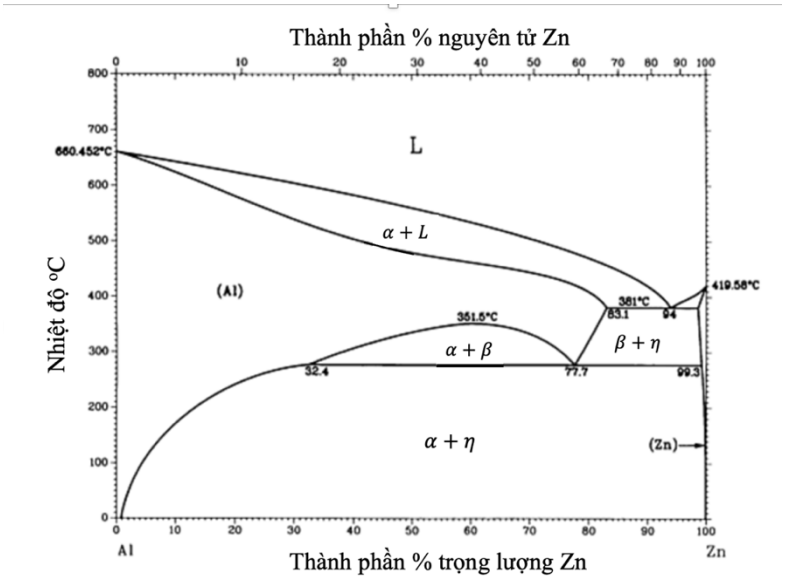


Hình 1. 2. Độ giãn dài của hợp kim nhôm ở các nhiệt độ khác nhau [3].

1.2. Vật liệu có độ dẻo cao trên cơ sở hợp kim Al-Zn

1.2.1. Khái quát về hợp kim Al-Zn

Hợp kim Al-Zn có nền là nhôm (Al) với nguyên tố hợp kim chủ yếu là kẽm (Zn). Ở nhiệt độ 380°C, kẽm hoà tan trong nhôm tới 84%, nhưng ở nhiệt độ thường độ hoà tan giảm còn khoảng 2%, tạo điều kiện hoá bền bằng tôi và hoá già. Hợp kim Al-Zn có khoảng chênh lệch nhiệt độ giữa đường lỏng và đường đặc lớn, dễ co ngót, dễ nứt nóng, nhưng có khả năng chịu ăn mòn tốt kể cả trong môi trường nước biển — một đặc tính quan trọng đối với ứng dụng đóng tàu. Trong toàn bộ báo cáo này, tên gọi “hệ Al-Zn” chỉ được dùng khi phân tích giản đồ pha và cơ sở lý thuyết của hệ nền hai nguyên tố; hợp kim nghiên cứu và toàn bộ sản phẩm của đề tài được thống nhất gọi là hệ hợp kim Al-Zn-Mg-Cu.



Hình 1. 3. Giản đồ pha hợp kim Al-Zn [1].

Cùng tích α+η hình thành từ các nhánh cây α và pha β trong quá trình chuyển biến ở 275°C. Tại 382°C, với hàm lượng khoảng 5% Al, xảy ra phản ứng cùng tinh L → (β+α); khi nguội chậm tiếp tục xảy ra phản ứng cùng tích α → [α′+η]. Làm nguội nhanh (tôi) có thể giữ được trạng thái quá bão hoà của α ở nhiệt độ thường, tạo tiền đề cho quá trình hoá già tiết pha sau này.

1.2.2. Quá trình tăng bền của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu

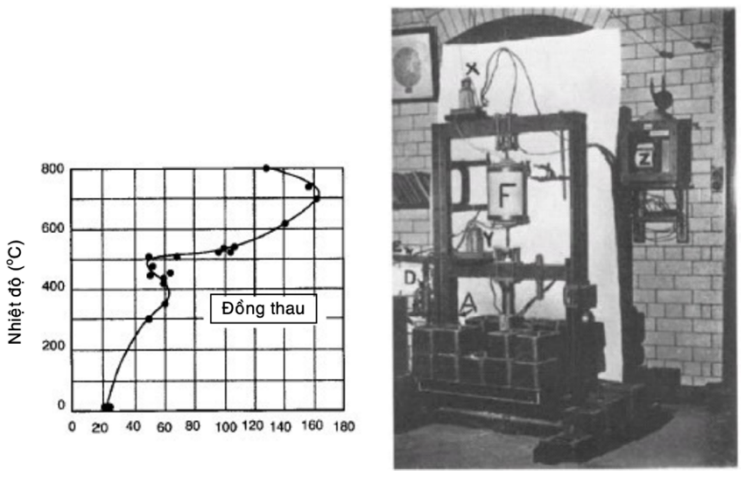
Hợp kim Al-Zn-Mg-Cu là hệ bốn nguyên có độ bền cao nhất trong các hợp kim nhôm biến dạng, có khả năng gia công áp lực, nhiệt luyện hoá bền và gia công cắt gọt tốt. Ở trạng thái hoá già, giới hạn chảy của hợp kim chỉ kém giới hạn bền 20–30 MPa và cao hơn 40–50% so với hợp kim Đura D16, đồng thời có độ chịu mài mòn vượt trội so với các hợp kim nhôm rèn khác. Hàm lượng Zn và Mg được khống chế ở mức vừa đủ để đạt độ bền cần thiết, vì hai nguyên tố này làm giảm độ dẻo, độ dai va đập và khả năng chống ăn mòn, chống mỏi nếu dư thừa (Mg > 2,5% làm giảm rõ rệt độ dẻo).

Ngoài dung dịch rắn α, hệ Al-Zn-Mg-Cu hình thành các pha liên kim chính là η($MgZn_2$), T($Al_2Mg_3Zn_3$) và S(Al_2CuMg); trong đó η và T đóng vai trò chủ đạo trong hoá bền, còn S là pha hoá bền phụ do hàm lượng Cu thấp. Khi nung nóng, các pha này hoà tan vào dung dịch rắn α; khi tôi tạo thành dung dịch rắn α quá bão hoà; khi hoá già nhân tạo, các phần tử phân tán kích thước nhỏ mịn của η, T, S tiết ra từ α quá bão hoà, tạo hiệu ứng hoá bền mạnh.

Bảng 1. 1. *Các pha chính trong hợp kim hệ Al-Zn-Mg và Al-Cu-Mg [11].*

Pha	Hợp kim Al-Zn-Mg	Hợp kim Al-Cu-Mg
θ	—	Al_2Cu
Z	Mg_2Zn_{11}	$Cu_6Mg_2Al_5$
S	—	Al_2CuMg
T (τ)	AlMgZn ($Al_2Mg_3Zn_3$; $Al_6Mg_{11}Zn_{11}$)	$CuMg_4Al_6$
η (M, σ)	$MgZn_2$	$Al_6Cu_4Mg_2$

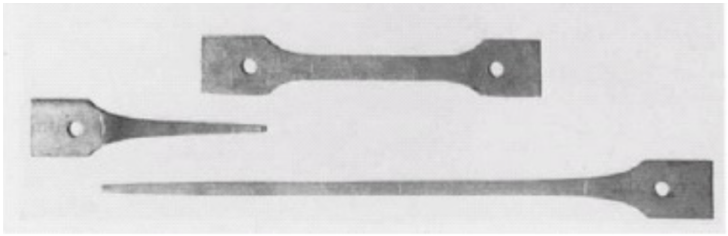
Hiện tượng siêu dẻo đã xuất hiện trong thực tiễn chế tác kim loại từ rất sớm: **đồng thanh asen** (arsenical bronze — hợp kim Cu–As) được chế tác từ khoảng 2500–2000 năm trước Công nguyên và thép Damascus (từ khoảng 300 năm trước Công nguyên) đều được ghi nhận có tổ chức hạt siêu mịn cùng khả năng biến dạng rất lớn ở nhiệt độ cao, tức là mang những đặc trưng tương tự siêu dẻo theo cách hiểu hiện nay. Tuy nhiên đó mới là kinh nghiệm chế tác truyền thống; việc nghiên cứu khoa học có hệ thống về siêu dẻo chỉ thực sự bắt đầu từ đầu thế kỷ XX.



Hình 1. 4. *Thiết bị thí nghiệm của Bengough, năm 1912.*

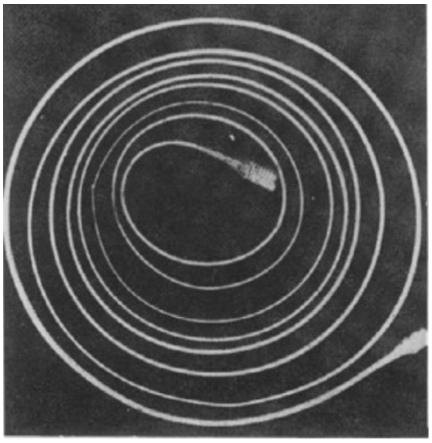
Năm 1912, Bengough (Đại học Liverpool) công bố kết quả kéo một thanh đồng thau (α+β) đạt độ giãn dài 163% ở 700°C, đưa ra giả thuyết về "liên kết vô định hình" trong kim loại. Năm 1928, Jenkins đạt độ giãn dài 300–400% với

hợp kim Cd-Zn và Pb-Zn sau khi kéo nóng cơ khí — bằng chứng thực nghiệm đầu tiên rõ ràng về tính siêu dẻo.



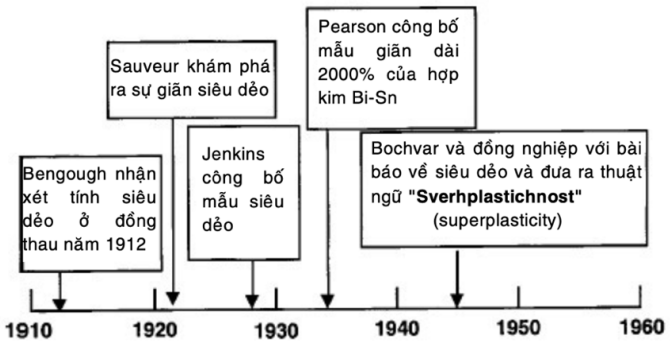
Hình 1. 5. *Mẫu kéo siêu dẻo đầu tiên của Jenkins, năm 1928.*

Năm 1934, Pearson (Đại học Newcastle) chứng minh hợp kim hai pha Bi-Sn có thể đạt độ giãn dài gần 2000% và cuộn tròn được, gây tiếng vang lớn trong giới khoa học.



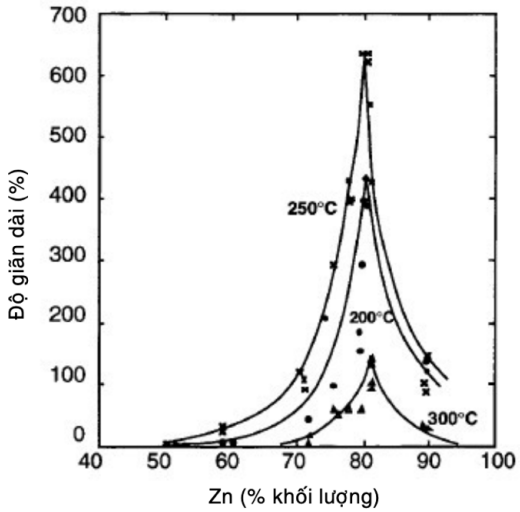
Hình 1. 6. *Mẫu kéo nổi tiếng của Pearson với hợp kim Bi-Sn, độ giãn dài 1950%.*

Năm 1945, Bochvar và Sviderskaya (Liên Xô) đặt ra thuật ngữ "sverkhplastichnost" (siêu dẻo); thuật ngữ tiếng Anh "superplasticity" xuất hiện lần đầu năm 1947 và được dùng chính thức trong bài báo kỹ thuật năm 1959 của Lozinsky và Simeonova.



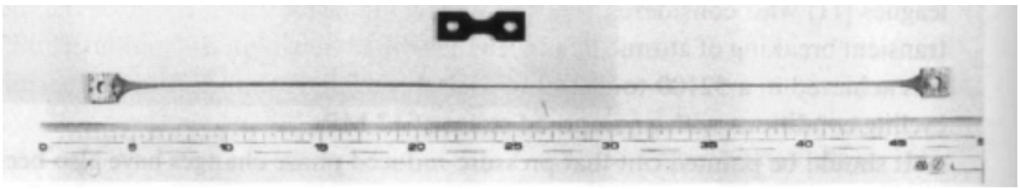
Hình 1. 7. *Sơ đồ các mốc lịch sử phát triển của hợp kim siêu dẻo.*

Giai đoạn 1962–1982 đánh dấu bước ngoặt quan trọng: bài tổng hợp năm 1962 của Underwood về hợp kim Zn-Al (thành phần 20%Al–80%Zn) đạt độ giãn dài 650% ở 250°C đã thu hút sự chú ý của Backofen (MIT), người sau đó phát triển các hợp kim Al-Cu và Pb-Sn siêu dẻo, mở đầu cho sự bùng nổ nghiên cứu trong lĩnh vực này.



Hình 1. 8. *Tính dễ kéo sợi của hợp kim Al-Zn (nghiên cứu năm 1962).*

Từ năm 1982, Hội nghị quốc tế đưa ra khái niệm "Superplastic Forming of Structural Alloys", mở ra chuỗi hội nghị chuyên đề quốc tế (Los Angeles 1984, Cranfield 1985, Grenoble 1985...). Năm 1991, tại ICSAM-91 (Osaka), trạng thái siêu dẻo được định nghĩa chính thức là trạng thái của vật liệu đa tinh thể đẳng hướng có độ giãn dài rất lớn trước khi phá huỷ. Kỷ lục độ giãn dài hiện nay thuộc về hợp kim đồng thương mại Cu-Al của Highashi, đạt gần 8000%.



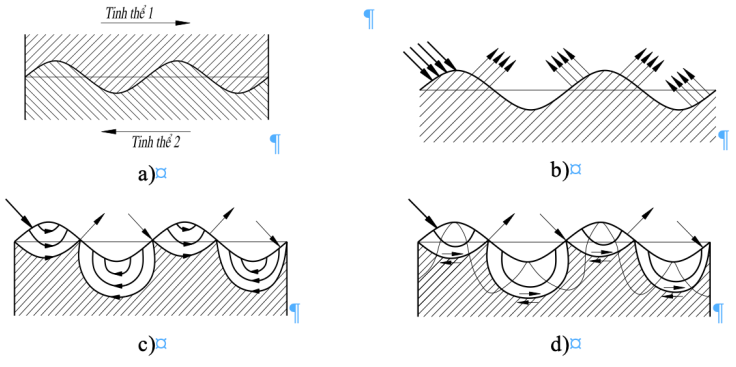
Hình 1. 9. Hợp kim đồng thương mại Highashi với độ giãn dài gần 8000%.

1.3. Cơ chế biến dạng độ dẻo cao

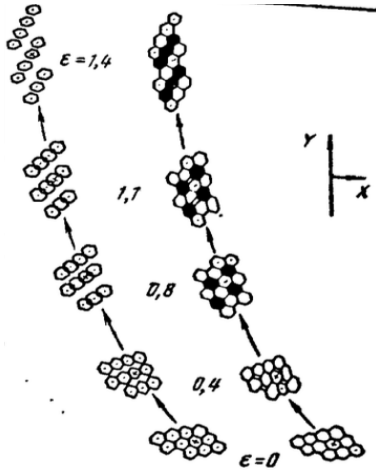
Cơ chế biến dạng siêu dẻo hiện chưa được chứng minh đầy đủ, nhưng được thừa nhận là kết quả tác động đồng thời của ba cơ chế: trượt trên biên giới hạt, sự dịch chuyển của các lệch trong hạt, và quá trình khuếch tán [1], [4], [8].

a) Trượt trên biên giới hạt

Đây là cơ chế chủ đạo, thể hiện qua sự dịch chuyển tương hỗ giữa các hạt liền kề dọc theo biên giới, làm tăng mật độ hạt theo phương kéo và giảm trên tiết diện ngang — khác biệt căn bản so với biến dạng thông thường (chủ yếu là kéo dài hạt mà không thay đổi số lượng hạt trên tiết diện). Vì bề mặt biên giới hạt vốn gồ ghề, quá trình trượt phải đi kèm với các cơ chế thích ứng (đàn hồi, khuếch tán, hoặc biến dạng dẻo cục bộ nhỏ) để làm phẳng mặt trượt.



Hình 1. 10. Mô hình Raj-Ashby về trượt biên hạt: (a) không trượt – đàn hồi; (b) trượt có điều chỉnh đàn hồi; (c,d) trượt có điều chỉnh khuếch tán.

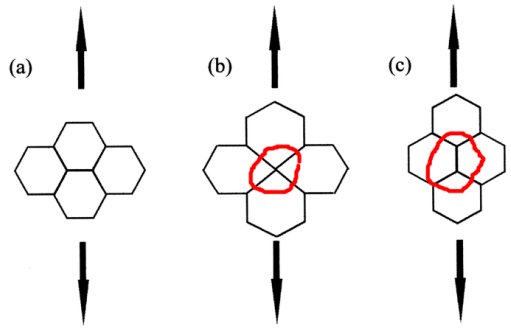


Hình 1. 11. Sơ đồ trượt và sắp xếp lại hạt trong quá trình biến dạng siêu dẻo (phương Y là phương kéo).

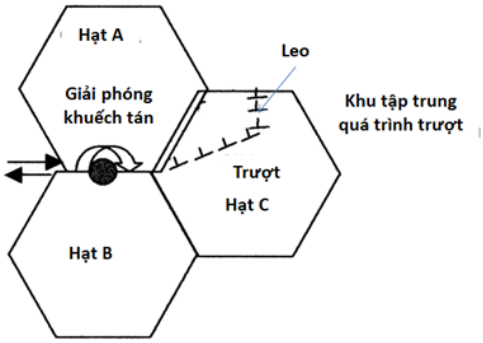
Biến dạng tổng εsum được tính bằng tổng biến dạng do trượt biên giới hạt (εgbs) và biến dạng bản thân hạt (εg): $\varepsilon_{sum} = \varepsilon gbs + \varepsilon g$, với εg = (Nt/Ni)^(2/3) – 1 (Nt, Ni là số hạt trên một đơn vị chiều dài theo phương ngang và dọc). Do biến dạng bản thân hạt gần như không đổi ở mức biến dạng lớn, biểu thức được rút gọn thành εsum ≈ εgbs(R), theo cách tiếp cận của Retringer.

b) Cơ chế dịch chuyển của lệch trong hạt và khuếch tán

Mô hình Ashby–Verral mô tả sự dịch chuyển hạt được điều chỉnh bởi dòng khuếch tán: $\dot{\varepsilon} = K_1 \cdot (b/g)^2 \cdot Deff \cdot (\sigma - \sigma THs/E)$, trong đó Deff là hệ số khuếch tán hiệu dụng, g là kích thước hạt, σTHs là ngưỡng ứng suất phát sinh do tăng diện tích biên giới hạt khi các hạt dịch chuyển và sắp xếp lại.



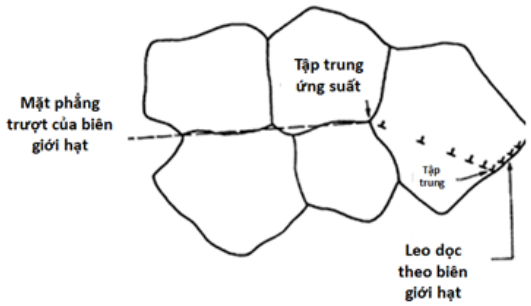
Hình 1. 12. Mô hình trượt biên hạt Ashby–Verral, điều chỉnh bởi dòng khuếch tán



Hình 1. 13. Trượt biên hạt bằng khuếch tán biên hạt [4].

Nghiên cứu của Mishra và cộng sự chỉ ra rằng chỉ một lượng nhỏ khuếch tán ở các hạt kích thước nhỏ đã đủ làm giảm ứng suất tập trung tại biên giới hạt

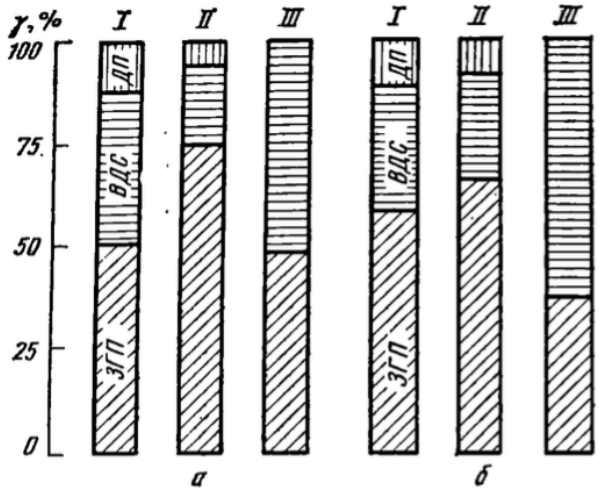
thông qua trượt. Mô hình Ball–Hutchinson bổ sung cơ chế dịch chuyển lệch trong vùng "lưu trú" gần biên giới hạt, giải thích thêm phần ứng suất không được mô hình Ashby–Verral bao quát.



Hình 1. 14. Mô hình trượt biên hạt Ball–Hutchinson.

c) Vai trò tương quan của ba cơ chế biến dạng

Ba cơ chế trượt biên hạt, dịch chuyển lệch trong hạt và khuếch tán có mối quan hệ chặt chẽ, đóng góp khác nhau tuỳ theo vùng tốc độ biến dạng (vùng I, II, III). Vùng II — nơi hiệu ứng siêu dẻo đạt hiệu quả cao nhất — là vùng mà trượt biên giới hạt đóng vai trò chi phối, được minh hoạ qua kết quả nghiên cứu trên hai hợp kim MA8 và AMг6.



Hình 1. 15. Vai trò của ba cơ chế biến dạng siêu dẻo đối với hợp kim MA8 (a) và AMг6 (b) trong các vùng I–II–III.

1.4. Làm nhỏ mịn hạt hợp kim nhôm

1.4.1. Khái niệm chung

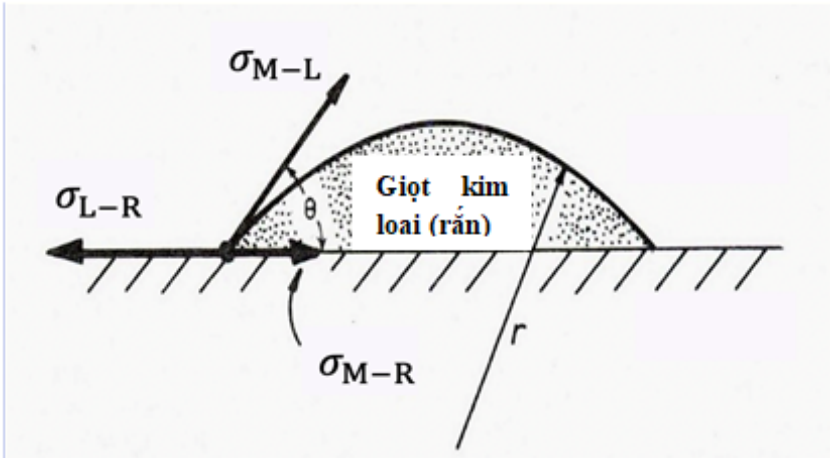
Làm nhỏ mịn hạt bằng nguyên tố đất hiếm là đưa vào kim loại lỏng một lượng nhỏ nguyên tố nhằm thay đổi hình dạng, kích thước tinh thể sơ cấp mà

không làm thay đổi đáng kể thành phần hợp kim. Cơ chế tác động: các hạt biến tính phân tán mịn đóng vai trò tâm mầm kết tinh dị thể, hoặc tích tụ trên bề mặt tinh thể đang phát triển làm giảm tốc độ lớn của các mặt tinh thể. Quá trình kết tinh gồm hai giai đoạn — tạo mầm và phát triển mầm — và biến tính chính là biện pháp can thiệp vào cả hai thông số tốc độ này.

1.4.2. Làm nhỏ hạt bằng phương pháp biến tính

Có hai cơ chế biến tính chính: biến tính hấp phụ (tạo màng hấp phụ bao quanh hạt tinh thể, ngăn hạt lớn lên) và biến tính tạo mầm kết tinh ngoại lai (chất biến tính phản ứng với nguyên tố trong hợp kim tạo hợp chất có thông số mạng gần với pha kết tinh, đóng vai trò tâm mầm). Theo nguyên lý tác dụng, các nhóm chất biến tính điển hình gồm: B, Ti, Zr, C, Sr (làm nhỏ mịn pha α-Al qua các pha liên kim AlB_2, Al_3Ti, Al_3Zr); phospho và hợp chất phospho (hiệu quả với Si sơ cấp); natri và muối natri (biến tính hấp phụ cho Si cùng tinh); và các nguyên tố chuyển tiếp Be, Mn, Cr, Ce (thay đổi hình thái pha chứa Fe từ dạng tấm/chữ Trung Quốc sang dạng cầu, đa diện mịn hơn).

Để đạt hiệu quả làm nhỏ hạt cao, chất biến tính cần thoả mãn: góc thấm ướt θ nhỏ với mầm kết tinh, cấu trúc nguyên tử tương đồng với mầm, ái lực hoá học lớn với mầm, bề mặt hoạt tính cao không bị oxit hoá che phủ, và ổn định (không hoà tan) trong kim loại lỏng.



Hình 1. 16. Góc thấm ướt θ giữa chất làm nhỏ mịn hạt và mầm kết tinh [21].

1.4.3. Làm nhỏ mịn hạt bằng cơ – nhiệt luyện

Cơ – nhiệt luyện là phương pháp kết hợp biến dạng dẻo với nhiệt luyện theo trình tự xác định (biến dạng dẻo phải xảy ra đồng thời hoặc gắn liền với

quá trình chuyển biến pha, không phải trước hay sau một cách tuỳ tiện) nhằm lợi dụng mật độ khuyết tật mạng tăng cao do biến dạng để tạo tổ chức tối ưu khi nhiệt luyện. Với hệ Al-Zn-Mg-Cu, chế độ ủ kết tinh lại thường chọn ở 230–380±50°C trong 0,5–2 giờ; tốc độ nguội sau ủ cần chậm (dưới 30°C/giờ tới 150°C) để tránh hiện tượng tự tôi ngoài ý muốn làm mất tác dụng kết tinh lại.

1.5. Công nghệ tạo hình siêu dẻo (SPF) hợp kim Al-Zn-Mg-Cu dạng tấm

1.5.1. Giới thiệu công nghệ SPF

Công nghệ tạo hình siêu dẻo (Superplastic Forming – SPF) sử dụng khí nén thổi ép phôi tấm ở trạng thái siêu dẻo xuống hình dạng khuôn, cho phép chế tạo các chi tiết thành mỏng, hình dạng phức tạp mà công nghệ dập, hàn truyền thống không thực hiện được trong một công đoạn duy nhất. Chiều dày sản phẩm phụ thuộc vào hình dạng khuôn, đặc tính vật liệu và điều kiện tạo hình (áp suất, nhiệt độ).



Hình 1. 17. Quá trình SPF hợp kim nhôm AA5083 ở nhiệt độ 480°C.



Hình 1. 18. Tạo hình sản phẩm SPF kích thước lớn ở nhiệt độ trên 1000°C.

1.5.2. Tình hình nghiên cứu công nghệ SPF trên thế giới

SPF được ứng dụng sản xuất công nghiệp lần đầu tại Anh năm 1968, khi tập đoàn British Aircraft Corporation (BAC) dùng công nghệ này chế tạo chi tiết máy bay. Hiện nay nhiều đại học hàng đầu (Oxford, Cambridge, Wolverhampton – Anh; Stuttgart – Đức) và tập đoàn công nghiệp (Rolls-Royce – Anh; Furukawa-Sky Aluminum – Nhật) tiếp tục nghiên cứu và ứng dụng SPF cho các chi tiết ô tô và hàng không.

1.5.3. Tình hình nghiên cứu công nghệ SPF tại Việt Nam

Tại Việt Nam, tạo hình siêu dẻo (SPF) hiện vẫn là một lĩnh vực công nghệ mới, mới chỉ dừng lại ở một số nghiên cứu bước đầu trong phòng thí nghiệm tại các trường đại học và viện nghiên cứu, chưa được chuyển giao hay ứng dụng ở bất kỳ quy mô sản xuất công nghiệp nào. Nguyên nhân chủ yếu đến từ ba rào cản: thứ nhất, Việt Nam chưa làm chủ được công nghệ chế tạo và biến tính hợp kim nhôm có độ dẻo siêu cao (trên 200%) đạt tiêu chuẩn đầu vào cho SPF, phần lớn phôi hợp kim nhôm chất lượng cao vẫn phải nhập khẩu; thứ hai, thiết bị ép nóng đẳng nhiệt chuyên dụng cho SPF có chi phí đầu tư lớn, trong khi năng lực tự chế tạo hoặc làm chủ vận hành thiết bị này trong nước còn hạn chế; thứ ba, đội ngũ nghiên cứu và cơ sở dữ liệu công nghệ (chế độ nhiệt độ, tốc độ biến dạng, hệ số nhạy tốc độ biến dạng m...) cho các hệ hợp kim cụ thể còn thiếu tính hệ thống. Do vậy, các chi tiết dạng tấm trong công nghiệp cơ khí, ô tô, đóng tàu tại Việt Nam hiện vẫn chủ yếu được gia công theo phương pháp truyền thống — cán, dập nguội/dập nóng, hàn ghép nhiều mảnh — dẫn tới khối lượng kết cấu lớn, nhiều mối hàn, độ chính xác biên dạng và độ thẩm mỹ sản phẩm hạn chế so với các sản phẩm SPF một khối.

Trong bối cảnh đó, việc nghiên cứu, tiếp thu và từng bước làm chủ công nghệ SPF, bắt đầu từ khâu chế tạo hợp kim nhôm có tính dẻo cao (như hướng tiếp cận của đề tài ĐT.CN.2023.957 với hệ Al-Zn-Mg-Cu biến tính đất hiếm La, Ce), có ý nghĩa quan trọng đối với ngành cơ khí chế tạo trong nước: giúp giảm khối lượng kết cấu, giảm số lượng mối hàn và các khuyết tật liên quan, rút ngắn quy trình công nghệ, đồng thời nâng cao tính thẩm mỹ và độ chính xác hình học của sản phẩm. Trước mắt, hướng ứng dụng khả thi và có nhu cầu thị trường rõ ràng nhất là các chi tiết dạng tấm mỏng, biên dạng phức tạp trong

công nghiệp ô tô (vỏ, cửa, tấm ốp bao quanh thân xe); về lâu dài, khi công nghệ và quy mô sản xuất trong nước được hoàn thiện, tiềm năng ứng dụng có thể mở rộng sang các kết cấu tấm mỏng, hợp kim nhẹ trong đóng tàu — lĩnh vực mà đề tài hướng tới phục vụ.

1.5.4. Ưu điểm và hạn chế của công nghệ SPF

Ưu điểm và hạn chế của công nghệ tạo hình siêu dẻo (SPF)

Về ưu điểm, công nghệ SPF cho phép tạo hình các chi tiết có biên dạng phức tạp, kể cả các bề mặt cong ba chiều, hốc sâu hoặc gân tăng cứng, chỉ trong một công đoạn duy nhất nhờ khả năng biến dạng dẻo cực lớn (thường trên 200%, có thể đạt tới hàng trăm phần trăm) của vật liệu ở trạng thái siêu dẻo, trong khi các phương pháp gia công áp lực truyền thống (dập, cán, uốn) không thể đạt được mức độ biến dạng tương đương mà không gây nứt, rách vật liệu. Nhờ vậy, quy trình chế tạo được rút ngắn đáng kể, loại bỏ hoàn toàn các nguyên công hàn ghép nhiều mảnh, dập định hình sơ bộ và uốn chỉnh sau tạo hình vốn thường đi kèm với truyền thống gia công tấm kim loại. Việc loại bỏ mối hàn cũng đồng nghĩa với loại bỏ các khuyết tật liên quan đến hàn (nứt nhiệt, biến dạng nhiệt, tập trung ứng suất tại mối hàn), giúp chi tiết đồng nhất về tổ chức và cơ tính trên toàn bộ bề mặt. Do chi tiết được tạo hình gần với kích thước và biên dạng cuối cùng, lượng phôi đầu vào và lượng vật liệu dư thừa cần loại bỏ sau gia công giảm mạnh, kéo theo tỷ lệ phế phẩm và giá thành sản phẩm trên một đơn vị chi tiết giảm, đặc biệt có lợi khi sản xuất loạt nhỏ hoặc chi tiết có hình dạng đặc thù. Về mặt kết cấu, chi tiết SPF nguyên khối có độ cứng vững cao hơn so với kết cấu ghép nhiều mảnh do không có các đường nối yếu, đồng thời bề mặt sản phẩm nhẵn, biên dạng chính xác, mang lại tính thẩm mỹ vượt trội — đây là lý do công nghệ này được ưa chuộng trong các chi tiết vỏ, ốp có yêu cầu thẩm mỹ cao như trong công nghiệp ô tô, hàng không.

Bên cạnh đó, công nghệ SPF cũng tồn tại một số hạn chế đáng kể. Trước hết, vật liệu đầu vào phải là hợp kim có cấu trúc hạt siêu mịn, đồng đều, đáp ứng điều kiện siêu dẻo (thường đòi hỏi quy trình luyện kim và xử lý nhiệt, cơ-nhiệt phức tạp, nhiều công đoạn để đạt được kích thước hạt yêu cầu), khiến chi phí vật liệu cao hơn đáng kể so với hợp kim thông thường cùng mác. Thiết bị tạo hình cũng là một rào cản lớn: quá trình SPF đòi hỏi ép đẳng nhiệt ở nhiệt độ cao, ổn định và khống chế chính xác tốc độ biến dạng thông qua điều khiển

áp suất khí theo thời gian thực, nên hệ thống thiết bị chuyên dụng có kết cấu phức tạp, chi phí đầu tư và vận hành lớn, không phổ biến như thiết bị dập, cán truyền thống. Ngoài ra, do cơ chế biến dạng siêu dẻo diễn ra ở tốc độ biến dạng rất thấp (thường trong khoảng 10^{-4}–10^{-2} s^{-1}) nhằm duy trì điều kiện trượt biên hạt ổn định, thời gian của một chu kỳ tạo hình thường kéo dài từ vài chục phút đến vài giờ cho một chi tiết, dài hơn nhiều so với chu kỳ dập nóng hay dập nguội thông thường, làm hạn chế năng suất khi sản xuất số lượng lớn. Đặc biệt, tại Việt Nam, một hạn chế mang tính then chốt là sự thiếu hụt tài liệu lý thuyết và dữ liệu thực nghiệm đầy đủ, hệ thống để tính toán, thiết kế khuôn mẫu và xác định các thông số công nghệ phù hợp (nhiệt độ tạo hình, tốc độ biến dạng, áp suất khí theo thời gian, hệ số nhạy tốc độ biến dạng m...) cho từng hệ hợp kim cụ thể — đây chính là khoảng trống về công nghệ và dữ liệu mà đề tài ĐT.CN.2023.957 hướng tới từng bước giải quyết, thông qua việc xây dựng quy trình chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính đất hiếm và khảo sát thực nghiệm khả năng biến dạng ở nhiệt độ cao.

1.6. Tổng quan tình hình nghiên cứu biến tính hợp kim Al-Zn-Mg-Cu bằng đất hiếm La, Ce

1.6.1. Tình hình nghiên cứu ngoài nước

Nhóm nghiên cứu của Xu Guo-fu và cộng sự (Trung Quốc, 2006) đã khảo sát ảnh hưởng của nguyên tố Erbi (Er) đến hợp kim Al-6Zn-2Mg. Bằng phương pháp nấu luyện đồng thời hợp kim nền và hợp kim trung gian, nhóm tác giả chứng minh việc bổ sung 0,4%Er giúp giảm kích thước hạt hơn 10 lần so với hợp kim không biến tính, nhờ cơ chế hình thành pha liên kim Al_3Er đóng vai trò mầm kết tinh.

Về ảnh hưởng của xử lý cơ – nhiệt đến độ dẻo cao, các nghiên cứu trên hệ hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính bằng Sc và Ni cho thấy: với chế độ ủ đồng đều hoá kết hợp cán nóng, cán nguội đến chiều dày 1mm, hợp kim đạt độ giãn dài từ 300% đến 600% tuỳ tốc độ biến dạng và nhiệt độ thử kéo. Nghiên cứu của A. Kumar và cộng sự trên hợp kim AA7010 (Al-6,3Zn-2,3Mg-1,5Cu-0,14Zr) có và không có bổ sung 0,23%Sc, qua quy trình ủ, cán nóng nhiều bước xen kẽ ủ trung gian và nhiệt luyện ba bước (tôi – hoá già – cán nóng), cho kết quả: hợp kim chứa Sc đạt hệ số nhạy tốc độ biến dạng m = 0,7 ở 475°C, độ giãn

dài cao nhất đạt 650% ở tốc độ biến dạng $1{,}9\times10^{-2}$ s^{-1}, cao hơn hẳn hợp kim không chứa Sc (210–273%) ở cùng điều kiện thử.

Tổng hợp các công bố quốc tế cho thấy: để làm nhỏ hạt hợp kim nhôm, các nghiên cứu chủ yếu sử dụng các nguyên tố truyền thống như Si hoặc các nguyên tố đất hiếm phổ biến ở nước ngoài như Zr, Sc, Er; đồng thời phải kết hợp với xử lý nhiệt hoặc cơ – nhiệt hợp lý thì kích thước hạt mới giảm được xuống dưới 10 μm và độ dẻo cao mới được nâng cao rõ rệt, có thể đạt độ giãn dài tới 1000% trong khoảng tốc độ biến dạng tối ưu ($8{,}3\times10^{-5}$–$8{,}3\times10^{-3}$ s^{-1}). Tuy nhiên, chưa có công bố quốc tế nào nghiên cứu cụ thể vai trò của nguyên tố đất hiếm Việt Nam La, Ce đến khả năng làm nhỏ mịn hạt hợp kim Al-Zn-Mg-Cu, cũng như chưa xây dựng được quy trình nấu luyện và chế độ xử lý cơ – nhiệt hoàn chỉnh dành riêng cho hệ hợp kim này khi biến tính bằng La, Ce.

1.6.2. Tình hình nghiên cứu trong nước và tại Hải Phòng

Trong nước, nghiên cứu về làm nhỏ mịn hạt hợp kim nhôm – kẽm bằng đất hiếm đã được các tác giả Trần Đức Huy, Thân Hoàng Bảo Lâm, Lê Thị Chiều công bố trên Tạp chí Khoa học và Công nghệ (số 114/2016). Nghiên cứu khảo sát sự thay đổi kích thước hạt và độ cứng của hợp kim khi bổ sung đất hiếm, bước đầu khẳng định hiệu quả làm nhỏ mịn tổ chức, tuy nhiên phạm vi khảo sát còn giới hạn ở quy mô phòng thí nghiệm nhỏ và chưa mở rộng sang xử lý cơ – nhiệt hay đánh giá khả năng biến dạng siêu dẻo.

Các nghiên cứu của Lương Văn Tiến, Hà Minh Hùng cùng cộng sự cũng đã bước đầu khảo sát ảnh hưởng của một số nguyên tố đất hiếm đến tổ chức hợp kim nhôm biến dạng, trong khi Lê Thị Thanh Hằng tập trung vào các phương pháp phân tích tổ chức tế vi phục vụ đánh giá hiệu quả biến tính. Đáng chú ý, chính chủ nhiệm đề tài — Bùi Thị Ngọc Mai — đã công bố kết quả nghiên cứu liên quan trên tạp chí Khoa học Công nghệ Hàng hải và bảo vệ thành công luận án Tiến sĩ về chủ đề làm nhỏ mịn hạt hợp kim nhôm hệ Al-Zn bằng đất hiếm Việt Nam, tạo nền tảng khoa học trực tiếp và sự kế thừa hợp lý cho việc triển khai đề tài cấp thành phố này ở quy mô công nghệ hoàn chỉnh hơn (từ nấu luyện, xử lý nhiệt, cơ – nhiệt đến thử nghiệm khả năng biến dạng nhiệt độ cao).

Tại Hải Phòng — trung tâm công nghiệp đóng tàu lớn của cả nước — nhu cầu vật liệu nhôm hợp kim nhẹ, độ bền cao, chống ăn mòn nước biển tốt và có

khả năng tạo hình các chi tiết thành mỏng, hình dáng phức tạp đang ngày càng cấp thiết nhằm giảm khối lượng kết cấu tàu, tăng hiệu quả sử dụng nhiên liệu và nâng cao tỷ lệ nội địa hoá vật liệu. Tuy nhiên đến nay, tại Hải Phòng nói riêng và Việt Nam nói chung, chưa có nghiên cứu nào xây dựng hoàn chỉnh quy trình công nghệ chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có tính dẻo cao biến tính bằng La, Ce phục vụ trực tiếp cho công nghiệp đóng tàu.

1.7. Nhận xét, xác định vấn đề đề tài cần giải quyết

- Từ tổng quan cơ sở lý thuyết về biến dạng siêu dẻo, công nghệ tạo hình SPF và tình hình nghiên cứu biến tính hợp kim nhôm trong và ngoài nước, có thể rút ra một số nhận xét sau:

- Cơ sở lý thuyết về siêu dẻo (cơ chế trượt biên hạt, dịch chuyển lệch, khuếch tán) và vai trò quyết định của kích thước hạt nhỏ mịn (<10–15 μm) đã được nghiên cứu tương đối đầy đủ trên thế giới, là nền tảng khoa học vững chắc để định hướng nghiên cứu thực nghiệm của đề tài.

- Các nghiên cứu quốc tế về làm nhỏ hạt hợp kim Al-Zn-Mg-Cu chủ yếu sử dụng các nguyên tố đất hiếm hoặc á kim khác (Sc, Zr, Er, Si), chưa có công bố về vai trò của La, Ce — hai nguyên tố đất hiếm sẵn có tại Việt Nam.

- Các nghiên cứu trong nước (kể cả luận án Tiến sĩ của chính chủ nhiệm đề tài) mới dừng ở việc khảo sát ảnh hưởng của La, Ce đến kích thước hạt và độ cứng ở quy mô phòng thí nghiệm nhỏ, chưa xây dựng được quy trình công nghệ hoàn chỉnh từ nấu luyện, biến tính, xử lý cơ – nhiệt đến xử lý bền sau tạo hình.

- Công nghệ tạo hình siêu dẻo (SPF) còn rất mới tại Việt Nam, chưa có công bố đầy đủ bộ thông số công nghệ (nhiệt độ, thời gian, tốc độ biến dạng) cho quy trình nấu luyện, biến tính và xử lý cơ – nhiệt dành riêng cho hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính bằng La, Ce ở quy mô có thể chuyển giao sản xuất công nghiệp.

- Trên cơ sở đó, đề tài xác định vấn đề khoa học cần giải quyết là: nghiên cứu làm rõ vai trò của nguyên tố đất hiếm Việt Nam La, Ce trong việc làm nhỏ mịn hạt hợp kim Al-Zn-Mg-Cu; từ đó xây dựng hoàn chỉnh quy trình công nghệ nấu luyện – biến tính – xử lý nhiệt, cơ-nhiệt – thử nghiệm khả năng biến dạng nhiệt độ cao, làm cơ sở khoa học và thực tiễn để chế tạo hợp kim nhôm có tính

dẻo cao, phục vụ trực tiếp nhu cầu vật liệu nhẹ, bền, chống ăn mòn cho công nghiệp đóng tàu tại Hải Phòng.

1.8. Kết luận chương 1

Chương 1 đã trình bày tổng quan cơ sở lý thuyết về vật liệu có độ dẻo cao, đặc điểm và các yếu tố cấu trúc chi phối hiệu ứng siêu dẻo, cơ chế biến dạng (trượt biên hạt, dịch chuyển lệch, khuếch tán), lịch sử phát triển vật liệu siêu dẻo, phương pháp làm nhỏ mịn hạt hợp kim nhôm bằng biến tính và cơ – nhiệt luyện, cũng như công nghệ tạo hình siêu dẻo (SPF) và tình hình nghiên cứu, ứng dụng trong và ngoài nước. Trên cơ sở phân tích các công bố khoa học liên quan đến hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính bằng đất hiếm, chương đã xác định rõ khoảng trống nghiên cứu và luận giải sự cần thiết của đề tài: xây dựng quy trình công nghệ hoàn chỉnh chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có tính dẻo cao biến tính bằng La, Ce, phục vụ công nghiệp đóng tàu tại Hải Phòng. Đây là cơ sở lý luận cho việc lựa chọn đối tượng, phương pháp nghiên cứu trình bày ở Chương 2 và triển khai thực nghiệm ở các chương tiếp theo.

CHƯƠNG 2. ĐỐI TƯỢNG, PHẠM VI VÀ PHƯƠNG PHÁP NGHIÊN CỨU

2.1. Đối tượng và phạm vi nghiên cứu

2.1.1. Đối tượng nghiên cứu

Đối tượng nghiên cứu của đề tài là hệ hợp kim nhôm Al-Zn-Mg-Cu có thành phần hoá học gần tương đương mác hợp kim nhôm tấm độ bền cao AA7475 (nhóm 7xxx, hoá bền chủ yếu bằng xử lý nhiệt kết hợp biến dạng), được hợp kim hoá thêm Mg, Cu và biến tính bằng tổ hợp hai nguyên tố đất hiếm Việt Nam Lantan (La) và Xeri (Ce). Đây là hệ hợp kim có ý nghĩa khoa học và thực tiễn lớn: vừa có tiềm năng đạt tổ hợp cơ tính cao, vừa khá nhạy cảm với trạng thái tổ chức ban đầu, chế độ nhiệt luyện và điều kiện gia công áp lực, nên rất phù hợp để làm sáng tỏ mối quan hệ giữa thành phần hợp kim – tiến hoá vi cấu trúc – khả năng biến dạng ở nhiệt độ cao.

Để tách bạch và định lượng vai trò của La, Ce trong toàn bộ chuỗi công nghệ chế tạo, đề tài triển khai nghiên cứu song song trên hai nhóm mẫu: mẫu nền M1 (không bổ sung đất hiếm) và mẫu biến tính M3 (bổ sung La, Ce). Việc bố trí song song hai nhóm vật liệu có cùng thành phần nền nhưng khác nhau duy nhất ở sự có mặt của đất hiếm cho phép so sánh định lượng, từ trạng thái đúc ban đầu, khả năng chịu biến dạng nóng, động học phục hồi – kết tinh lại, cho đến tổ chức và cơ tính sau các công đoạn xử lý tiếp theo. Thành phần hoá học danh nghĩa của hai nhóm mẫu nghiên cứu được trình bày ở Bảng 2.1.

Bảng 2. 1. Thành phần hoá học danh nghĩa (% khối lượng) của hai nhóm mẫu hợp kim nghiên cứu M1, M3.

Mẫu	Zn	Mg	Cu	Si	Fe	Mn	La	Ce	Al
M1 (nền)	6,10	2,20	1,74	≤ 0,34	≤ 0,24	0,14	–	–	Còn lại
M3 (biến tính La, Ce)	5,60	2,10	1,56	≤ 0,34	≤ 0,24	0,17	0,21	0,155	Còn lại

Hàm lượng đất hiếm đưa vào (khoảng 0,2–0,4% tổng La+Ce) được lựa chọn trên cơ sở dải hàm lượng biến tính phổ biến trong công nghiệp hợp kim nhôm (thường 0,1–0,6%) và kết quả khảo sát bước đầu của nhóm tác giả, bảo

đảm hiệu quả làm nhỏ hạt rõ rệt mà không gây dư thừa pha liên kim thô ở biên hạt.

2.1.2. Phạm vi nghiên cứu

Phạm vi thời gian: trong thời gian thực hiện đề tài theo hợp đồng ĐT.CN.2023.957.

Phạm vi không gian: đề tài được triển khai nghiên cứu, thực nghiệm tại Trường Đại học Hàng hải Việt Nam, kết hợp phân tích tại một số phòng thí nghiệm chuyên sâu về vật liệu kim loại.

Phạm vi nội dung được giới hạn theo hai nhóm vấn đề:

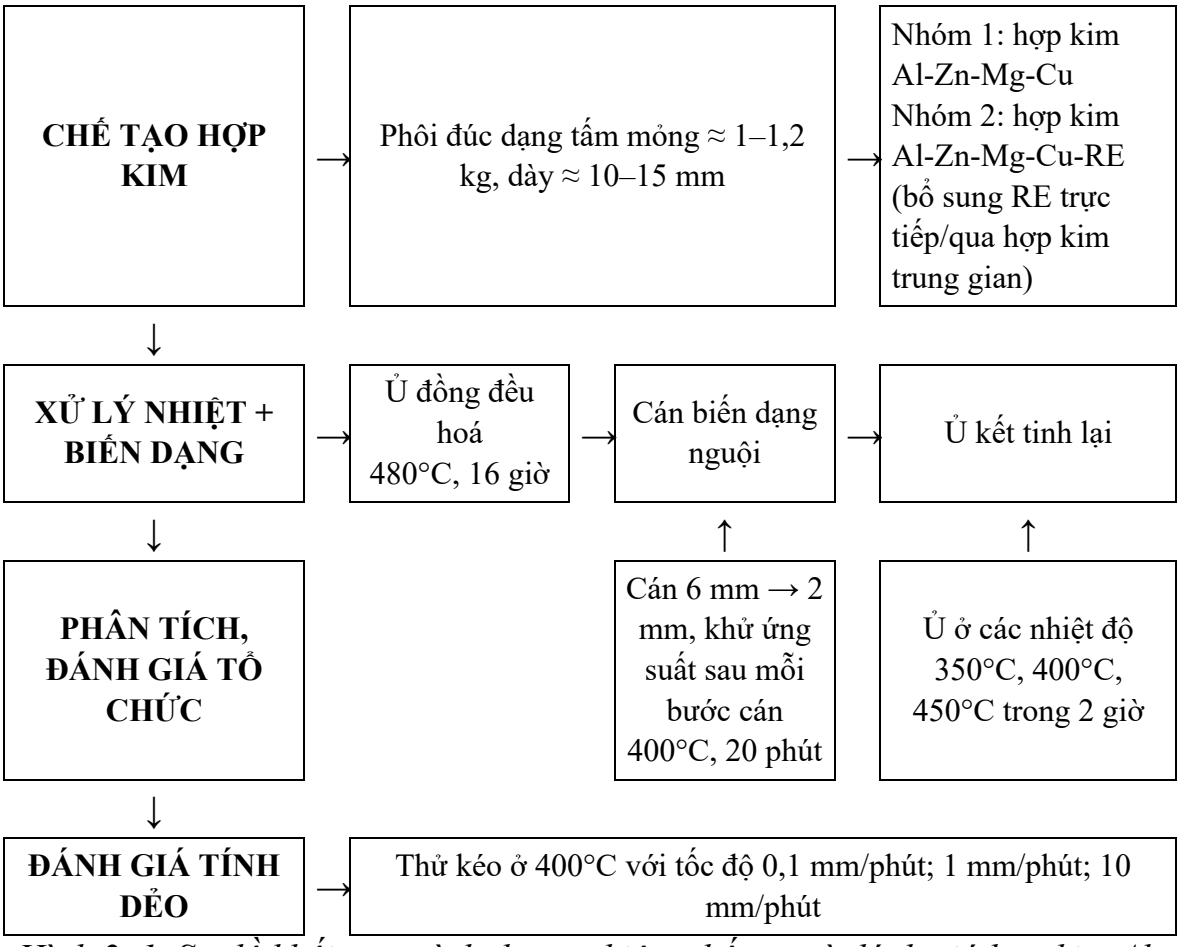
- Về lý thuyết: tổng quan hợp kim Al-Zn-Mg-Cu và cơ sở lý luận về vật liệu độ dẻo cao; cơ sở lựa chọn quy trình nấu đúc, biến tính bằng La, Ce; cơ sở xử lý nhiệt, cơ-nhiệt tăng bền; cơ sở đánh giá khả năng biến dạng bằng thử kéo nhiệt độ cao.

- Về thực nghiệm: nấu luyện thành công hợp kim Al-Zn-Mg-Cu dạng tấm với thành phần hoá học xác định, biến tính bằng La, Ce thông qua hợp kim trung gian; xử lý nhiệt, cơ-nhiệt theo quy trình được xây dựng; chế tạo hợp kim có kích thước hạt nhỏ (dưới 10 μm) và khả năng biến dạng dẻo trên 200%; xử lý tôi, hoá già sau thử nghiệm tính dẻo để tăng bền hợp kim.

2.2. Cách tiếp cận và luận cứ lựa chọn đối tượng, phương pháp triển khai

Đề tài lựa chọn cách tiếp cận hệ thống, kiểm chứng toàn bộ chuỗi công nghệ chế tạo trên cùng một nền hợp kim có và không có biến tính, thay vì đánh giá rời rạc từng công đoạn riêng lẻ. Cách tiếp cận này vừa có ý nghĩa khoa học — cho phép làm rõ mối quan hệ giữa thông số công nghệ, tiến hoá vi cấu trúc và đáp ứng cơ tính — vừa có ý nghĩa thực tiễn, vì tạo cơ sở trực tiếp để hoàn thiện quy trình chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu độ dẻo cao phục vụ ứng dụng đóng tàu. Chuỗi công nghệ được xác lập gồm các công đoạn kế tiếp nhau, mỗi công đoạn có vai trò chuẩn bị tổ chức cho công đoạn sau:

- (1) Nấu luyện hợp kim nền → (2) biến tính bằng La, Ce qua hợp kim trung gian → (3) đúc phôi tấm → (4) ủ đồng đều hoá → (5) cán biến dạng nhiều pass → (6) ủ kết tinh lại → (7) thử kéo nhiệt độ cao đánh giá khả năng biến dạng → (8) tôi, hoá già tăng bền.

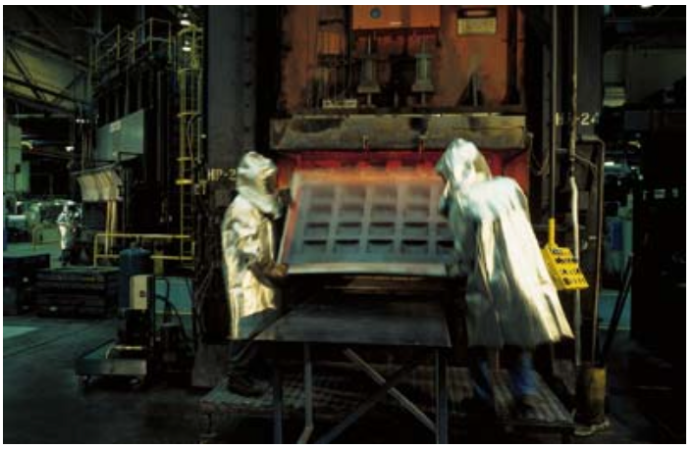


Hình 2. 1. Sơ đồ khối quy trình thực nghiệm chế tạo và đánh giá hợp kim Al-Zn-Mg-Cu (nền và biến tính La, Ce).

Về mặt kỹ thuật, hợp kim nền M1 được nấu luyện trong lò điện trở, nồi thép phủ graphit, dùng trợ dung che phủ (47% KCl + 30% NaCl + 23% Na_3AlF_6) và sục khí Ar để khử khí, nâng đến 750°C rồi rót vào khuôn kim loại tạo phôi tấm. Đối với mẫu biến tính M3, La và Ce được đưa vào gián tiếp thông qua hợp kim trung gian Al-La-Ce (nấu ở khoảng 930°C) trước khi phối vào hợp kim nền — do nhiệt độ nóng chảy của La (≈ 920°C) và Ce (≈ 795°C) khá cao, đường này cho khả năng hoà tan và phân bố đất hiếm tốt hơn so với đưa trực tiếp La, Ce vào hợp kim lỏng ở 750–800°C. Kết quả khảo sát tổ chức tế vi trạng thái đúc cho thấy khi không biến tính, kích thước hạt pha α-Al đạt 50–100 μm và không đều; trong khi mẫu biến tính bằng đường hợp kim trung gian cho hạt mịn hơn rõ rệt và đồng đều hơn, là cơ sở để lựa chọn quy trình biến tính qua hợp kim trung gian cho các bước xử lý cơ-nhiệt tiếp theo.



Hình 2. 2. Khuôn kim loại đúc phôi tấm hợp kim Al-Zn-Mg-Cu (lòng khuôn 200×200×10 mm, phết lớp graphit).



Hình 2. 3. Lò nhiệt luyện dùng cho ủ đồng đều hoá và ủ kết tinh lại.

Luận cứ lựa chọn trạng thái tổ chức đầu vào cho các bước thử nghiệm chế tạo là trạng thái sau ủ đồng đều hoá, được coi là trạng thái trung gian hợp lý giữa tổ chức đúc ban đầu và các bước xử lý cơ – nhiệt tiếp theo. Ở trạng thái đúc, hợp kim Al-Zn-Mg-Cu thường tồn tại tổ chức nhánh cây phát triển rõ, thiên tích thành phần lớn và các pha liên kim tập trung tại vùng gian nhánh cây, gây bất lợi cho gia công áp lực. Kết quả khảo sát giai đoạn khảo sát sơ bộ của nhóm tác giả cho thấy sau ủ đồng đều hoá ở 480°C trong 16 giờ, tổ chức nhánh cây của cả hai nhóm mẫu đã bị triệt tiêu; tuy nhiên mẫu M3 (có La, Ce) vẫn giữ được hạt mịn và đồng đều hơn mẫu M1, đồng thời chịu được số pass cán lớn hơn (6 pass so với 5 pass ở M1) trước khi xuất hiện nứt viền. Sau ủ kết tinh lại, mẫu M3 đạt kích thước hạt khoảng 7 µm, nhỏ hơn rõ rệt so với 13–18 µm ở mẫu M1. Đây là những căn cứ thực nghiệm trực tiếp để lựa chọn chế độ công nghệ chủ đạo (ủ đồng đều hoá 480°C×16h – cán nhiều pass – ủ kết tinh lại 450°C×2h) làm định hướng cho các nội dung nghiên cứu tiếp theo.

Việc lựa chọn phương pháp triển khai còn được luận chứng dựa trên tổng quan tình hình nghiên cứu trong và ngoài nước. Ở trong nước, nghiên cứu của Trần Đức Huy, Thân Hoàng Bảo Lâm và Lê Thị Chiều (Tạp chí Khoa học và

Công nghệ, số 114/2016) đã bước đầu khảo sát ảnh hưởng của đất hiếm Việt Nam (La, Ce) hàm lượng 0,2–0,6% ở các nhiệt độ biến tính 700–800°C đến kích thước hạt và độ cứng của hợp kim Al-5Zn-3,5Mg-1,2Cu, nhưng mới dừng ở mức khảo sát tổ chức đúc, chưa xây dựng thành quy trình công nghệ hoàn chỉnh gồm cả xử lý cơ-nhiệt và đánh giá khả năng biến dạng nóng.

Ở ngoài nước, nhiều công bố gần đây khẳng định hiệu quả làm nhỏ hạt của các nguyên tố đất hiếm và kim loại chuyển tiếp đối với hệ Al-Zn-Mg-Cu. Nghiên cứu của A. Kumar và cộng sự trên hợp kim AA7010 bổ sung Sc cho hệ số nhạy tốc độ biến dạng m cao nhất đạt 0,7 ở 475°C, độ giãn dài tới 650% — cao hơn hẳn so với hợp kim không biến tính (210–273%) ở cùng điều kiện thử. Nghiên cứu về vai trò của các nguyên tố đất hiếm La, Ce, Sm và Er trong hợp kim Al-6,7Zn-2,6Mg-2,0Cu-0,1Zr (đăng trên Transactions of the Indian Institute of Metals) cho thấy các nguyên tố đất hiếm hình thành các pha liên kim Al11La3, Al4Ce... ghim biên hạt, ức chế kết tinh lại và làm nhỏ tổ chức trong quá trình xử lý dung dịch, với hiệu quả làm nhỏ hạt tăng dần theo thứ tự La < Ce < Sm < Er. Một số công bố năm 2024–2025 (ScienceDirect) về xử lý cơ-nhiệt cải tiến cho hợp kim Al-Zn-Mg-Cu cũng cho thấy khi kết hợp mức biến dạng và chế độ ủ phù hợp có thể đạt tổ chức hạt đẳng trục kích thước 9,0 ± 1,9 μm và độ giãn dài siêu dẻo tới 550% ở 500°C, tốc độ biến dạng 2×10^{-3} s^{-1}, khẳng định vai trò quyết định của tổ hợp "kích thước hạt nhỏ – hình thái đẳng trục – biến dạng nhiều pass – ủ kết tinh lại" đối với khả năng biến dạng siêu dẻo.

Tổng hợp các công bố trong và ngoài nước cho thấy: (i) hiệu quả làm nhỏ hạt của đất hiếm đối với hệ Al-Zn-Mg-Cu đã được ghi nhận, nhưng phần lớn tập trung vào các nguyên tố Sc, Zr, Er hoặc khảo sát La, Ce một cách riêng lẻ, ở quy mô phòng thí nghiệm và chủ yếu dừng ở giai đoạn đúc; (ii) chưa có công bố nào (trong và ngoài nước) xây dựng đồng bộ một quy trình công nghệ hoàn chỉnh — từ nấu luyện, biến tính đồng thời bằng La và Ce, đến xử lý cơ-nhiệt và đánh giá định lượng khả năng biến dạng nóng — cho hệ hợp kim Al-Zn-Mg-Cu sử dụng nguồn đất hiếm Việt Nam. Đây chính là khoảng trống nghiên cứu mà đề tài hướng tới lấp đầy, đồng thời là luận cứ trực tiếp cho việc lựa chọn đối tượng, phạm vi và cách tiếp cận hệ thống nêu trên.

2.3. Phương pháp nghiên cứu lý thuyết và thực nghiệm

Đề tài sử dụng kết hợp nhiều phương pháp nghiên cứu: phương pháp thu thập và hệ thống hoá dữ liệu; phương pháp phân tích, thống kê, tổng hợp; phương pháp nghiên cứu lý thuyết; phương pháp thực nghiệm; và phương pháp kế thừa kết quả nghiên cứu trước đây của nhóm tác giả.

Phương pháp nghiên cứu lý thuyết

Đề tài triển khai nghiên cứu lý thuyết trên cơ sở thu thập, phân tích và tổng hợp có hệ thống nguồn tài liệu trong và ngoài nước, bao gồm các bài báo khoa học chuyên ngành, tiêu chuẩn kỹ thuật, sách chuyên khảo và cơ sở dữ liệu khoa học uy tín. Trên cơ sở đó, nhóm nghiên cứu xây dựng nền tảng lý luận về đặc điểm tổ chức pha, cơ chế hoá bền tiết pha và cơ chế biến dạng siêu dẻo đặc trưng của hệ hợp kim Al-Zn-Mg-Cu, làm căn cứ khoa học để xác định các điều kiện công nghệ (chế độ nấu luyện, xử lý nhiệt, cơ-nhiệt) và điều kiện thử nghiệm phù hợp, định hướng cho các bước nghiên cứu thực nghiệm tiếp theo của đề tài.

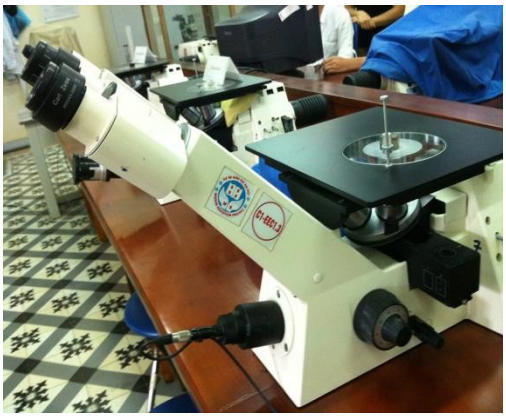
Phương pháp thực nghiệm

Phương pháp thực nghiệm được triển khai theo trình tự các công đoạn công nghệ, cụ thể:

- Nghiên cứu, xây dựng quy trình công nghệ nấu luyện và biến tính hợp kim Al-Zn-Mg-Cu bằng đất hiếm Việt Nam La, Ce (thông qua hợp kim trung gian), khảo sát ảnh hưởng của thông số công nghệ (nhiệt độ, thời gian, hàm lượng biến tính) đến tổ chức vật đúc.
- Phân tích, xác định chế độ ủ đồng đều hoá, biến dạng (cán nguội/cán nóng nhiều pass), ủ kết tinh lại để chế tạo phôi hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có tổ chức hạt nhỏ mịn.
- Xác định điều kiện thử nghiệm kéo ở nhiệt độ cao (nhiệt độ, tốc độ biến dạng) để kiểm tra độ bền, độ dẻo của hợp kim có và không có La, Ce, làm cơ sở xác lập hệ số nhạy tốc độ biến dạng m và vùng công nghệ biến dạng tối ưu.
- Xác định điều kiện tôi, hoá già để tăng bền hợp kim sau khi đã đạt trạng thái dẻo cao.

- Sau mỗi bước xử lý nhiệt, cơ-nhiệt và thử kéo, tiến hành phân tích, đánh giá tổ chức tế vi và cơ tính của hợp kim nghiên cứu để đối chiếu, hiệu chỉnh thông số công nghệ cho bước tiếp theo.

Về mặt thiết bị, tổ chức tế vi được quan sát bằng kính hiển vi quang học Axiovert 25A và kính hiển vi điện tử quét FESEM Jeol 7600 (kết hợp phổ tán xạ năng lượng tia X — EDS); mẫu kim tương được tẩm thực bằng dung dịch Keller (95 ml nước cất + 2,5 ml HNO_3 + 1,5 ml HCl + 1,0 ml HF). Phân tích cấu trúc pha bằng nhiễu xạ kế Rơnghen D500, thực hiện tại Trung tâm Phân tích phân loại hàng hoá xuất nhập khẩu – Tổng cục Hải quan và Khoa Vật lý, Trường Đại học Khoa học Tự nhiên – Đại học Quốc gia Hà Nội. Thử kéo nhiệt độ thường và nhiệt độ cao được thực hiện trên thiết bị thử kéo hãng Devontrans lắp kèm lò gia nhiệt Nabertherm (Trung tâm Tiêu chuẩn – Đo lường – Chất lượng, Viện Công nghệ), cho phép khảo sát cơ tính ở dải nhiệt độ cao phù hợp với đánh giá khả năng biến dạng siêu dẻo.



Hình 2. 4. Kính hiển vi quang học Axiovert 25A dùng quan sát tổ chức tế vi (OM).



Hình 2. 5. Kính hiển vi điện tử quét FESEM Jeol 7600 kết hợp phổ tán xạ năng lượng tia X (SEM-EDS).



Hình 2. 6. Thiết bị nhiễu xạ Rơnghen D500 dùng phân tích cấu trúc pha (XRD).



Hình 2. 7. Thiết bị thử kéo vạn năng lắp kèm lò gia nhiệt, dùng thử kéo nhiệt độ thường và nhiệt độ cao.

Phương pháp kế thừa: đề tài kế thừa các kết quả nghiên cứu đã đạt được ở giai đoạn khảo sát sơ bộ của chính nhóm tác giả (Chuyên đề 5.1–5.4) làm cơ sở dữ liệu đối chứng và định hướng cho các nội dung nghiên cứu tiếp theo, tránh lặp lại các khảo sát đã có kết luận rõ ràng.

2.4. Thiết bị, tiêu chuẩn phân tích và đánh giá sử dụng

Việc phân tích, đánh giá tổ chức và cơ tính hợp kim trong suốt quá trình nghiên cứu được thực hiện bằng các thiết bị hiện đại, kết hợp đối chiếu theo các tiêu chuẩn phân tích, thử nghiệm hiện hành, cụ thể như Bảng 2.2.

Bảng 2. 2. Thiết bị và tiêu chuẩn phân tích, đánh giá sử dụng trong đề tài.

Nội dung phân tích/thử nghiệm	**Thiết bị/phương pháp**	**Tiêu chuẩn tham chiếu**
Thành phần hoá học vật đúc	Phân tích quang phổ phát xạ (OES)	TCVN/ASTM tương ứng theo hệ hợp kim nhôm
Tổ chức tế vi	Kính hiển vi quang học Axiovert 25A (OM)	ASTM E3 (chuẩn bị mẫu kim tương)
Tổ chức vi mô, thành phần pha cục bộ	Kính hiển vi điện tử quét FESEM Jeol 7600 (SEM-EDS)	—
Phân tích pha, cấu trúc tinh thể	Nhiễu xạ kế Rơnghen D500 (XRD)	—
Kích thước hạt	Đo trên ảnh hiển vi (phương pháp đoạn chặn đường)	ASTM E112
Độ cứng	Đo độ cứng Brinell/Vickers	TCVN tương đương ASTM E10/E92
Thử kéo nhiệt độ thường	Máy thử kéo Devontrans	TCVN 197-1:2014 (tương đương ISO 6892-1)
Thử kéo nhiệt độ cao	Máy thử kéo Devontrans + lò gia nhiệt Nabertherm	ASTM E21
Đánh giá khả năng biến dạng siêu dẻo	Thử kéo tốc độ biến dạng chậm ở nhiệt độ cao	ASTM E2448

Việc lựa chọn đồng thời các phương pháp phân tích tổ chức (OM, SEM-EDS, XRD) và phương pháp đánh giá cơ tính (đo độ cứng, thử kéo nhiệt độ thường và nhiệt độ cao) cho phép xây dựng mối liên hệ định lượng giữa thông số công nghệ, tổ chức tế vi và khả năng biến dạng của hợp kim ở từng công

đoạn, làm cơ sở khoa học cho việc đề xuất và hoàn thiện quy trình công nghệ ở các chương tiếp theo.

2.5. Kết luận chương 2

Chương 2 đã xác định rõ đối tượng nghiên cứu là hệ hợp kim Al-Zn-Mg-Cu tương đương mác AA7475, triển khai song song trên hai nhóm mẫu M1 (nền) và M3 (biến tính La, Ce) với thành phần hoá học cụ thể; xác định phạm vi nghiên cứu về thời gian, không gian và nội dung (lý thuyết và thực nghiệm). Trên cơ sở phân tích tổng quan tình hình nghiên cứu trong và ngoài nước, chương đã luận giải cách tiếp cận hệ thống theo toàn bộ chuỗi công nghệ (nấu luyện – biến tính – đúc – ủ đồng đều hoá – cán nhiều pass – ủ kết tinh lại – thử kéo nhiệt độ cao – tôi, hoá già), cùng luận cứ lựa chọn trạng thái tổ chức đầu vào và phương pháp triển khai thực nghiệm. Đồng thời, chương đã hệ thống hoá các phương pháp nghiên cứu lý thuyết, thực nghiệm và các thiết bị, tiêu chuẩn phân tích, đánh giá được sử dụng xuyên suốt đề tài. Đây là cơ sở phương pháp luận cho việc triển khai các nội dung nghiên cứu cụ thể ở Chương 3, Chương 4 và Chương 5 của báo cáo.

CHƯƠNG 3. NGHIÊN CỨU XÂY DỰNG QUY TRÌNH NẤU ĐÚC HỢP KIM Al-Zn-Mg-Cu

Chương 3 trình bày kết quả nghiên cứu xây dựng quy trình nấu đúc hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính bằng đất hiếm La, Ce. Vấn đề đặt ra là tạo được phôi đúc có tổ chức hạt nhỏ, đồng đều và ổn định ngay từ trạng thái đúc — tiền đề bắt buộc cho các công đoạn xử lý nhiệt và biến dạng tiếp theo. Chương lần lượt làm rõ ảnh hưởng của các thông số công nghệ nấu luyện, lựa chọn phương pháp đưa La, Ce vào hợp kim, phân tích cơ chế làm nhỏ hạt của các pha liên kim Al-RE, và trên cơ sở đó đề xuất quy trình công nghệ hoàn chỉnh. Toàn bộ kết quả dựa trên số liệu thực nghiệm thu được tại Trường Đại học Hàng hải Việt Nam, nhất quán với phương pháp và điều kiện thí nghiệm nêu tại Chương 2.

3.1. Nghiên cứu các thông số công nghệ nấu luyện hợp kim Al-Zn-Mg-Cu

3.1.1. Ảnh hưởng của các nguyên tố hợp kim chính, phụ và thành phần phối liệu ban đầu

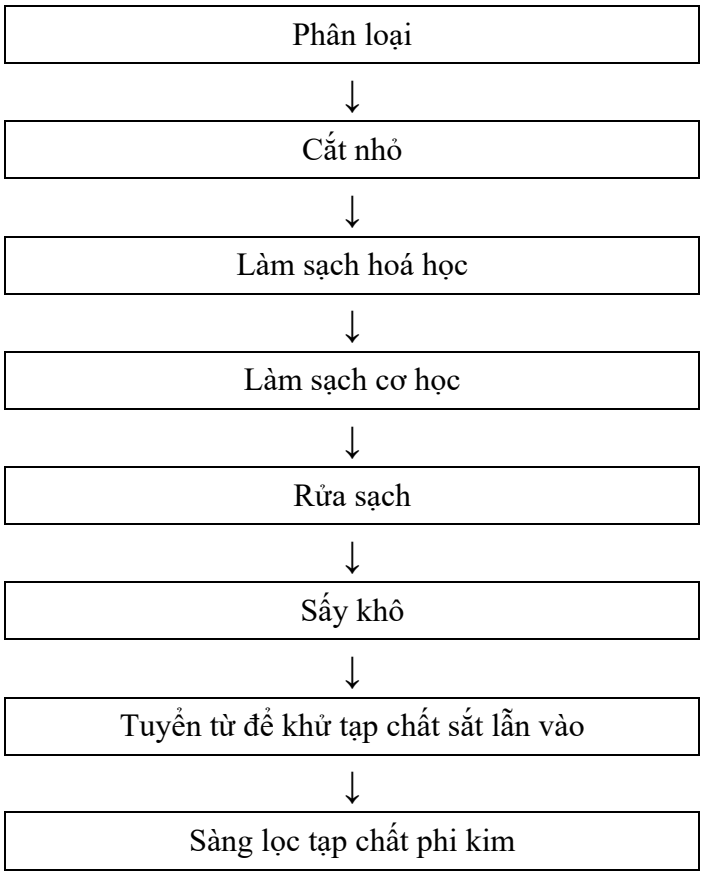
Hợp kim nghiên cứu thuộc hệ Al-Zn-Mg-Cu, phát triển trên nền hệ Al-Zn, với nguyên tố hợp kim hoá chủ yếu là kẽm (Zn), được hợp kim hoá thêm magiê (Mg) và đồng (Cu). Trong hệ Al-Zn, độ hoà tan của Zn trong Al biến đổi rất mạnh theo nhiệt độ: ở 380°C, Zn hoà tan tới khoảng 84% trong Al, trong khi ở nhiệt độ thường độ hoà tan chỉ còn khoảng 2%. Đặc điểm này khiến hợp kim Al-Zn có khoảng kết tinh rộng, độ co ngót lớn, dễ nứt nóng khi đúc, song có khả năng chịu ăn mòn tốt kể cả trong môi trường nước biển — một yêu cầu quan trọng đối với vật liệu phục vụ công nghiệp đóng tàu. Một đặc điểm đáng chú ý khác của họ hợp kim này là khả năng tự hoá già trong điều kiện tự nhiên: sau đúc, nếu để hoá già tự nhiên khoảng 10–30 ngày, độ bền và độ cứng của hợp kim có thể tăng tới 1,5 lần, xấp xỉ tính chất đạt được khi nhiệt luyện nhân tạo, do hợp kim tiết ra pha giàu kẽm. Mg với hàm lượng nhỏ có tác dụng làm giảm tốc độ hoá già tự nhiên, qua đó góp phần ổn định kích thước và tăng bền hợp kim.

Trên cơ sở phân tích vai trò của từng nguyên tố, thành phần phối liệu được lựa chọn theo hai nhóm: nhóm nguyên tố có lợi và nhóm tạp chất có hại. Zn và Mg là hai nguyên tố hợp kim hoá chính, có tác dụng tăng mạnh độ bền và độ cứng của hợp kim thông qua cơ chế hoá bền tiết pha; tuy nhiên nếu hàm lượng

Mg vượt quá khoảng 2,5% có thể làm suy giảm độ dẻo. Cu cải thiện độ bền cơ học đồng thời nâng cao khả năng chống ăn mòn trong môi trường nước biển. Đất hiếm La, Ce được sử dụng như chất biến tính, có tác dụng làm nhỏ mịn tổ chức hạt và qua đó cải thiện cơ tính tổng thể của hợp kim (nội dung được phân tích chi tiết ở mục 3.2 và 3.3). Ngược lại, sắt (Fe) là tạp chất có hại điển hình, tạo pha Al_3Fe dạng kim giòn làm giảm mạnh tính dẻo và khả năng chống ăn mòn; silic (Si) khi kết hợp với Fe tạo cùng tinh (α+Si) dạng tấm thô, làm giảm độ bền và độ ổn định nhiệt của hợp kim. Do đó, hàm lượng Fe và Si trong phối liệu được khống chế chặt chẽ ở mức ≤ 0,34% và ≤ 0,24% tương ứng.

3.1.2. Quy trình xử lý nguyên liệu đầu vào và nấu luyện

Đối với nguồn nguyên liệu là nhôm phế liệu (chiếm tỷ trọng đáng kể trong phối liệu vì lý do kinh tế), việc làm sạch trước khi nấu là bắt buộc nhằm loại bỏ dầu mỡ (có thể chiếm tới 20–30% khối lượng phế liệu bám dính) và các tạp chất phi kim, bảo đảm hiệu suất thu hồi kim loại và hạn chế ô nhiễm kim loại lỏng trong quá trình nấu, đúc tiếp theo. Quy trình làm sạch được xây dựng gồm các bước xử lý cơ học kết hợp hoá học, thể hiện ở Hình 3.1.



Hình 3. 1. Sơ đồ quy trình làm sạch nhôm phế liệu trước khi đưa vào nấu luyện.

Sau khi làm sạch, nguyên liệu (nhôm thỏi A7475, phế liệu đã xử lý, kẽm và magiê kim loại nguyên chất, đất hiếm La-Ce) được tính toán phối liệu theo tỷ lệ cháy hao dự kiến của từng nguyên tố. Tỷ lệ cháy hao được xác định qua khảo sát thực nghiệm và tổng hợp ở Bảng 3.1.

Bảng 3. 1. *Tỷ lệ cháy hao của các nguyên tố trong quá trình nấu luyện hợp*

Nguyên tố	**Tỷ lệ cháy hao (%)**
Al	1,0 – 3,0
Cu	0,5 – 2,0
Zn	2,0 – 3,0
Mg	2,0 – 3,0
Đất hiếm (La, Ce)	≤ 30,0

Đáng chú ý, tỷ lệ cháy hao của đất hiếm La, Ce cao hơn hẳn so với các nguyên tố hợp kim thông thường (có thể lên tới 30%), do nhiệt độ nóng chảy và hoạt tính hoá học cao của La, Ce ở trạng thái nguyên tố tự do. Đây là căn cứ kỹ thuật quan trọng lý giải vì sao phương pháp đưa đất hiếm vào hợp kim dưới dạng hợp kim trung gian (thay vì đưa trực tiếp) được ưu tiên lựa chọn ở các nội dung nghiên cứu tiếp theo (mục 3.2, 3.3), do hạn chế đáng kể tổn hao đất hiếm trong quá trình nấu.

Trợ dung che phủ sử dụng trong nấu luyện có thành phần 47% KCl + 30% NaCl + 23% Na_3AlF_6, được đưa vào với lượng 2–3% khối lượng mẻ nấu khi liệu đã chảy lỏng khoảng 50%, có tác dụng ngăn oxy hoá bề mặt kim loại lỏng và hấp thụ một phần khí hoà tan. Trên cơ sở tỷ lệ cháy hao ở Bảng 3.1, phối liệu cho một thỏi hợp kim Al-Zn-Mg-Cu khối lượng 7 kg (thành phần tương ứng mẫu nền M1) được tính toán như ở Bảng 3.2, tương ứng 10 kg sản phẩm đúc với tỷ lệ cháy hao giả định 3%.

Bảng 3. 2. Tính toán phối liệu cho 10 kg sản phẩm đúc hợp kim Al-Zn-Mg-Cu (tỷ lệ cháy hao giả định 3%).

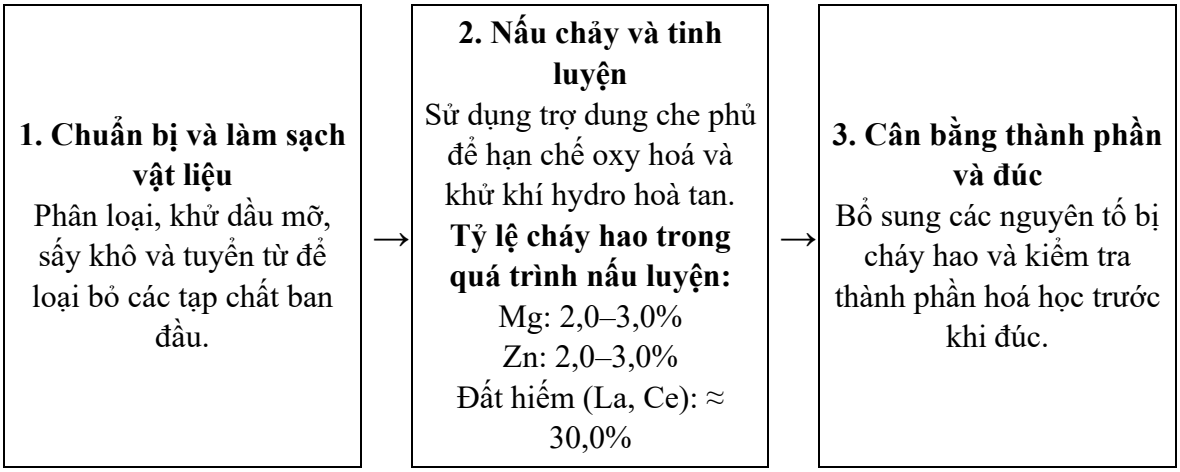
Tên vật tư	Hình dạng	Khối lượng (kg)
Nhôm A7475	Dạng thỏi	6,15
Kẽm kim loại	Dạng thỏi	0,44
Magiê kim loại	Dạng thỏi	0,16



Hình 3. 2. Hợp kim Al-Zn-Mg-Cu sau nấu luyện, đúc thành dạng thỏi.

Trình tự nấu luyện và tinh luyện được thực hiện theo năm bước kế tiếp: (1) sấy lò và liệu ở khoảng 200°C, nấu chảy nhôm thỏi trước rồi mới cho phế

liệu đã sấy vào; (2) che phủ bề mặt kim loại lỏng bằng trợ dung (KCl, NaCl…) nhằm hạn chế oxy hoá và hấp thụ khí hydro; (3) hợp kim hoá bằng cách bổ sung Mg, Zn nguyên chất và đất hiếm La-Ce (qua hợp kim trung gian) để biến tính hạt; (4) tinh luyện, khử khí bằng phương pháp hấp phụ (thổi khí trơ, dùng trợ dung) hoặc siêu âm nhằm loại bỏ bọt khí hydro và oxit nhôm; (5) cân bằng thành phần bằng cách phân tích nhanh mẫu và điều chỉnh hàm lượng Si, Fe (pha loãng bằng nhôm sạch hoặc bổ sung Si nguyên chất khi cần).

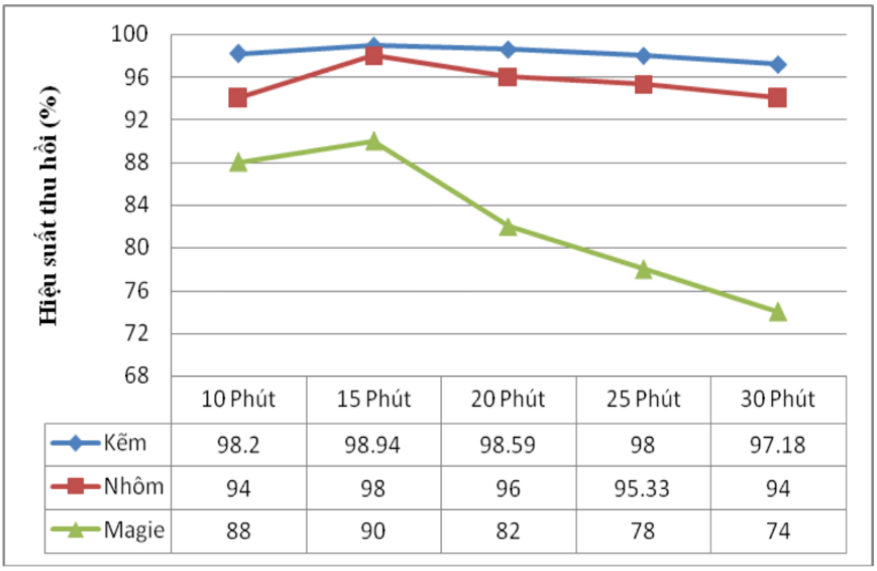


Hình 3. 3. Sơ đồ quy trình nấu luyện hợp kim Al-Zn-Mg-Cu.

Việc kiểm soát chặt chẽ thành phần phối liệu ban đầu, kết hợp với quy trình làm sạch nguyên liệu và tinh luyện đúng kỹ thuật, được xác định là yếu tố then chốt để chế tạo thành công hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính bằng đất hiếm đạt chất lượng ổn định, làm tiền đề cho các bước khảo sát thông số công nghệ tiếp theo.

3.1.3. Ảnh hưởng của thời gian nấu đến thành phần và hiệu suất thu hồi hợp kim

Nội dung nghiên cứu nhằm đánh giá ảnh hưởng của thời gian nấu luyện đến thành phần hoá học và hiệu suất thu hồi nguyên tố hợp kim của hợp kim nhôm hệ Al-Zn-Mg-Cu (tương đương mác AA7475), làm cơ sở lựa chọn thời gian nấu tối ưu. Thực nghiệm được tiến hành trong lò cảm ứng trung tần với mẻ nấu 10 kg, nhiệt độ nấu duy trì trong khoảng 700–750°C, thời gian nấu (tính từ thời điểm kim loại chảy hoàn toàn) được khảo sát trong dải 10–25 phút.



Hình 3. 4. Ảnh hưởng thời gian nấu đến hiệu suất thu hồi hợp kim Al-Zn-Mg-Cu.

Kết quả phân tích thành phần cho thấy thời gian nấu luyện có ảnh hưởng rõ rệt đến hàm lượng các nguyên tố hợp kim, đặc biệt là Zn và Mg — hai nguyên tố có tính hoạt hoá mạnh, dễ oxy hoá và bay hơi ở nhiệt độ nấu. Khi thời gian nấu ngắn (khoảng 10 phút), các nguyên tố hợp kim hoà tan tốt vào nền nhôm trong khi mức độ oxy hoá và bay hơi còn thấp, nhờ đó hiệu suất thu hồi hợp kim đạt giá trị cao nhất, khoảng 95,5%, và thành phần hợp kim thu được đáp ứng tốt yêu cầu thiết kế. Khi kéo dài thời gian nấu lên 15–25 phút, hiệu suất thu hồi giảm dần do hiện tượng cháy hao gia tăng, thể hiện rõ nét nhất ở nguyên tố Zn.

Cơ sở lý thuyết về quá trình rót kim loại lỏng cũng được xem xét thông qua biểu thức xác định tốc độ rót V = H/T (trong đó H là chiều cao cột kim loại lỏng, T là thời gian rót), cho thấy mối liên hệ giữa chế độ nấu – rót và chất lượng vật đúc, từ đó nhấn mạnh yêu cầu lựa chọn thời gian nấu phù hợp nhằm bảo đảm tính lưu động của kim loại lỏng và hạn chế khuyết tật đúc. Tổng hợp kết quả nghiên cứu cho thấy thời gian nấu luyện hợp lý cho hợp kim Al-Zn-Mg-Cu (AA7475) được xác định là khoảng 10 phút tại nhiệt độ 700–750°C, bảo đảm đồng thời hiệu suất thu hồi cao và thành phần hoá học ổn định, gần với giá trị thiết kế.

3.1.4. Ảnh hưởng của nhiệt độ nấu đến thành phần và hiệu suất thu hồi hợp kim

Nhiệt độ nấu luyện được khảo sát trong dải 700–850°C nhằm xác định nhiệt độ tối ưu bảo đảm đồng thời khả năng hoà tan các nguyên tố hợp kim và hạn chế cháy hao. Kết quả thực nghiệm được tổng hợp ở Bảng 3.3.

Bảng 3. 3. *Ảnh hưởng của nhiệt độ nấu luyện đến thành phần hoá học và hiệu suất thu hồi hợp kim Al-Zn-Mg-Cu (AA7475).*

Nhiệt độ nấu (°C)	**Zn (%)**	**Cu (%)**	**Mg (%)**	**Hiệu suất thu hồi (%)**	**Nhận xét**
700	5,8	2,5	1,6	93,5	Nguyên tố chưa hoà tan hoàn toàn, hiệu suất chưa cao
750	6,0	2,3	1,8	96,0	Hiệu suất cao nhất, thành phần ổn định
800	5,7	2,2	2,0	94,4	Bắt đầu xuất hiện cháy hao Zn, Mg
850	5,5	2,0	2,0	92,2	Cháy hao mạnh, không phù hợp

Kết quả cho thấy ở nhiệt độ 750°C, các nguyên tố hợp kim hoà tan tốt vào nền nhôm trong khi hiện tượng cháy hao chưa xảy ra mạnh, do đó hiệu suất thu hồi hợp kim đạt giá trị cao nhất (96,0%). Ở nhiệt độ thấp hơn (700°C), một số nguyên tố chưa hoà tan hoàn toàn dẫn đến hiệu suất thấp hơn (93,5%); ở nhiệt độ cao hơn (800–850°C), quá trình oxy hoá và bay hơi của Zn, Mg diễn ra mạnh, làm hiệu suất thu hồi giảm dần xuống còn 94,4% và 92,2% tương ứng, đồng thời hàm lượng Mg có xu hướng tăng nhẹ trong pha còn lại do Zn cháy hao nhanh hơn. Trên cơ sở đó, nhiệt độ nấu luyện tối ưu cho hợp kim Al-Zn-Mg-Cu (AA7475) được xác định là khoảng 750°C.

3.1.5. Ảnh hưởng của chế độ tinh luyện, khử khí đến thành phần và tổ chức hợp kim

Nội dung nghiên cứu nhằm đánh giá ảnh hưởng của các phương pháp tinh luyện – khử khí khác nhau đến chất lượng hợp kim Al-Zn-Mg-Cu, thông qua phân tích tổ chức tế vi và các chỉ tiêu cơ tính sau xử lý nhiệt. Bốn phương án

được khảo sát trên cùng nền hợp kim: không tinh luyện – khử khí (TL1); tinh luyện bằng siêu âm (TL2); tinh luyện bằng lọc kim loại lỏng (TL3); và tinh luyện bằng trợ dung kết hợp thổi khí argon (TL4). Ký hiệu TL1 – TL4 (TL: tinh luyện) chỉ dùng riêng cho nội dung tinh luyện – khử khí tại mục này nhằm phân biệt với ký hiệu nhóm mẫu hợp kim M1 (nền) và M3 (biến tính La, Ce) được dùng thống nhất trong toàn bộ báo cáo.

Kết quả phân tích tổ chức tế vi cho thấy sự khác biệt rõ rệt về mức độ sạch tạp chất giữa các phương án. Mẫu TL1 (không khử khí) xuất hiện nhiều tạp chất oxit và rỗ khí phân bố không đồng đều, tập trung chủ yếu ở vùng tâm vật đúc — nguyên nhân chính gây suy giảm cơ tính và độ ổn định của hợp kim. Khi áp dụng các biện pháp tinh luyện, lượng tạp chất giảm đáng kể: mẫu TL2 (siêu âm) cho thấy các cụm tạp chất lớn bị phá vỡ thành hạt mịn hơn nhưng vẫn còn tồn tại rỗ khí nhỏ do hiệu quả khử khí chưa triệt để; mẫu TL3 (lọc) có mức độ sạch cao hơn TL2 do tạp chất kích thước lớn bị giữ lại trong lớp vật liệu lọc, song một phần khí hoà tan và tạp chất rất mịn vẫn còn tồn tại; mẫu TL4 (trợ dung kết hợp thổi argon) đạt tổ chức sạch nhất, hầu như không quan sát thấy tạp chất lớn.

Bảng 3. 4. So sánh hiệu quả các phương án tinh luyện – khử khí đối với tổ chức và độ cứng hợp kim Al-Zn-Mg-Cu.

Phương án tinh luyện – khử khí	**Đặc điểm tổ chức tế vi**	**Độ cứng sau tôi, hoá già (HB)**	**Chênh lệch độ cứng biên – tâm**
TL1 – Không khử khí	Nhiều oxit, rỗ khí, tập trung ở vùng tâm	Thấp nhất, phân bố không đều	≈ 24 HB
TL2 – Siêu âm	Tạp chất mịn hơn, còn rỗ khí nhỏ	≈ 145 – 150	≈ 10 HB
TL3 – Lọc kim loại lỏng	Sạch tạp chất lớn, còn khí hoà tan mịn	≈ 145 – 150	≈ 10 HB
TL4 – Trợ dung + thổi Ar	Sạch nhất, hầu như không có tạp chất lớn	≈ 155 – 160	≈ 5 HB

Kết quả thử kéo cho xu hướng tương tự: mẫu không khử khí có độ bền kéo, giới hạn chảy và độ giãn dài thấp nhất; các mẫu TL2, TL3 có cơ tính cải thiện đáng kể song vẫn thấp hơn TL4; mẫu tinh luyện bằng trợ dung kết hợp thổi argon đạt các chỉ tiêu cơ tính cao nhất và ổn định nhất. Hiệu quả tinh luyện – khử khí do vậy tăng dần theo thứ tự: không khử khí < siêu âm ≈ lọc < trợ dung + argon. Phương pháp siêu âm có ưu điểm làm mịn tạp chất nhưng khả năng khử khí còn hạn chế; phương pháp lọc loại bỏ hiệu quả tạp chất kích thước lớn nhưng không xử lý triệt để khí hoà tan; phương pháp trợ dung kết hợp thổi khí argon cho hiệu quả toàn diện nhất, đồng thời loại bỏ khí hoà tan, tạp chất và hạn chế tái oxy hoá kim loại lỏng. Từ đó, chế độ tinh luyện bằng trợ dung kết hợp thổi khí argon được xác định là giải pháp công nghệ tối ưu cho quá trình nấu luyện hợp kim Al-Zn-Mg-Cu (AA7475).

3.1.6. Ảnh hưởng của các yếu tố khuôn đúc đến tổ chức hợp kim

Nghiên cứu khảo sát ảnh hưởng của các yếu tố khuôn đúc — nhiệt độ khuôn, tốc độ làm nguội, loại khuôn và điều kiện kiểm soát nhiệt — đến quá trình điền đầy, đông đặc và tổ chức tế vi của hợp kim, làm cơ sở lựa chọn thông số khuôn phù hợp. Về nhiệt độ khuôn, khi nhiệt độ khuôn thấp (khoảng 100°C), kim loại lỏng điền đầy kém, dễ xuất hiện xếp lớp và rỗ khí do khuôn nguội nhanh khiến khí trong khuôn không kịp thoát; khi nhiệt độ khuôn quá cao (> 150°C), quá trình đông đặc kéo dài, làm tăng nguy cơ hình thành tổ chức nhánh cây thô, co ngót và dính khuôn. Trong khoảng nhiệt độ trung gian 100–150°C, kim loại lỏng điền đầy tốt, bề mặt vật đúc nhẵn, không dính khuôn, tổ chức đông đặc tương đối đồng đều.

Bảng 3. 5. Ảnh hưởng của các yếu tố khuôn đúc đến chất lượng hợp kim Al-Zn-Mg-Cu (AA7475).

Yếu tố công nghệ	**Phương án khảo sát**	**Đặc điểm tổ chức, chất lượng vật đúc**	**Đánh giá**
Nhiệt độ khuôn	≈ 100°C	Điền đầy chưa tốt, dễ xếp lớp, rỗ khí cục bộ	Chưa tối ưu
Nhiệt độ khuôn	100 – 150°C	Điền đầy tốt, bề mặt nhẵn, tổ chức mịn, ít khuyết tật	Tối ưu

Yếu tố công nghệ	Phương án khảo sát	Đặc điểm tổ chức, chất lượng vật đúc	Đánh giá
Nhiệt độ khuôn	> 150°C	Đông đặc chậm, tổ chức nhánh cây thô, nguy cơ co ngót, dính khuôn	Không phù hợp
Tốc độ làm nguội	Nhanh (khuôn kim loại)	Đông đặc nhanh, hạt mịn, cơ tính cao	Ưu tiên
Tốc độ làm nguội	Chậm (khuôn cát)	Đông đặc kéo dài, tổ chức thô, cơ tính thấp	Không phù hợp
Loại khuôn	Khuôn kim loại	Truyền nhiệt tốt, bề mặt nhẵn, tổ chức đồng đều	Lựa chọn chính
Loại khuôn	Khuôn cát	Thoát khí tốt nhưng tốc độ nguội thấp, bề mặt thô	Hạn chế
Kiểm soát nhiệt khuôn	Không kiểm soát	Nhiệt độ dao động lớn, chất lượng không ổn định	Không khuyến nghị
Kiểm soát nhiệt khuôn	Có kiểm soát	Nhiệt độ ổn định, giảm khuyết tật, tăng độ lặp lại	Khuyến nghị

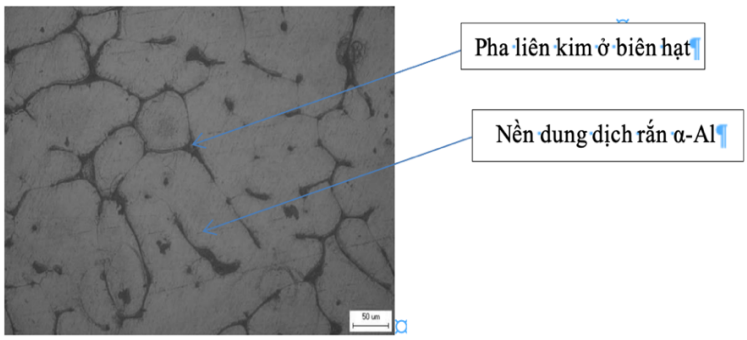
Kết quả tổng hợp cho thấy khuôn kim loại với nhiệt độ khuôn 100–150°C, kết hợp kiểm soát nhiệt khuôn chặt chẽ trong suốt quá trình đúc, là phương án công nghệ phù hợp nhất, bảo đảm khả năng điền đầy tốt, hạn chế khuyết tật và tạo tổ chức tế vi mịn, đồng đều — điều kiện tiên quyết cho các bước xử lý nhiệt và biến dạng ở các chương tiếp theo.

3.1.7. Ảnh hưởng của phương pháp làm nguội sau đúc đến kích thước hạt

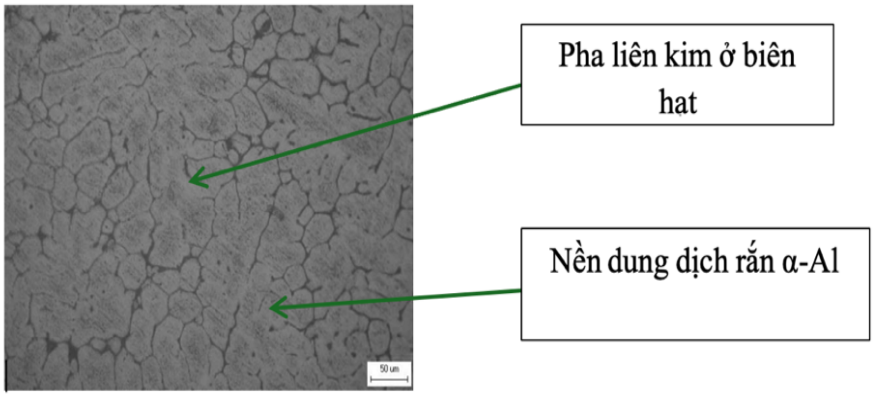
Quá trình kết tinh của hợp kim nhôm trải qua hai giai đoạn cơ bản: hình thành mầm kết tinh và phát triển tinh thể. Tốc độ làm nguội sau đúc là yếu tố công nghệ quyết định mật độ mầm kết tinh và mức độ phát triển của tinh thể trong quá trình đông đặc. Theo lý thuyết kết tinh kim loại, khi tốc độ làm nguội tăng, độ quá nguội của kim loại lỏng tăng lên, dẫn đến tăng mật độ mầm kết

tinh và hạn chế sự phát triển của các tinh thể đã hình thành; ngược lại, tốc độ làm nguội chậm tạo điều kiện cho tinh thể phát triển mạnh theo hướng nhánh cây (dendrite), làm tổ chức trở nên thô và không đồng đều. Mối quan hệ này có thể mô tả định tính: tốc độ làm nguội thấp → mật độ mầm nhỏ → hạt thô; tốc độ làm nguội cao → mật độ mầm lớn → hạt mịn.

Đối với hợp kim Al-Zn-Mg-Cu, do khoảng nhiệt độ kết tinh tương đối rộng và sự xuất hiện của các pha trung gian ở ranh giới hạt, tốc độ làm nguội càng đóng vai trò quan trọng trong kiểm soát tổ chức tế vi. Ba phương thức làm nguội được so sánh: làm nguội tự nhiên trong không khí (tốc độ truyền nhiệt thấp, dễ hình thành nhánh cây thô); làm nguội trong khuôn kim loại (tốc độ trung bình, tổ chức cải thiện); và làm nguội nhanh có kiểm soát (tốc độ truyền nhiệt lớn, thúc đẩy kết tinh nhanh, hạn chế phát triển nhánh cây). Kết quả quan sát tổ chức tế vi trạng thái đúc của hai nhóm mẫu — không biến tính và biến tính bằng La, Ce — dưới cùng điều kiện làm nguội bằng khuôn kim loại được trình bày ở Hình 3.5.



Hình 3. 5. Tổ chức tế vi hợp kim Al-Zn-Mg-Cu sau đúc, mẫu không biến tính bằng La, Ce.



Hình 3. 6. Tổ chức tế vi hợp kim Al-Zn-Mg-Cu sau đúc, mẫu có biến tính bằng La, Ce.

So sánh hai tổ chức cho thấy mẫu không biến tính có hạt pha nền α-Al thô, ranh giới hạt xuất hiện các pha liên kim tập trung dạng mạng lưới; trong khi mẫu biến tính bằng La, Ce cho tổ chức hạt mịn hơn rõ rệt, đồng đều hơn và tổ chức nhánh cây bị hạn chế đáng kể (cơ chế được phân tích chi tiết ở mục 3.2 và 3.3). Kết quả tổng hợp khẳng định phương pháp làm nguội sau đúc có ảnh hưởng quyết định đến kích thước hạt và tổ chức tế vi: làm nguội nhanh bằng khuôn kim loại (kết hợp làm mát khuôn bằng nước sau mỗi mẻ đúc để duy trì nhiệt độ khuôn ổn định trong dải 100–150°C) cho phép tăng tốc độ nguội, hạn chế phát triển nhánh cây và tạo tổ chức hạt mịn, đồng đều — điều kiện công nghệ phù hợp nhằm nâng cao cơ tính, độ dẻo của hợp kim và tạo tiền đề thuận lợi cho các công đoạn xử lý nhiệt, gia công biến dạng ở các chương tiếp theo.

3.1.8. Đánh giá chung các yếu tố công nghệ trong quy trình nấu luyện hợp kim

Trên cơ sở tổng hợp kết quả nghiên cứu từ các khảo sát trình bày tại mục 3.1, có thể khẳng định quy trình nấu luyện, chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu là một hệ thống công nghệ tổng hợp, trong đó các yếu tố công nghệ — phối liệu, nấu luyện, tinh luyện – khử khí, biến tính, đúc và làm nguội — có mối quan hệ chặt chẽ, tác động tương hỗ lẫn nhau. Việc lựa chọn nguyên liệu ban đầu và hợp kim trung gian phù hợp giúp bảo đảm thành phần hoá học mục tiêu, hạn chế cháy hao các nguyên tố hoạt hoá mạnh như Zn, Mg; chế độ nấu luyện (nhiệt độ, thời gian giữ) quyết định hiệu suất thu hồi và mức độ hoà tan đồng đều các nguyên tố hợp kim; tinh luyện – khử khí là khâu then chốt ảnh hưởng trực tiếp đến chất lượng kim loại lỏng; biến tính bằng đất hiếm La, Ce có vai trò quan trọng trong kiểm soát quá trình kết tinh và làm mịn hạt; điều kiện đúc và chế độ làm nguội ảnh hưởng mạnh đến tổ chức tế vi ban đầu, tạo tiền đề cho các bước xử lý nhiệt và gia công biến dạng tiếp theo. Bảng 3.6 tổng hợp các yếu tố công nghệ và phương án được lựa chọn cho quy trình nấu luyện hợp kim Al-Zn-Mg-Cu (AA7475).

Bảng 3. 6. Tổng hợp các yếu tố công nghệ được lựa chọn trong quy trình nấu luyện hợp kim Al-Zn-Mg-Cu (AA7475).

Nội dung nghiên cứu	**Yếu tố công nghệ khảo sát**	**Phương án khảo sát**	**Phương án lựa chọn**	**Cơ sở lựa chọn**	**Dung sai kỹ thuật**
1. Phối liệu, nấu luyện	Thành phần hoá học, thiết bị nấu	Theo mác AA7475; lò điện trở/cảm ứng	Tương đương AA7475; lò điện	Đáp ứng yêu cầu cơ tính, dễ kiểm soát nhiệt độ	Sấy nguyên liệu ≈ 200°C; cân theo phối liệu Bảng 3.2
2. Thời gian nấu luyện	Thời gian giữ kim loại lỏng	10 – 25 phút	≈ 10 phút	Hiệu suất thu hồi cao nhất (≈95–96%), cháy hao thấp	≈ 10 phút, tính từ khi kim loại chảy hoàn toàn
3. Nhiệt độ nấu luyện	Nhiệt độ nấu	700 – 850°C	≈ 750°C	Hoà tan tốt nguyên tố, hạn chế cháy hao	Dải cho phép 700 – 750°C
4. Tinh luyện – khử khí	Phương pháp khử khí	Không khử khí; siêu âm; lọc; trợ dung + Ar	Trợ dung + thổi khí Ar	Tổ chức sạch nhất, cơ tính và độ đồng đều cao nhất	Thổi Ar ≈ 1 lít/phút trong 2 – 3 phút; H_2 < 0,20 ml/100 g Al
5. Điều kiện khuôn đúc	Loại khuôn, nhiệt độ khuôn	Khuôn cát/kim loại; ~100°C;	Khuôn kim loại, 100–150°C	Tốc độ nguội cao, điền đầy tốt,	T khuôn 100 – 150°C; T rót 700 – 710°C

Nội dung nghiên cứu	Yếu tố công nghệ khảo sát	Phương án khảo sát	Phương án lựa chọn	Cơ sở lựa chọn	Dung sai kỹ thuật
		100–150°C; >150°C		hạn chế khuyết tật	
6. Chế độ làm nguội	Phương pháp làm nguội	Tự nhiên; trong khuôn; nước/kiểm soát	Làm nguội nhanh, có kiểm soát	Hạt mịn, tổ chức đồng đều	Làm mát khuôn bằng nước sau mỗi mẻ; tháo khuôn khi đông đặc hoàn toàn

Kết quả tổng hợp ở mục này đóng vai trò sàng lọc, chuẩn hoá các thông số công nghệ nấu luyện hợp kim nền, là cơ sở khoa học và thực tiễn trực tiếp để triển khai nghiên cứu phương pháp biến tính hợp kim bằng đất hiếm La, Ce trình bày ở mục 3.2, tiến tới đề xuất quy trình công nghệ hoàn chỉnh ở mục 3.4.

3.2. Nghiên cứu phương pháp biến tính hợp kim Al-Zn-Mg-Cu bằng đất hiếm La, Ce

3.2.1. *Cơ sở lý thuyết và các mô hình biến tính hợp kim nhôm*

Biến tính hợp kim nhôm là quá trình đưa vào kim loại lỏng một lượng nhỏ nguyên tố hoặc hợp kim trung gian nhằm điều khiển quá trình tạo mầm và phát triển tinh thể, qua đó làm nhỏ mịn tổ chức, nâng cao độ đồng đều tổ chức và cải thiện cơ tính, đặc biệt là độ dẻo. Đối với hợp kim Al-Zn-Mg-Cu (AA7475), biến tính tập trung vào ba mục tiêu chính: làm nhỏ mịn hạt α-Al sơ cấp; ổn định tổ chức trong quá trình đông đặc và xử lý nhiệt; hạn chế sự phát triển của tổ chức nhánh cây và các pha liên kim có hại. Cơ sở nhiệt động của quá trình biến tính liên quan trực tiếp đến độ quá nguội khi kết tinh, năng lượng tạo mầm, sức căng bề mặt tại biên rắn – lỏng và sự xuất hiện của các tâm mầm kết tinh dị thể.

Từ các nghiên cứu trong và ngoài nước, cơ chế biến tính hợp kim nhôm được lý giải chủ yếu theo hai nhóm mô hình: nhóm mô hình tạo mầm và nhóm mô hình chất tan (mô hình GRF). Nhóm mô hình tạo mầm cho rằng hiệu quả biến tính chủ yếu xuất phát từ sự hình thành các tâm mầm dị thể trong kim loại

lỏng, gồm ba thuyết thành phần: thuyết tạo mầm dị thể (các pha liên kim như Al_3Ti, AlB_2, TiB_2, Al_3RE có thông số mạng gần với α-Al đóng vai trò tâm mầm kết tinh, làm giảm năng lượng tạo mầm và tăng mật độ hạt); thuyết tạo mầm kép (các hạt borit như TiB_2, AlB_2 không trực tiếp tạo mầm α-Al mà đóng vai trò nền để hình thành lớp trung gian Al_3Ti hoặc Al_3RE, từ đó α-Al phát triển trên các lớp này); và thuyết bao tinh khối (giả thiết tồn tại lớp vỏ giàu Ti hoặc RE bao quanh hạt borit, tạo điều kiện cho phản ứng bao tinh sinh α-Al — mô hình còn nhiều tranh luận trong giới nghiên cứu). Các mô hình này cho thấy bản thân hạt tạo mầm chưa đủ để bảo đảm hiệu quả biến tính, mà hiệu quả này còn phụ thuộc mạnh vào điều kiện nhiệt và thành phần kim loại lỏng.

Nhóm mô hình chất tan nhấn mạnh vai trò của nguyên tố hoà tan (Zn, Mg, Cu, Ti, RE…) trong việc kìm hãm sự phát triển của tinh thể, tạo vùng quá nguội trạng thái phía trước mặt phân cách rắn – lỏng. Chỉ số đặc trưng cho cơ chế này là hệ số hạn chế phát triển tinh thể (Growth Restriction Factor — GRF), được xác định theo biểu thức:

$$GRF = m \cdot C_0 \cdot (k - 1)$$

trong đó m là độ dốc đường lỏng, C_0 là nồng độ nguyên tố hoà tan và k là hệ số phân bố. GRF càng lớn thì vùng quá nguội trạng thái càng rộng, sự phát triển tinh thể nhánh cây bị kìm hãm càng mạnh và hạt tinh thể thu được càng nhỏ, đồng đều. Đối với hợp kim Al-Zn-Mg-Cu, sự có mặt đồng thời của Zn, Mg và Cu tạo giá trị GRF tổng lớn, do đó rất thuận lợi cho quá trình làm nhỏ hạt, đặc biệt khi kết hợp với các chất biến tính như La, Ce. Từ hai nhóm mô hình trên có thể rút ra nhận định quan trọng cho hợp kim 7475: chỉ sử dụng chất tạo mầm hoặc chỉ dựa vào hiệu ứng chất tan đều chưa đủ, mà cần kết hợp đồng thời biến tính đất hiếm, thành phần hợp kim phù hợp và chế độ công nghệ hợp lý.

3.2.2. Vai trò của đất hiếm Việt Nam La, Ce trong biến tính hợp kim

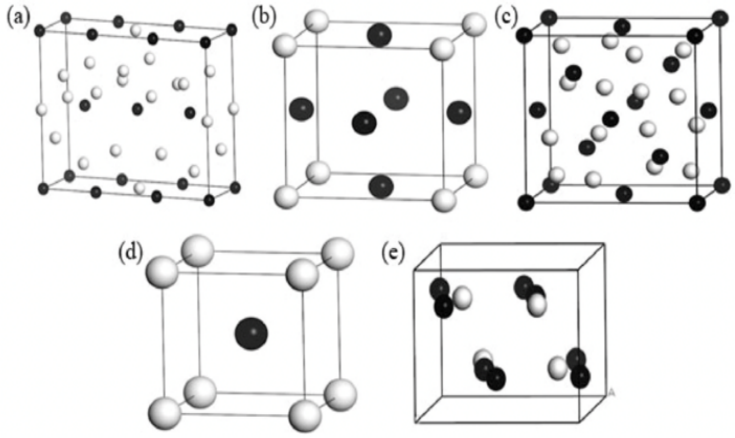
Nguồn đất hiếm Việt Nam (REVN) sử dụng trong đề tài gồm hai thành phần chính là Lantan (La) và Xeri (Ce), có đặc trưng vật lý tổng hợp ở Bảng 3.7.

Bảng 3. 7. Đặc trưng của thành phần đất hiếm Việt Nam (La, Ce) sử dụng trong nghiên cứu.

Đặc trưng	Lantan (La)	Xeri (Ce)
Tỷ lệ trong đất hiếm (% khối lượng)	≈ 65	≈ 35
Nhiệt độ nóng chảy	920°C	795°C
Nguyên tử khối (g/mol)	139	140

Các nguyên tố đất hiếm La, Ce có khả năng tạo các pha liên kim $Al_{11}RE_3$, Al_2RE, Al_3RE, AlRE, $AlRE_2$, $AlRE_3$ có mạng lập phương với số lượng hệ trượt cao, độ dẻo lớn; khi hợp kim bị biến dạng, các pha này có khả năng biến dạng cùng nền hợp kim nhôm, giảm nguy cơ nứt. Các pha chứa RE có nhiệt độ nóng chảy cao, thông số mạng gần với α-Al và khả năng biến dạng tương đối tốt, đóng vai trò tâm mầm kết tinh dị thể, ngăn cản sự phát triển của nhánh cây α-Al và ổn định tổ chức trong quá trình nung hoà tan, hoá già. Ngoài ra, La và Ce còn có tác dụng hạn chế sự hình thành các pha liên kim giòn, làm giảm xu hướng thô hạt khi giữ nhiệt, cải thiện đáng kể độ dẻo và tính công nghệ của hợp kim AA7475. Về mặt nhiệt động học, các phản ứng khử oxy, lưu huỳnh của La, Ce trong nhôm lỏng (dẫn tới hình thành Ce_2O_3, La_2O_3, Ce_2S_3, La_2S_3, $LaAlO_3$ với năng lượng tự do Gibbs âm rất lớn) cho thấy La, Ce có ái lực rất mạnh với tạp chất phi kim, góp phần làm sạch kim loại lỏng, hạn chế oxit, sunfua có hại và giảm xốp khí trong vật đúc; do các oxit đất hiếm có nhiệt độ nóng chảy rất cao (trên 2500°C), chúng ổn định và không hoà tan trở lại vào hợp kim.

Các nguyên tố đất hiếm và nhôm còn có thể tạo thành nhiều dạng cấu trúc mạng tinh thể pha liên kim khác nhau, tổng hợp ở Hình 3.7. Cấu trúc mạng của các pha $Al_{11}RE_3$, Al_3RE và $AlRE_3$, Al_2RE, AlRE, $AlRE_2$ đều có đặc điểm chung là thông số mạng khá gần với dung dịch rắn α-Al, tạo điều kiện thuận lợi về mặt tinh thể học cho quá trình tạo mầm dị thể.



Hình 3. 7. Cấu trúc mạng tinh thể một số pha liên kim Al-RE: a) $Al_{11}RE_3$; b) Al_3RE và $AlRE_3$; c) Al_2RE; d) AlRE; e) $AlRE_2$.

Kết quả tổng hợp từ các nghiên cứu lý thuyết và thực nghiệm cho thấy hàm lượng đất hiếm tối ưu thường nằm trong khoảng 0,3–0,5% khối lượng, trong đó khoảng 0,4% cho hiệu quả làm nhỏ mịn hạt và cải thiện độ dẻo rõ rệt nhất — giá trị này được sử dụng làm định hướng cho các khảo sát về tỷ lệ chất biến tính trình bày ở mục 3.2.5.

3.2.3. Ảnh hưởng của thời gian biến tính đến tổ chức hợp kim

Thời gian biến tính là thông số công nghệ quan trọng, quyết định mức độ hoà nhập, phân bố và phát huy tác dụng của chất biến tính trong kim loại lỏng, ảnh hưởng trực tiếp đến cân bằng giữa quá trình tạo mầm và quá trình phát triển tinh thể trong giai đoạn đông đặc. Nếu thời gian biến tính quá ngắn, chất biến tính chưa kịp phân bố đều, số lượng tâm mầm hình thành còn hạn chế; ngược lại, nếu thời gian biến tính quá dài, các hạt biến tính có thể bị hoà tan một phần, kết tụ hoặc mất hoạt tính, dẫn đến suy giảm hiệu quả biến tính, thậm chí gây thô hạt trở lại (hiện tượng "già biến tính").

Thực nghiệm được tiến hành theo trình tự: sau khi phôi nhôm chảy hoàn toàn, bổ sung tiếp các kim loại nguyên chất cần thiết bằng chụp nhấn; nâng nhiệt đến nhiệt độ biến tính 750–780°C; trước khi biến tính, sục khí với lưu lượng thấp (khoảng 1 lít/phút) trong 2–3 phút kết hợp khuấy nhẹ để tránh dao động mạnh mặt phân pha lỏng – xỉ, sau đó vớt xỉ và nâng nhiệt trở lại nhiệt độ biến tính; khi đạt nhiệt độ, đất hiếm được đưa vào kim loại lỏng bằng chụp nhấn và khuấy đều trong các khoảng thời gian khảo sát 150s, 200s và 250s; sau biến

tính, rót kim loại ngay để hạn chế tổn thất nhiệt, mẫu sau đông đặc được cắt nhỏ để chụp tổ chức tế vi, đo độ cứng, thử độ bền kéo và đo tỷ trọng.

Kết quả thực nghiệm cho thấy sự thay đổi thời gian biến tính trong khoảng 150–250s dẫn đến khác biệt rõ rệt về kích thước hạt và mức độ đồng đều tổ chức. Ở thời gian biến tính 150s, tổ chức hợp kim sau đúc có hạt nhỏ mịn nhất, kích thước hạt trung bình đạt khoảng 6–7 μm, phân bố tương đối đồng đều, tổ chức nhánh cây bị triệt tiêu rõ rệt. Khi tăng thời gian biến tính lên 200s, kích thước hạt có xu hướng tăng nhẹ, tổ chức vẫn tương đối mịn nhưng mức độ đồng đều giảm. Ở thời gian biến tính 250s, hiệu quả làm nhỏ mịn hạt suy giảm rõ rệt hơn, một số hạt có xu hướng lớn lên, thể hiện hiện tượng già biến tính. So với mẫu không biến tính (kích thước hạt khoảng 50–100 μm), tất cả các mẫu biến tính đều cho hiệu quả làm nhỏ mịn hạt rõ rệt; tuy nhiên thời gian biến tính tối ưu được xác định ở khoảng 150s tại nhiệt độ biến tính ≈ 750°C, cho tổ chức hạt mịn (≈ 6–7 μm), đồng đều và ổn định nhất.

3.2.4. Ảnh hưởng của nhiệt độ biến tính đến tổ chức hợp kim

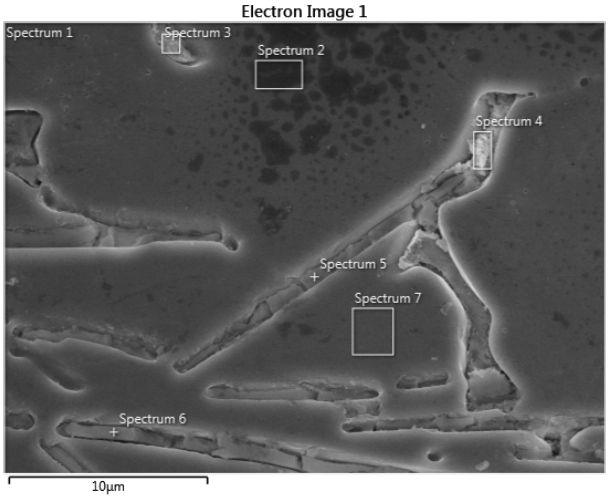
Nhiệt độ biến tính có vai trò quyết định đến khả năng hoà nhập, phân bố và phát huy tác dụng của chất biến tính trong kim loại lỏng, chi phối trực tiếp quá trình hoà tan – hoạt hoá chất biến tính, sự hình thành và ổn định các tâm mầm kết tinh dị thể, cũng như động học khuếch tán của các nguyên tố đất hiếm. Nếu nhiệt độ biến tính quá thấp, chất biến tính khó phân bố đều, số lượng tâm mầm hình thành hạn chế, hiệu quả làm nhỏ mịn hạt thấp; nếu nhiệt độ quá cao, các pha biến tính có thể bị hoà tan mạnh, kết tụ hoặc mất hoạt tính, làm suy giảm hiệu quả biến tính và tăng nguy cơ thô hạt trở lại.

Kết quả thực nghiệm khi thay đổi nhiệt độ biến tính trong khoảng 750–780°C cho thấy: ở nhiệt độ biến tính khoảng 750°C, hợp kim thu được tổ chức hạt nhỏ mịn nhất, kích thước hạt trung bình đạt khoảng 6–7 μm, phân bố đồng đều, tổ chức nhánh cây bị triệt tiêu rõ rệt; khi tăng nhiệt độ biến tính lên ≈ 780°C, kích thước hạt có xu hướng tăng nhẹ, mức độ đồng đều giảm, cho thấy hiệu quả làm nhỏ mịn hạt suy giảm. So với mẫu không biến tính (kích thước hạt 50–100 μm), các mẫu biến tính ở vùng nhiệt độ thích hợp vẫn cho hiệu quả làm nhỏ mịn hạt rất rõ rệt. Trên cơ sở đó, 750°C được xác định là nhiệt độ biến tính phù hợp nhất trong phạm vi nghiên cứu, đồng thời phù hợp với quy trình nấu luyện hợp kim nền đã xác định ở mục 3.1.3.

3.2.5. Ảnh hưởng của tỷ lệ chất biến tính đến tổ chức hợp kim

Tỷ lệ chất biến tính là thông số công nghệ then chốt, quyết định mật độ tâm mầm kết tinh dị thể, mức độ kìm hãm sự phát triển hạt và hiệu quả ổn định tổ chức tế vi. Khi bổ sung chất biến tính (đặc biệt là La, Ce) vào kim loại lỏng, các pha liên kim $Al_x(RE)$ hình thành và phân bố chủ yếu tại biên giới hạt, đóng vai trò tạo tâm mầm kết tinh dị thể, giảm năng lượng tự do tạo mầm và kìm hãm sự lớn lên của hạt trong quá trình đông đặc. Tuy nhiên, hiệu quả biến tính chỉ đạt tối ưu trong một khoảng hàm lượng nhất định: khi hàm lượng biến tính quá thấp, số lượng tâm mầm không đủ để làm mịn hạt hiệu quả; khi hàm lượng quá cao, các pha liên kim có xu hướng kết tụ, phân bố không đồng đều hoặc gây bão hoà tác dụng, làm suy giảm hiệu quả làm nhỏ mịn hạt.

Kết quả thực nghiệm khi thay đổi hàm lượng đất hiếm trong khoảng 4–6% (theo khối lượng hợp kim trung gian sử dụng) cho thấy: với hàm lượng 4% RE, hợp kim thu được tổ chức hạt mịn và đồng đều nhất, kích thước hạt trung bình đạt khoảng 6,7–7,5 μm tuỳ theo thời gian biến tính, nhỏ hơn rõ rệt so với mẫu không biến tính (khoảng 50–100 μm); khi tăng hàm lượng RE lên 6%, kích thước hạt có xu hướng tăng nhẹ (≈ 7,3–7,9 μm), đồng thời mức độ đồng đều của tổ chức giảm so với mẫu 4% RE. Sự khác biệt giữa hai mức hàm lượng cho thấy hiệu quả làm nhỏ mịn hạt không tăng tuyến tính theo hàm lượng chất biến tính. Quan sát bằng kính hiển vi quang học và SEM cho thấy sau biến tính, tổ chức nhánh cây bị triệt tiêu gần như hoàn toàn, thay thế bằng tổ chức hạt đồng trục mịn, các pha thứ cấp phân bố mịn và tương đối đồng đều trong nền α-Al, thể hiện rõ ở kết quả phân tích SEM mẫu 4% RE (Hình 3.8).



Hình 3. 8. Kết quả phân tích SEM mẫu biến tính 4% RE, nhiệt độ biến tính 750°C, thời gian biến tính 150s.

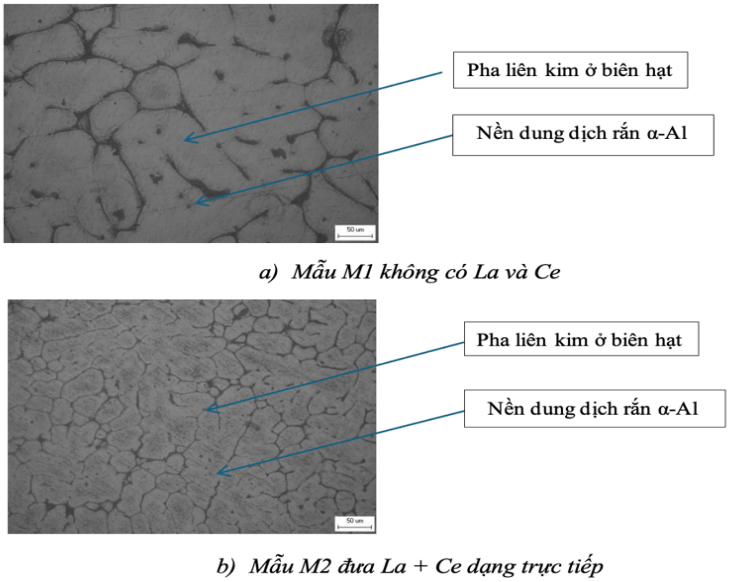
Phân tích SEM-EDS chỉ ra rằng các nguyên tố La, Ce không hoà tan hoàn toàn trong nền nhôm mà tập trung chủ yếu tại biên giới hạt và xung quanh các pha thứ cấp. Các pha liên kim Al_x(La,Ce) hình thành tại những vị trí này đóng vai trò như các "chốt chặn biên hạt", hạn chế quá trình dịch chuyển biên hạt trong giai đoạn kết tinh và giữ nhiệt ngắn. Ở hàm lượng biến tính khoảng 4%, các pha chứa đất hiếm phân bố mịn, liên tục và phát huy hiệu quả kìm hãm lớn hạt rõ rệt; khi tăng lên 6%, các pha này có xu hướng tập trung cục bộ hơn, làm giảm hiệu quả phân tán và do đó không cải thiện thêm kích thước hạt. Trên cơ sở đó, hàm lượng đất hiếm khoảng 4% (tương ứng ≈ 0,4% La+Ce trong hợp kim thành phẩm) được xác định là tỷ lệ biến tính tối ưu, thống nhất với khoảng giá trị lý thuyết 0,3–0,5% đã phân tích ở trên.

3.2.6. So sánh phương pháp đưa đất hiếm trực tiếp và gián tiếp qua hợp kim trung gian

Bên cạnh các thông số công nghệ biến tính (thời gian, nhiệt độ, tỷ lệ), đề tài còn nghiên cứu so sánh hai phương án đưa đất hiếm La, Ce vào hợp kim: (i) bổ sung trực tiếp La, Ce nguyên tố vào kim loại lỏng Al-Zn-Mg-Cu trong quá trình nấu luyện; và (ii) bổ sung gián tiếp thông qua hợp kim trung gian Al-La-Ce được chế tạo trước ở nhiệt độ cao hơn. Đây là nội dung có ý nghĩa quyết định trong việc lựa chọn phương pháp biến tính chuẩn áp dụng cho toàn bộ các nội dung nghiên cứu tiếp theo của đề tài (từ Chương 4 trở đi), do đó được trình bày như một nghiên cứu so sánh độc lập, tách bạch với hai nhóm mẫu chuẩn M1 (nền, không biến tính) và M3 (biến tính) đã xác lập ở Chương 2.

Khi bổ sung trực tiếp La, Ce ở nhiệt độ nấu luyện khoảng 750–800°C, kích thước hạt pha nền α-Al giảm rõ rệt so với mẫu không biến tính, đạt khoảng 6–20 μm tuỳ điều kiện thực nghiệm cụ thể, song mức độ đồng nhất về hình dạng và phân bố hạt chưa cao. Phân tích SEM-EDS cho thấy La, Ce trong trường hợp này tồn tại chủ yếu ở dạng nguyên tử tự do hoặc cụm nhỏ (hàm lượng cục bộ La ≈ 0,2–0,8%kl; Ce ≈ 0,5–1,6%kl tại các điểm khảo sát), phân bố cả trong hạt lẫn tại biên hạt, do hàm lượng đất hiếm hoà tan cục bộ chưa đủ lớn để hình thành rõ rệt các pha liên kim bền với nhôm. Nguyên nhân chính là do nhiệt độ nóng chảy của La (≈ 920°C) và Ce (≈ 795°C) cao hơn hẳn nhiệt độ

biến tính (≈ 750°C), khiến khả năng hoà tan đất hiếm vào hợp kim nền bị hạn chế. Do đó, cơ chế làm nhỏ hạt trong phương án biến tính trực tiếp chủ yếu dựa trên hiệu ứng tạo tâm mầm kết tinh ngoại lai và giảm năng lượng tạo mầm, chứ chưa phát huy đầy đủ vai trò của các pha liên kim Al-RE bền vững.



a) Mẫu M1 không có La và Ce

b) Mẫu M2 đưa La + Ce dạng trực tiếp

Hình 3. 9. Tổ chức tế vi trạng thái đúc: a) mẫu không biến tính; b) mẫu biến tính bằng phương pháp đưa trực tiếp La, Ce vào kim loại lỏng.

Ngược lại, khi sử dụng hợp kim trung gian Al-La-Ce (chế tạo trước ở nhiệt độ ≈ 930°C — cao hơn nhiệt độ nóng chảy của cả La và Ce), hàm lượng đất hiếm hoà tan vào hợp kim trung gian cao và ổn định hơn rõ rệt so với đưa trực tiếp ở 750–800°C. Kết quả phân tích XRD, SEM và EDS xác nhận sự hình thành rõ ràng các pha liên kim đặc trưng $Al_{11}Ce_3$ và Al_3La ngay trong hợp kim trung gian, được duy trì và phân bố vào hợp kim Al-Zn-Mg-Cu sau khi phối trộn. Nhờ cơ chế kép "tạo mầm — chốt chặn biên hạt" ($Al_{11}Ce_3$ đóng vai trò tâm mầm kết tinh dị thể do có thông số mạng gần tương đồng với dung dịch rắn α-Al, độ sai khác thông số mạng khoảng 8,3%; Al_3La phân bố tại biên hạt đóng vai trò chốt chặn, ức chế sự lớn lên của hạt), tổ chức hạt của hợp kim biến tính gián tiếp đạt kích thước nhỏ và đặc biệt đồng đều, ổn định hơn rõ rệt so với phương pháp đưa trực tiếp, dù kích thước hạt trung bình (~20 µm) không phải lúc nào cũng nhỏ hơn tuyệt đối so với các điều kiện tối ưu cục bộ của phương án trực tiếp.

Bảng 3.8 tổng hợp so sánh hai phương pháp biến tính trên cùng nền hợp kim Al-Zn-Mg-Cu, cùng điều kiện nấu luyện và làm nguội.

Bảng 3. 8. So sánh phương pháp biến tính trực tiếp và gián tiếp qua hợp kim trung gian Al-La-Ce đối với hợp kim Al-Zn-Mg-Cu.

Tiêu chí so sánh	**Biến tính trực tiếp**	**Biến tính gián tiếp qua hợp kim trung gian Al-La-Ce**
Nhiệt độ đưa đất hiếm vào	750 – 800°C (< nhiệt độ nóng chảy La, Ce)	≈ 930°C khi chế tạo hợp kim trung gian (> nhiệt độ nóng chảy La, Ce)
Khả năng hoà tan, phân bố La, Ce	Hạn chế, không đồng đều; La, Ce tồn tại dạng tự do/cụm nhỏ	Cao và ổn định; hình thành pha liên kim bền ngay trong HKTG
Pha liên kim hình thành	Chưa hình thành rõ rệt pha Al-RE bền	$Al_{11}Ce_3$, Al_3La được xác nhận rõ bằng XRD, SEM-EDS
Cơ chế làm nhỏ hạt chủ đạo	Tạo tâm mầm ngoại lai, giảm năng lượng tạo mầm	Cơ chế kép: tạo mầm dị thể ($Al_{11}Ce_3$) + chốt chặn biên hạt (Al_3La)
Độ đồng đều, ổn định tổ chức	Trung bình, phụ thuộc nhiều vào điều kiện cục bộ	Cao, lặp lại tốt giữa các mẻ nấu
Tổn hao đất hiếm khi nấu	Cao (đất hiếm cháy hao mạnh ở nhiệt độ thấp hơn nóng chảy)	Thấp hơn (đất hiếm được hoà tan hoàn toàn trong HKTG trước)

Từ kết quả phân tích tổ chức tế vi, XRD và SEM-EDS, có thể khẳng định phương pháp biến tính bằng hợp kim trung gian Al-La-Ce là phương án tối ưu và được lựa chọn làm phương pháp biến tính chuẩn cho hợp kim Al-Zn-Mg-Cu trong toàn bộ đề tài. Cơ chế làm nhỏ mịn hạt được khẳng định là sự kết hợp giữa tạo tâm mầm kết tinh dị thể (nhờ pha $Al_{11}Ce_3$) và ức chế sự phát triển hạt nhờ pha liên kim đất hiếm phân bố tại biên hạt (Al_3La). Đây chính là cơ sở khoa học và thực tiễn để xác lập thành phần hoá học của nhóm mẫu biến tính M3 đã trình bày ở Bảng 2.1 (Chương 2) — hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính bằng La 0,21%, Ce 0,155% đưa vào theo đường hợp kim trung gian Al-La-Ce — được

sử dụng thống nhất, xuyên suốt làm đối tượng nghiên cứu chính từ Chương 3 trở đi. Kết quả của mục 3.2.6 do đó khép lại nội dung nghiên cứu về phương pháp biến tính, đồng thời mở ra cơ sở để phân tích sâu bản chất cơ chế tạo mầm — chốt chặn của các pha liên kim Al-RE ở mục 3.3.

3.3. Phân tích, đánh giá vai trò của đất hiếm La, Ce trong việc làm nhỏ hạt hợp kim Al-Zn-Mg-Cu

3.3.1. Sự hình thành và vai trò của các pha liên kim của Al với các nguyên tố đất hiếm

Các phản ứng nhiệt động quan trọng của La, Ce trong nhôm nóng chảy được thể hiện qua các phương trình năng lượng tự do Gibbs, điển hình như: $[Ce] + 3/2[O] = 1/2Ce_2O_3$ ($\Delta G = -714.380 + 186,1T$); $[La] + 3/2[O] = 1/2La_2O_3$ ($\Delta G = -755.822 + 197,86T$); $[Ce] + 3/2[S] = 1/2Ce_2S_3$ ($\Delta G = -131.000 + 223,1T$); $[La] + 3/2[S] = 1/2La_2S_3$ ($\Delta G = -600.509 + 149,9T$); $[La] + [S] + [O] = LaAlO_3$ ($\Delta G = -801.616 + 128,8T$). Giá trị ΔG âm rất lớn của các phản ứng trên cho thấy La, Ce có ái lực hoá học rất mạnh với oxy và lưu huỳnh hoà tan trong nhôm lỏng, qua đó đóng vai trò: khử oxy và lưu huỳnh trong nhôm nóng chảy; hạn chế hình thành các oxit, sunfua có hại; và giảm xốp khí, khuyết tật rỗ trong vật đúc. Do các oxit đất hiếm có nhiệt độ nóng chảy rất cao (trên 2500°C), chúng tồn tại ổn định dưới dạng pha rắn mịn phân tán, không hoà tan trở lại vào hợp kim.

Bên cạnh vai trò làm sạch kim loại lỏng, các pha liên kim chứa đất hiếm đóng hai vai trò cốt lõi trong quá trình đông đặc và xử lý nhiệt của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu: (i) tâm mầm kết tinh dị thể — các pha như $Al_{11}RE_3$ và Al_2RE có thông số mạng gần với dung dịch rắn α-Al, giúp giảm năng lượng tạo mầm và tăng mật độ mầm kết tinh, nhờ đó tổ chức nhánh cây của pha α-Al bị ức chế mạnh, chuyển sang tổ chức hạt mịn và đồng đều; (ii) chốt chặn biên hạt — các pha liên kim phân bố tại biên giới hạt có tác dụng kìm hãm sự dịch chuyển biên hạt, hạn chế hiện tượng lớn hạt trong quá trình giữ nhiệt và xử lý nhiệt sau đúc. Ngoài ra, đất hiếm còn có khả năng biến đổi hình thái các pha chứa Fe, Si từ dạng tấm hoặc chữ Trung Quốc thô sang dạng mịn hơn, ít gây tập trung ứng suất, góp phần nâng cao độ dẻo và độ dai va đập của hợp kim.

So với các nguyên tố vi hợp kim thường dùng khác như Sc, Zr, cơ chế tác động của La, Ce có sự khác biệt rõ rệt về bản chất: Sc và Zr chủ yếu tạo các hạt

nano Al_3Sc, Al_3Zr hoặc $Al_3(Sc,Zr)$ có vai trò hoá bền kết tủa mạnh (cơ chế hoá bền tiết pha là chủ đạo); trong khi La và Ce thiên về làm sạch kim loại lỏng, làm nhỏ hạt và cải thiện độ dẻo thông qua cơ chế tạo mầm — chốt chặn biên hạt, đặc biệt phù hợp với hợp kim cần gia công biến dạng lớn như mục tiêu của đề tài. Kết quả tổng hợp từ các nghiên cứu khẳng định hàm lượng đất hiếm khoảng 0,3–0,5% (đặc biệt ≈ 0,4%) là tối ưu để hình thành pha liên kim hiệu quả mà không gây bão hoà hoặc kết tụ bất lợi — nhất quán với các kết quả thực nghiệm về tỷ lệ chất biến tính đã trình bày ở mục 3.2.5.

3.3.2. Cơ chế tạo mầm — chốt chặn của các pha liên kim $Al_{11}Ce_3$ và Al_3La qua hợp kim trung gian

Để làm rõ bản chất cơ chế làm nhỏ hạt của phương pháp biến tính gián tiếp đã được lựa chọn ở mục 3.2.6, đề tài tiến hành phân tích sâu quy trình chế tạo hợp kim trung gian Al-La-Ce và cơ chế hình thành pha liên kim trong hợp kim này. Quy trình chế tạo hợp kim trung gian được thực hiện theo hai bước: Bước 1 — nấu chảy nhôm sạch, bổ sung La, Ce theo phối liệu tính toán, nâng đến nhiệt độ 930°C rồi rót ra khuôn kim loại (mỗi mẻ nấu hợp kim trung gian khoảng 450 g); Bước 2 — nấu chảy hợp kim nền Al-Zn-Mg-Cu đến 750°C, sau đó cho hợp kim trung gian vào và sục khử khí. Bảng 3.9 trình bày phối liệu chế tạo hợp kim trung gian Al-La-Ce.

Bảng 3. 9. Phối liệu chế tạo hợp kim trung gian Al-La-Ce (nhiệt độ nấu ≈ 930°C).

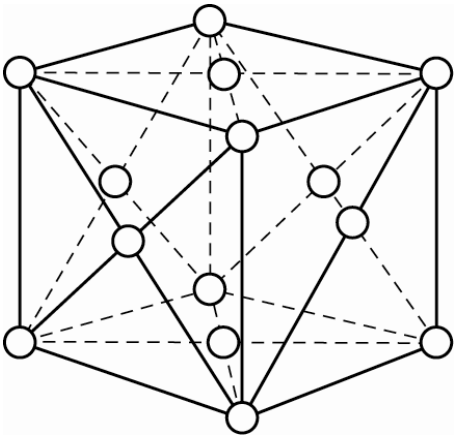
Nguyên liệu	Al	La	Ce
Tỷ lệ (%kl)	82,17	10,96	6,87
Khối lượng (mẻ 450g)	346 g	104 g (La+Ce)	

Trên cơ sở hợp kim trung gian này, phối liệu nấu hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính (thành phần tương ứng nhóm mẫu M3 ở Bảng 2.1, Chương 2) khi sử dụng hợp kim trung gian được tính toán như ở Bảng 3.10, mỗi mẻ nấu khoảng 1,2 kg hợp kim đã biến tính.

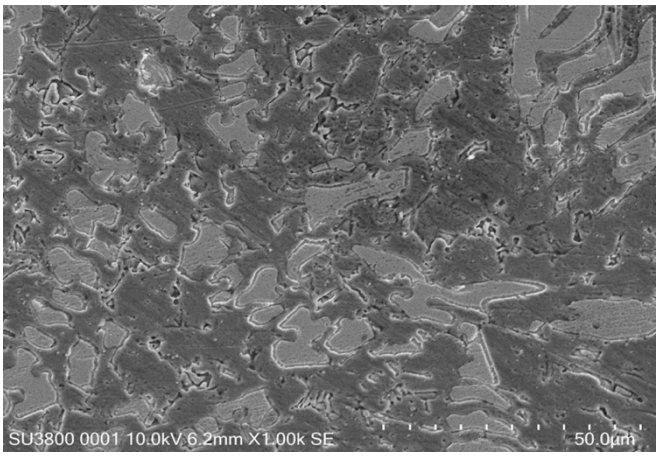
Bảng 3. 10. Phối liệu nấu hợp kim Al-Zn-Mg-Cu khi sử dụng hợp kim trung gian Al-La-Ce.

Nguyên liệu	Khối lượng (kg)
Hợp kim Al-Zn-Mg-Cu (nền)	1,0875
Kẽm kim loại	0,013
Magiê kim loại	0,048
Hợp kim trung gian Al-Cu50	0,0075
Hợp kim trung gian Al-La-Ce	0,044 (44 g)

Kết quả phân tích XRD hợp kim trung gian Al-La-Ce xác nhận rõ sự xuất hiện của các pha liên kim $Al_{11}Ce_3$ và Al_3La. Ảnh SEM và phân tích EDS chỉ ra các vùng màu xám trong tổ chức hợp kim trung gian là các pha liên kim giàu La, Ce, trong khi vùng màu tối là nền nhôm (Hình 3.12). Phân tích lý thuyết tinh thể học cho thấy pha $Al_{11}Ce_3$ có cấu trúc mạng tương đồng với dung dịch rắn α-Al, với độ sai khác thông số mạng khoảng 8,3% — đủ nhỏ để thoả mãn điều kiện tạo mầm dị thể hiệu quả theo lý thuyết kết tinh kim loại (Hình 3.10).



Hình 3. 10. Mô hình cấu trúc mạng tinh thể: a) $Al_{11}Ce_3$; b) α-Al.



Hình 3.11

Hình 3. 11. Ảnh SEM tổ chức tế vi hợp kim trung gian Al-La-Ce, thể hiện các pha liên kim giàu đất hiếm phân bố trong nền nhôm.

Khi sử dụng hợp kim trung gian Al-La-Ce để biến tính hợp kim Al-Zn-Mg-Cu, tổ chức tế vi sau đúc cho thấy kích thước hạt trung bình đạt khoảng 20 μm, nhỏ hơn rõ rệt và đặc biệt đồng đều hơn so với các mẫu biến tính trực tiếp; tổ chức nhánh cây của pha α-Al bị triệt tiêu mạnh, thay thế bằng tổ chức hạt đồng trục mịn; La và Ce được phát hiện cả trong hạt và tại biên giới hạt với hàm lượng đủ lớn để hình thành các pha liên kim bền. Kết quả phân tích SEM-EDS tại các vị trí pha liên kim cho thấy hàm lượng Ce, La tại các vùng này cao hơn đáng kể so với nền, phù hợp với điều kiện hình thành pha $Al_{11}Ce_3$ theo tỷ lệ nguyên tử Al/Ce. Vai trò của Ce trong việc kìm hãm sự phát triển hạt được lượng hoá thông qua hệ số kìm hãm phát triển hạt tổng quát $GRF = \Sigma\, m_i(k_i - 1)C_{o,i}$; kết quả tính toán cho thấy khi hàm lượng Ce tăng, giá trị GRF tăng mạnh, đồng nghĩa với việc hạn chế sự phát triển hạt tinh thể và thúc đẩy quá trình tạo mầm. Phân tích quá trình quá nguội trước mặt phân cách rắn – lỏng cũng cho thấy sự có mặt của Ce làm mở rộng vùng quá nguội, kích hoạt các hạt nhân tồn tại trong pha lỏng trở thành mầm kết tinh mới, góp phần tăng mật độ mầm và giảm kích thước hạt sau đông đặc.

3.3.3. Đánh giá tổng hợp vai trò của La, Ce trong làm nhỏ hạt hợp kim Al-Zn-Mg-Cu

Tổng hợp kết quả nghiên cứu thực nghiệm hai phương pháp biến tính (trực tiếp và gián tiếp qua hợp kim trung gian) trình bày ở mục 3.2.6 và 3.3.2 cho phép rút ra đánh giá tổng hợp về vai trò của La, Ce: mẫu không biến tính có

kích thước hạt lớn, dao động trong khoảng 50–100 μm và phân bố không đồng đều; mẫu biến tính trực tiếp cho kích thước hạt giảm đáng kể nhưng độ đồng đều còn hạn chế; mẫu biến tính gián tiếp qua hợp kim trung gian đạt kích thước hạt nhỏ với độ đồng đều và ổn định cao nhất, nhờ hàm lượng và trạng thái tồn tại của La, Ce trong hợp kim (dưới dạng pha liên kim $Al_{11}Ce_3$, Al_3La thay vì nguyên tử tự do) thuận lợi hơn rõ rệt cho cơ chế tạo mầm — chốt chặn biên hạt. Bằng thực nghiệm kết hợp lập luận lý thuyết, đề tài đã xác định rõ vai trò phân công của hai pha liên kim chủ đạo: $Al_{11}Ce_3$ đóng vai trò tâm mầm kết tinh dị thể, còn Al_3La đóng vai trò pha ngăn cản quá trình phát triển hạt — đây là bản chất khoa học cốt lõi lý giải hiệu quả làm nhỏ hạt của đất hiếm Việt Nam La, Ce đối với hợp kim Al-Zn-Mg-Cu, đồng thời là cơ sở lý luận trực tiếp cho việc đề xuất quy trình công nghệ hoàn chỉnh ở mục 3.4.

3.4. Đề xuất quy trình nấu đúc hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính bằng đất hiếm Việt Nam La, Ce

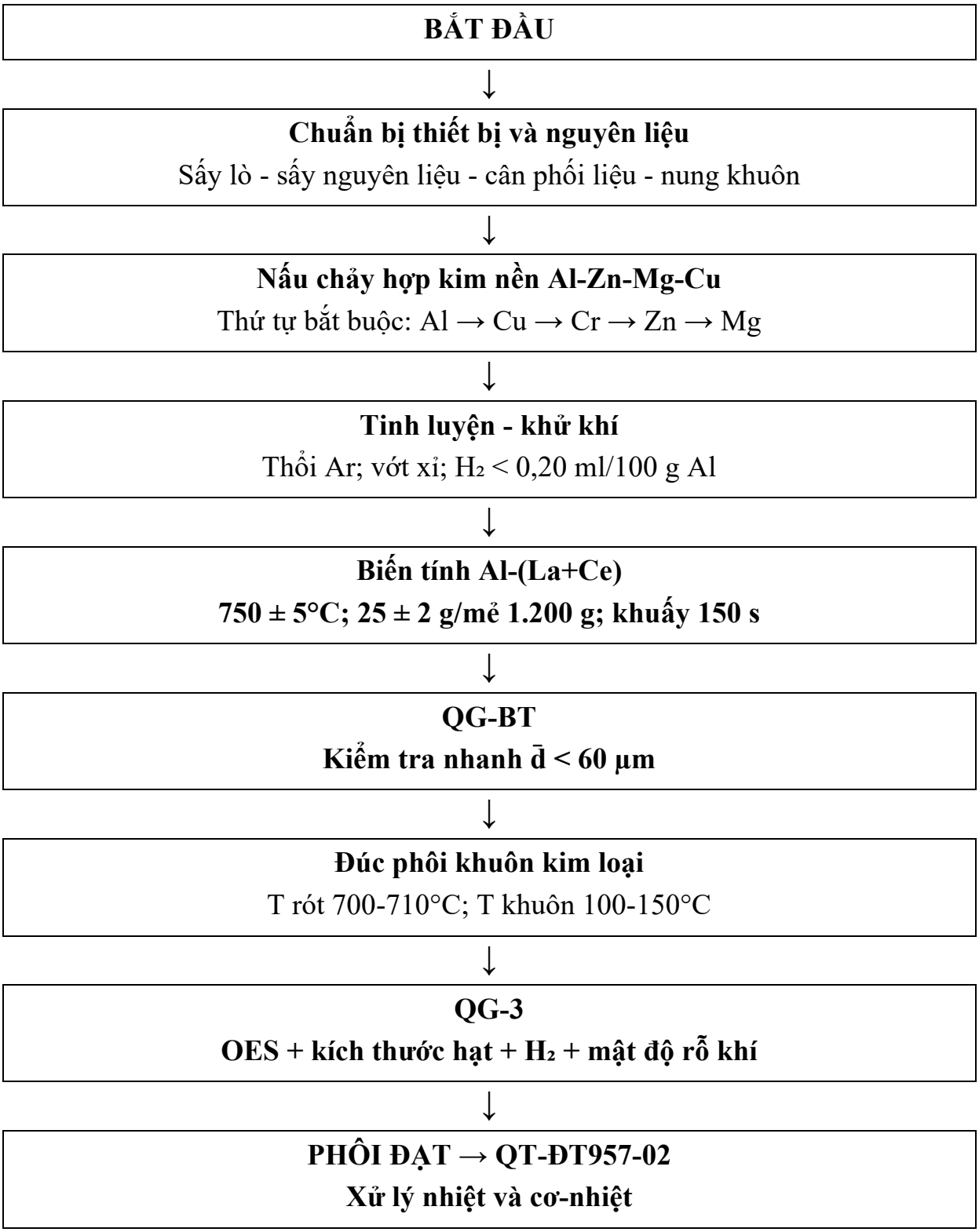
3.4.1. *Cơ sở xây dựng và mục tiêu của quy trình*

Quy trình công nghệ nấu đúc hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính bằng đất hiếm La, Ce được xây dựng trên cơ sở tổng hợp toàn bộ kết quả nghiên cứu trình bày ở các mục 3.1–3.3, cụ thể: (i) kết quả nghiên cứu có hệ thống các yếu tố công nghệ nấu luyện và đúc hợp kim nền; (ii) kết quả phân tích, so sánh các phương pháp đưa La, Ce vào hợp kim — trực tiếp và gián tiếp qua hợp kim trung gian; và (iii) kết quả đánh giá vai trò, cơ chế tạo mầm — chốt chặn của các pha liên kim Al-La-Ce. Mục tiêu của quy trình là tạo được tổ chức hạt mịn, đồng đều, ổn định, giảm thiên tích, qua đó nâng cao độ dẻo và tính ổn định cơ tính của hợp kim nhôm AA7475, đáp ứng yêu cầu gia công biến dạng và ứng dụng trong công nghiệp đóng tàu.

Đối tượng và phương pháp công nghệ được lựa chọn cho quy trình đề xuất gồm: hợp kim nhôm hệ Al-Zn-Mg-Cu, thành phần tương đương mác AA7475; biến tính bằng đất hiếm La, Ce có nguồn gốc trong nước (REVN); đưa đất hiếm vào hợp kim theo phương pháp gián tiếp qua hợp kim trung gian Al-(La+Ce) — phương pháp đã được lựa chọn là tối ưu ở mục 3.2.6 và 3.3, tương ứng với thành phần hoá học nhóm mẫu M3 đã trình bày ở Bảng 2.1 (Chương 2).

3.4.2. *Quy trình công nghệ chế tạo hợp kim*

Toàn bộ trình tự công nghệ của quy trình nấu đúc và biến tính được khái quát trên sơ đồ khối ở Hình 3.12. Sơ đồ thể hiện năm bước công nghệ kế tiếp cùng các điểm kiểm soát chất lượng (Quality Gate — QG) bắt buộc; sơ đồ khối chi tiết của từng bước được trình bày đầy đủ tại Phụ lục A.



Hình 3. 12. Sơ đồ khối tổng thể quy trình nấu đúc và biến tính hợp kim Al-Zn-Mg-Cu bằng đất hiếm La, Ce (QT-ĐT957-01).

Bước 1. Chuẩn bị nguyên liệu

- Phôi nhôm thỏi (A7475) và nhôm phế liệu đã qua làm sạch theo quy trình ở Hình 3.1;
- Kim loại Zn, Mg nguyên chất;
- Hợp kim trung gian Al-Cu50, Al-Zn20, Al-Mg10, Al-Mn10, Al-Cr5;
- Đất hiếm Việt Nam chứa khoảng 65% La và 35% Ce;
- Trợ dung che phủ và tinh luyện: hỗn hợp KCl–NaCl–Na_3AlF_6 (47%–30%–23%), trợ dung tinh luyện VA-DPL, VA-CP;
- Khí trơ Ar để sục khử khí.

Toàn bộ nguyên liệu được làm sạch, sấy khô ở khoảng 200°C trước khi đưa vào nấu luyện nhằm hạn chế khí hydro hoà tan và tạp chất phi kim.

Bước 2. Nấu luyện hợp kim nền Al-Zn-Mg-Cu

- Thiết bị: lò cảm ứng trung tần hoặc lò điện trở;
- Nhiệt độ nấu luyện: 700–750°C (tối ưu ≈ 750°C — theo kết quả mục 3.1.3);
- Thời gian giữ kim loại lỏng: ≈ 10 phút, tính từ khi kim loại chảy hoàn toàn (theo kết quả mục 3.1.2);
- Hiệu suất thu hồi hợp kim đạt ≈ 95–96%;
- Phủ bề mặt kim loại lỏng bằng trợ dung để hạn chế oxy hoá và cháy hao Zn, Mg; tinh luyện – khử khí bằng trợ dung kết hợp thổi khí Ar (theo kết quả mục 3.1.4).

Bước 3. Chế tạo hợp kim trung gian Al-(La+Ce)

- Nấu chảy nhôm sạch;
- Bổ sung La, Ce theo phối liệu tính toán ở Bảng 3.9 (mục 3.3.2);
- Nhiệt độ nấu: ≈ 930°C — cao hơn nhiệt độ nóng chảy của cả La (920°C) và Ce (795°C), bảo đảm hoà tan tối đa;

- Rót ra khuôn kim loại, tạo hợp kim trung gian dạng thỏi nhỏ.

Hợp kim trung gian chế tạo theo bước này đã hình thành sẵn các pha liên kim $Al_{11}Ce_3$, Al_3La, là cơ sở trực tiếp cho cơ chế tạo mầm kết tinh dị thể khi phối vào hợp kim nền ở bước tiếp theo.

Bước 4. Biến tính hợp kim Al-Zn-Mg-Cu

- Nấu lại hợp kim nền đến ≈ 750°C (theo kết quả mục 3.2.4);
- Bổ sung hợp kim trung gian Al-(La+Ce) với hàm lượng đất hiếm tối ưu ≈ 0,4% khối lượng (theo kết quả mục 3.2.5 và 3.3.1);
- Trước khi biến tính, sục khí Ar lưu lượng thấp (~1 lít/phút) trong 2–3 phút kết hợp khuấy nhẹ, vớt xỉ, sau đó nâng lại nhiệt độ biến tính;
- Đưa hợp kim trung gian vào bằng chụp nhấn, khuấy đều trong thời gian biến tính tối ưu ≈ 150 giây (theo kết quả mục 3.2.3).

Phương pháp biến tính gián tiếp qua hợp kim trung gian cho hiệu quả biến tính ổn định và có độ lặp lại cao hơn rõ rệt so với phương pháp đưa trực tiếp La, Ce (đã so sánh ở mục 3.2.6).

Bước 5. Đúc hợp kim

- Phương pháp đúc: đúc khuôn kim loại (theo kết quả mục 3.1.5, 3.1.6);
- Nhiệt độ rót: 700–710°C;
- Nhiệt độ khuôn: 100–150°C, có kiểm soát nhiệt trong suốt quá trình đúc;
- Rót kim loại lỏng qua ruột có lọc xỉ, bảo đảm dòng chảy tầng, hạn chế cuốn khí và tạp chất vào vật đúc;
- Làm nguội có kiểm soát (làm mát khuôn bằng nước sau mỗi mẻ đúc), tháo khuôn khi vật đúc đã đông đặc hoàn toàn để tránh sứt mẻ, nứt vỡ.

Sơ đồ tổng thể 5 bước công nghệ nêu trên tương ứng trực tiếp với sơ đồ khối quy trình thực nghiệm đã trình bày ở Hình 2.1 (Chương 2), trong đó Bước 1–2 và Bước 5 của quy trình nấu đúc (Chương 3) chuẩn bị đầu vào tổ chức tế

vi cho các bước xử lý nhiệt, cơ-nhiệt và đánh giá khả năng biến dạng nóng sẽ được trình bày ở các chương tiếp theo của báo cáo.

3.4.3. *Kết quả tổng hợp của quy trình đề xuất*

Áp dụng quy trình công nghệ 5 bước nêu trên, kết quả nghiên cứu cho thấy tổ chức hạt pha α-Al của hợp kim có sự cải thiện rõ rệt sau biến tính. Mẫu không biến tính (M1) có kích thước hạt lớn, dao động trong khoảng 50–100 μm; mẫu biến tính bằng phương pháp gián tiếp qua hợp kim trung gian (tương ứng nhóm mẫu M3 chuẩn của đề tài) đạt kích thước hạt nhỏ, khoảng 20 μm, với độ đồng đều và ổn định cao nhất trong số các phương án đã khảo sát. Tổ chức nhánh cây đặc trưng của trạng thái đúc gần như bị triệt tiêu hoàn toàn, thay thế bằng tổ chức hạt đồng trục mịn. Các nguyên tố đất hiếm La, Ce chủ yếu tồn tại dưới dạng pha liên kim Al-La-Ce ($Al_{11}Ce_3$, Al_3La) phân bố tại biên giới hạt, đóng vai trò tạo mầm kết tinh dị thể và chốt chặn biên hạt theo cơ chế kép đã phân tích ở mục 3.3.

Nhờ đó, độ dẻo và tính ổn định cơ tính của hợp kim được cải thiện rõ rệt ngay từ trạng thái đúc, tạo tiền đề thuận lợi cho hiệu quả của các công đoạn ủ đồng đều hoá, cán biến dạng nhiều pass và ủ kết tinh lại đã được luận giải ở Chương 2 (mục 2.2). Quy trình công nghệ đề xuất thể hiện tính ổn định, khả thi và phù hợp với điều kiện trang thiết bị, nguyên liệu sản xuất trong nước, đặc biệt là khả năng khai thác hiệu quả nguồn đất hiếm Việt Nam La, Ce cho một ứng dụng công nghiệp có giá trị gia tăng cao — chế tạo hợp kim nhôm độ dẻo cao phục vụ đóng tàu.

3.5. Kết luận chương 3

Chương 3 đã trình bày đầy đủ kết quả nghiên cứu xây dựng quy trình nấu đúc hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính bằng đất hiếm Việt Nam La, Ce — với các kết quả chính sau: Thứ nhất, đã xác định được các thông số công nghệ nấu luyện hợp kim nền tối ưu: nhiệt độ nấu ≈ 750°C, thời gian giữ kim loại lỏng ≈ 10 phút, tinh luyện – khử khí bằng trợ dung kết hợp thổi khí Ar, khuôn kim loại với nhiệt độ khuôn 100–150°C và làm nguội nhanh có kiểm soát, cho hiệu suất thu hồi hợp kim ≈ 95–96% với thành phần hoá học ổn định, gần với mác AA7475.

Thứ hai, đã làm rõ cơ sở lý thuyết của quá trình biến tính hợp kim nhôm thông qua hai nhóm mô hình (tạo mầm và chất tan/GRF), xác định các thông

số công nghệ biến tính tối ưu (thời gian biến tính ≈ 150 giây, nhiệt độ biến tính ≈ 750°C, hàm lượng chất biến tính tương ứng ≈ 0,4% La+Ce), đồng thời so sánh định lượng hai phương pháp đưa đất hiếm vào hợp kim — trực tiếp và gián tiếp qua hợp kim trung gian Al-La-Ce — từ đó xác định phương pháp gián tiếp là phương án tối ưu, được lựa chọn làm phương pháp biến tính chuẩn cho hợp kim Al-Zn-Mg-Cu (tương ứng thành phần mẫu M3 tại Bảng 2.1, Chương 2) sử dụng xuyên suốt đề tài.

Thứ ba, bằng phân tích XRD, SEM-EDS kết hợp lập luận lý thuyết tinh thể học và nhiệt động học, chương đã làm sáng tỏ bản chất cơ chế làm nhỏ hạt của La, Ce: cơ chế kép "tạo mầm kết tinh dị thể — chốt chặn biên hạt", trong đó pha $Al_{11}Ce_3$ (thông số mạng gần tương đồng với α-Al, sai khác ≈ 8,3%) đóng vai trò tâm mầm, còn pha Al_3La phân bố tại biên hạt đóng vai trò ngăn cản sự phát triển hạt.

Thứ tư, trên cơ sở tổng hợp toàn bộ kết quả nghiên cứu, chương đã đề xuất quy trình công nghệ nấu đúc hoàn chỉnh gồm 5 bước (chuẩn bị nguyên liệu — nấu luyện hợp kim nền — chế tạo hợp kim trung gian Al-(La+Ce) — biến tính — đúc), cho tổ chức hạt mịn (≈ 20 μm), đồng đều và ổn định, là cơ sở khoa học và thực tiễn trực tiếp cho các nội dung nghiên cứu về xử lý nhiệt, cơ-nhiệt tăng bền và đánh giá khả năng biến dạng nóng của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu sẽ được trình bày ở các chương tiếp theo của Báo cáo tổng hợp đề tài.

CHƯƠNG 4. NGHIÊN CỨU XỬ LÝ NHIỆT, CƠ-NHIỆT TĂNG BỀN HỢP KIM Al-Zn-Mg-Cu

Chương 4 trình bày kết quả nghiên cứu xử lý nhiệt và cơ-nhiệt tăng bền hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính bằng đất hiếm La, Ce. Chương 3 giải quyết bài toán tạo ra phôi đúc hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính bằng đất hiếm La, Ce với tổ chức hạt mịn, đồng đều ngay từ trạng thái đúc, chương 4 giải quyết bài toán tiếp theo trong chuỗi công nghệ: làm thế nào để, từ phôi đúc đó, xây dựng được một chuỗi xử lý nhiệt và cơ-nhiệt hợp lý nhằm đồng thời (i) nâng cao khả năng biến dạng dẻo, (ii) làm nhỏ mịn hơn nữa tổ chức hạt thông qua biến dạng và kết tinh lại, và (iii) tăng bền hợp kim tới mức tối đa có thể đạt được thông qua cơ chế hoá bền tiết pha, mà vẫn bảo đảm được độ dẻo và độ ổn định tổ chức cần thiết cho ứng dụng đóng tàu.

Vấn đề đặt ra ở chương này là xây dựng một chuỗi xử lý nhiệt và cơ-nhiệt vừa làm nhỏ mịn thêm tổ chức hạt, vừa tăng bền hợp kim tới mức cao nhất có thể mà không đánh mất độ dẻo cần thiết cho tạo hình. Chương lần lượt nghiên cứu hai nhóm công đoạn có vai trò khác nhau — ủ đồng đều hoá và ủ kết tinh lại nhằm chuẩn bị tổ chức nền, tôi dung dịch và hoá già nhằm tăng bền bằng cơ chế hoá bền tiết pha — rồi tổng hợp thành quy trình công nghệ hoàn chỉnh kèm hệ thống kiểm tra chất lượng. Ở những chỗ kết quả khảo sát sơ bộ và quy trình công nghệ chính thức QT-ĐT957-02 khác nhau về giá trị thông số, quy trình chính thức được lấy làm căn cứ áp dụng; số liệu khảo sát sơ bộ vẫn được trình bày song song nhằm phản ánh trung thực quá trình phát triển công nghệ của đề tài.

Toàn bộ nội dung nghiên cứu trong chương sử dụng thống nhất hai nhóm mẫu hợp kim Al-Zn-Mg-Cu đã xác lập từ Chương 2 và Chương 3: mẫu M1 (mẫu nền, không biến tính bằng đất hiếm) và mẫu M3 (mẫu biến tính bằng đất hiếm Việt Nam La, Ce theo phương pháp gián tiếp qua hợp kim trung gian Al-La-Ce, hàm lượng La+Ce ≈ 0,4% khối lượng — tương ứng nhóm mẫu chuẩn của đề tài). Ký hiệu M1 và M3 được sử dụng thống nhất trong toàn bộ báo cáo và trong bộ quy trình công nghệ QT-ĐT957-01/02/03, kể cả khi trình bày các chỉ tiêu kiểm tra chất lượng định lượng.

4.1. Nghiên cứu ủ đồng đều hoá và ủ kết tinh lại hợp kim Al-Zn-Mg-Cu

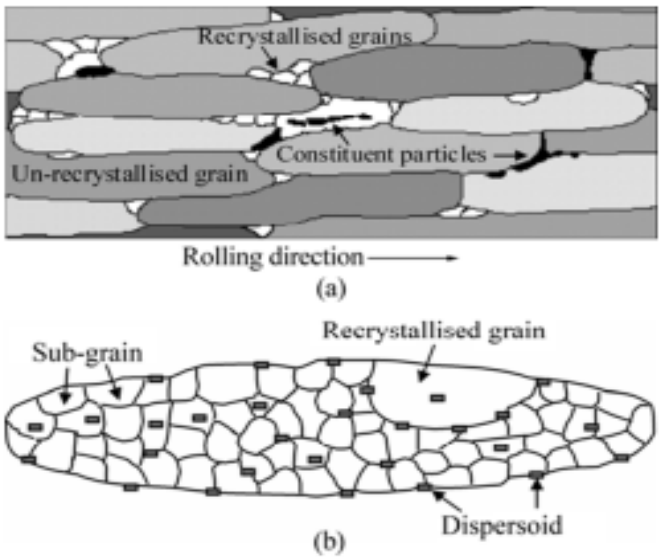
4.1.1. Cơ sở lý thuyết ủ đồng đều hoá và mô hình biến dạng – kết tinh lại

Ủ đồng đều hoá là quá trình xử lý nhiệt ở trạng thái rắn, thực hiện ở nhiệt độ cao nhưng thấp hơn điểm nóng chảy cục bộ tại các vùng giàu nguyên tố hợp kim, nhằm thúc đẩy sự khuếch tán của các nguyên tử hợp kim trong mạng tinh thể nhôm, qua đó làm giảm gradient thành phần và phân bố lại các pha không mong muốn hình thành trong quá trình đông đặc. Về mặt cơ chế, tốc độ khuếch tán nguyên tử tăng theo hàm mũ với nhiệt độ, tuân theo phương trình Arrhenius:

$$D = D_0 \cdot exp(-Q/RT)$$

trong đó D là hệ số khuếch tán, D_0 là hệ số tiền khuếch tán, Q là năng lượng hoạt hoá khuếch tán, R là hằng số khí và T là nhiệt độ tuyệt đối. Dưới tác dụng của nhiệt độ ủ, các nguyên tử Zn, Mg, Cu khuếch tán từ vùng có nồng độ cao (thường tập trung tại biên hạt và vùng gian nhánh cây, nơi thiên tích do đông đặc không cân bằng để lại) vào vùng có nồng độ thấp hơn (lõi hạt), làm giảm sự tách pha và cải thiện tính đồng nhất hoá học của nền vật liệu.

Ủ đồng đều hoá mang lại đồng thời nhiều hiệu quả luyện kim quan trọng: hoà tan các pha không đồng đều hình thành trong quá trình đúc (điển hình là pha eutectic η-$MgZn_2$ và pha Al_2CuMg) vào nền dung dịch rắn α-Al; giảm sự không đồng nhất về thành phần hoá học giữa các vùng khác nhau của phôi đúc; làm pha thứ cấp phân tán mịn hơn, hạn chế hiện tượng kết tập lớn dễ gây giòn nóng khi biến dạng; ổn định tổ chức đúc thông qua giảm thiểu các vi khuyết như lỗ khí và nứt nóng; và quan trọng nhất đối với mục tiêu của đề tài — chuẩn bị cấu trúc thích hợp cho các bước gia công biến dạng dẻo và xử lý nhiệt tăng bền tiếp theo. Nếu ủ đồng đều hoá không đạt hiệu quả tối ưu (nhiệt độ chưa đủ cao, thời gian giữ nhiệt chưa đủ dài), thiên tích hoá học chưa được giải quyết triệt để sẽ tiếp tục gây bất lợi cho toàn bộ chuỗi xử lý phía sau, làm hạn chế khả năng biến dạng ở bước cán và làm giảm mức độ quá bão hoà đạt được ở bước tôi dung dịch.



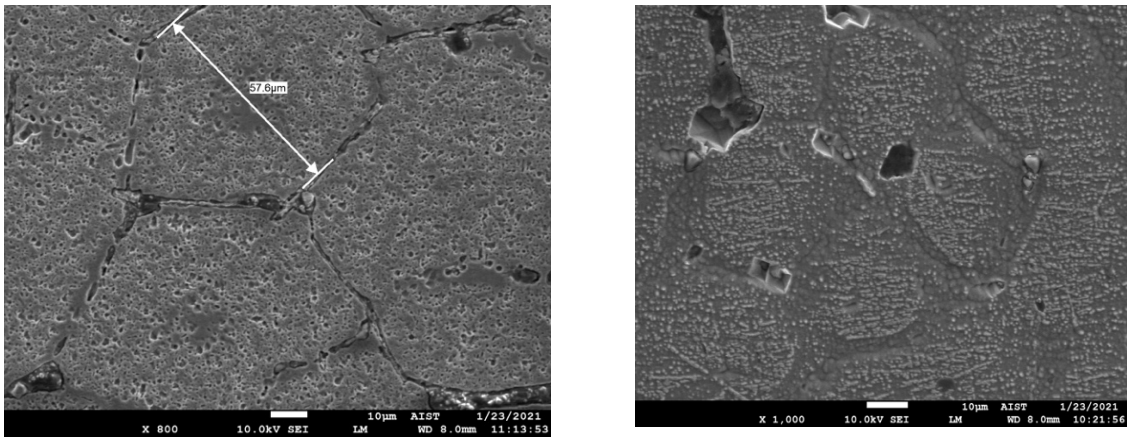
Hình 4. 1. Mô hình hợp kim sau biến dạng dẻo (a) và sau kết tinh lại (b)

Hình 4.1 minh hoạ trực quan bản chất của cặp quá trình biến dạng dẻo – kết tinh lại mà ủ đồng đều hoá đóng vai trò chuẩn bị nền tảng: tổ chức hạt ban đầu, sau khi trải qua biến dạng dẻo, chuyển thành tổ chức thớ kéo dài theo phương biến dạng với mật độ lệch cao (trạng thái a); khi ủ ở nhiệt độ và thời gian thích hợp, tổ chức thớ này được thay thế bằng tổ chức hạt mới, đẳng trục và có năng lượng tự do thấp hơn (trạng thái b). Ủ đồng đều hoá không trực tiếp tạo ra sự chuyển biến này (đó là vai trò của ủ kết tinh lại, trình bày ở mục 4.1.3), song nó quyết định chất lượng của tổ chức hạt đầu vào trước khi biến dạng — một tổ chức đã được đồng đều hoá tốt, giảm thiên tích và pha thứ cấp thô sẽ cho phép biến dạng phân bố đồng đều hơn trong toàn bộ tiết diện phôi, hạn chế tập trung ứng suất cục bộ và tạo tiền đề thuận lợi cho quá trình kết tinh lại đạt hiệu quả cao ở bước sau.

4.1.2. Ảnh hưởng của nhiệt độ, thời gian ủ đồng đều hoá đến tổ chức tế vi

Ở giai đoạn khảo sát sơ bộ (Chuyên đề 3.1), khoảng thông số ủ đồng đều hoá được khảo sát sơ bộ trong dải nhiệt độ 450–500°C với thời gian giữ nhiệt 8–24 giờ, tuỳ theo thành phần hợp kim và kích thước phôi đúc; điểm thông số được lựa chọn làm đại diện để khảo sát tổ chức tế vi chi tiết là 480°C × 16 giờ, làm nguội sau ủ bằng không khí tĩnh nhằm tránh sốc nhiệt. Ở chế độ này, kết quả hiển vi quang học, SEM và XRD cho thấy tổ chức nhánh cây đặc trưng của trạng thái đúc bị triệt tiêu hoàn toàn ở cả hai nhóm mẫu, các pha liên kim thô

tại biên hạt được hoà tan phần lớn vào nền dung dịch rắn α-Al, và thành phần các nguyên tố Al, Zn, Mg, Cu trở nên phân bố đồng đều hơn trên toàn bộ tiết diện mẫu (xác nhận bằng bản đồ nguyên tố EDS-mapping).



a) b)

Hình 4. 2. Ảnh SEM phân tích tổ chức tế vi mẫu M1 (a), M3 (b)) sau ủ đồng đều hoá 480°C × 16h

So sánh tổ chức hai nhóm mẫu (Hình 4.2) cho thấy sự khác biệt rõ rệt về mức độ đồng đều hạt: đối với mẫu M1 (không có La, Ce), kích thước hạt sau ủ không đồng đều, có hạt kích thước khá lớn (trên 57 µm), có hạt chỉ khoảng 40 µm, ở độ phóng đại cao hơn còn quan sát thấy các hạt đa cạnh không đều xen kẽ các hạt đều trục; nhiều hạt vượt quá 50 µm, cá biệt đạt tới ≈ 55–57 µm. Ngược lại, đối với mẫu M3 (có La, Ce), hạt có dạng tương đối đều, xu hướng tứ giác gần tròn — hình dạng hạt thuận lợi hơn rõ rệt cho quá trình biến dạng dẻo và tăng độ dẻo của hợp kim ở các bước tiếp theo. Đáng chú ý, sau ủ đồng đều hoá với thời gian dài, độ hạt của mẫu M3 không tiếp tục phát triển lên mà có xu hướng ổn định ở dạng hạt tròn — một đặc điểm phản ánh vai trò ổn định nhiệt của các pha liên kim Al-RE đã hình thành từ trạng thái đúc (phân tích cơ chế chi tiết tại mục 4.1.4). Kết quả này khẳng định ủ đồng đều hoá giải quyết hiệu quả hiện tượng phân ly thành phần và tổ chức nhánh cây ở cả hai nhóm mẫu, nhưng chỉ riêng đối với mẫu M3, ủ đồng đều hoá còn kiểm soát tốt hiện tượng thô hạt nhờ hiệu ứng ổn định tổ chức của La, Ce.

Trên cơ sở đánh giá đầy đủ hơn ảnh hưởng của nhiệt độ và thời gian ủ đồng đều hoá đến tổ chức tế vi và cơ tính hợp kim (khảo sát mở rộng dải nhiệt độ 440–480°C với thời gian 12–30 giờ), quy trình công nghệ chính thức QT-ĐT957-02 đã xác nhận và hiệu chỉnh chế độ ủ đồng đều hoá tối ưu. Bảng 4.1

tổng hợp so sánh giữa các thông số khảo sát sơ bộ và thông số chính thức được ban hành.

Bảng 4. 1. So sánh chế độ ủ đồng đều hoá khảo sát sơ bộ (giữa kỳ) và chế độ tối ưu (cuối kỳ)

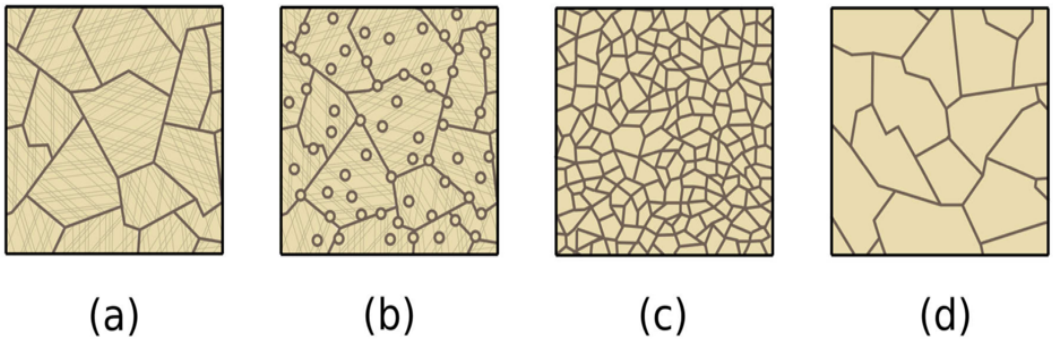
Giai đoạn	Dải khảo sát	Điểm/chế độ đại diện	Kết quả tổ chức	Đánh giá
Giữa kỳ (Chuyên đề 3.1)	450 – 500°C, 8 – 24 giờ	480°C × 16 giờ	Triệt tiêu nhánh cây; M1 hạt còn thô >50μm; M3 hạt đều, xu hướng tròn	Đạt yêu cầu cơ bản, chưa tối ưu hoá triệt để
Chính thức (QT-ĐT957-02)	440 – 470°C (an toàn); dung sai 455–465°C	460°C × 24 giờ (+2h/−0)	M3: $\bar{d} = 58 \pm 3$ μm, đánh giá 5/5 "Rất tốt"; pha eutectic tan hoàn toàn; $\Delta C_Zn \leq 0{,}35\%$	TỐI ƯU — được chọn làm chuẩn áp dụng

Như vậy, có thể xem quá trình xác định chế độ ủ đồng đều hoá của đề tài là một quá trình thu hẹp dần miền thông số công nghệ: khảo sát sơ bộ đã xác định đúng vùng nhiệt độ hợp lý (450–500°C) và đã chứng minh được hiệu quả cơ bản của công đoạn này thông qua điểm thử nghiệm 480°C × 16 giờ; trên cơ sở đó, khảo sát mở rộng và hệ thống hơn đã xác định chính xác điểm tối ưu trong vùng an toàn của giản đồ pha (460°C × 24 giờ), đồng thời làm rõ ranh giới rủi ro kỹ thuật (dưới 450°C thiên tích chưa giải quyết đủ; trên 470°C có nguy cơ nóng chảy cục bộ tại pha eutectic). Chế độ 460°C × 24 giờ được sử dụng làm thông số áp dụng chính thức xuyên suốt phần còn lại của chương và được đưa vào quy trình công nghệ hoàn chỉnh tại mục 4.3.

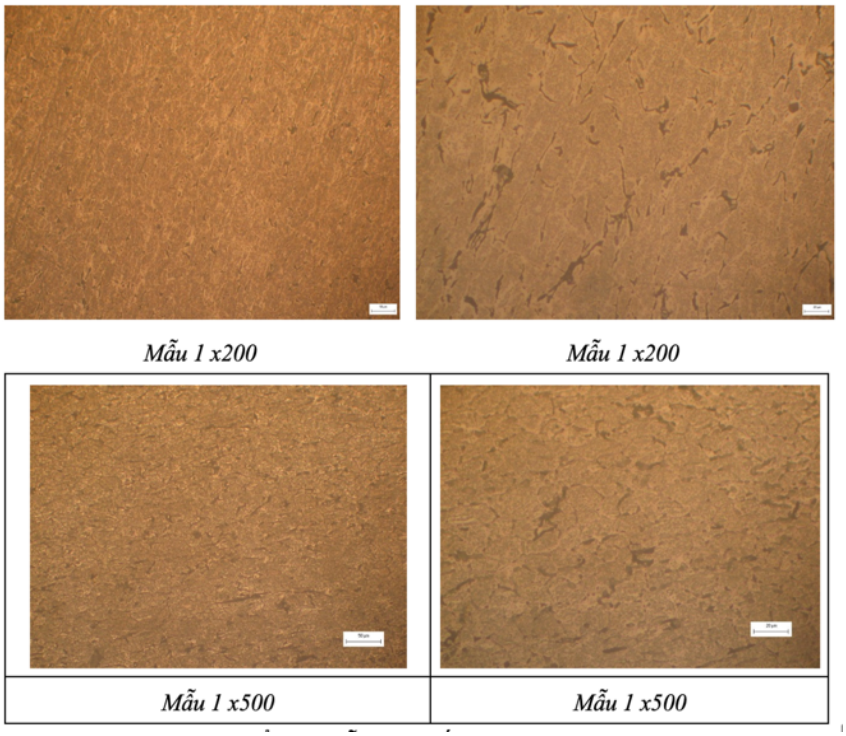
4.1.3. Ủ kết tinh lại: cơ sở lý thuyết và ảnh hưởng của nhiệt độ, thời gian

Ủ kết tinh lại được tiến hành ở nhiệt độ cao hơn nhiệt độ kết tinh lại của nhôm, áp dụng cho các bán thành phẩm đã qua biến dạng dẻo (cán nhiều lượt, trình bày ở mục 4.1.5). Quá trình kết tinh lại trải qua ba giai đoạn kế tiếp: hồi phục (giảm mật độ lệch cục bộ nhưng chưa hình thành hạt mới), kết tinh lại (hình thành và phát triển các mầm hạt mới, không biến dạng, thường ưu tiên tại biên giới hạt cũ) và phát triển hạt (các hạt mới tiếp tục lớn lên sau khi kết tinh lại hoàn toàn nếu tiếp tục giữ nhiệt). Việc hình thành tổ chức mới sau kết tinh

lại không phải do chuyển biến pha mà do sự hình thành những hạt đa cạnh mới trong kim loại đã qua biến dạng dẻo nguội hoặc nóng; mục tiêu công nghệ của ủ kết tinh lại là thu được tổ chức kết tinh lại hoàn toàn, hạt nhỏ, đa cạnh và có độ dẻo lớn nhất.



Hình 4. 3. Sơ đồ nguyên lý kết tinh lại của vật liệu kim loại: hình thành mầm tại biên hạt biến dạng (a → b) và phát triển hạt tinh thể (b → c → d).



Hình 4. 4. Tổ chức tế vi hợp kim Al-Zn-Mg-Cu sau ủ kết tinh lại ở chế độ chính thức 380°C × 2 giờ.

Nhiệt độ ủ kết tinh lại là nhiệt độ mà tại đó kim loại đã qua một mức độ biến dạng nguội nhất định sẽ kết tinh lại hoàn toàn trong một khoảng thời gian xác định; nhiệt độ càng cao thì thời gian kết thúc kết tinh lại càng ngắn. Đối với hợp kim hệ Al-Zn-Mg-Cu, khảo sát sơ bộ giai đoạn khảo sát sơ bộ (Chuyên

đề 3.2) xác định khoảng nhiệt độ ủ kết tinh lại phù hợp nằm trong vùng 230–380°C (±50°C) với thời gian giữ nhiệt 0,5–2 giờ, kết hợp nguội chậm trong lò (tốc độ nhỏ hơn 30°C/giờ đến 150°C) nhằm tránh hiện tượng tôi không mong muốn — đặc điểm riêng của hợp kim nhôm-kẽm hoá bền bằng nhiệt luyện, nếu nguội nhanh sau ủ kết tinh lại có thể xảy ra tôi (hoặc bán tôi) ngoài ý muốn. Điểm thử nghiệm đại diện được khảo sát chi tiết ở giai đoạn khảo sát sơ bộ là 400°C × 2 giờ và 450°C × 2 giờ.

Kết quả tổ chức tế vi ở hai điểm thử nghiệm này cho thấy: ở 400°C × 2 giờ, tổ chức dạng thớ sau biến dạng chỉ được khử bỏ một phần, ảnh hiển vi vẫn còn tồn tại các vùng hạt kéo dài, kích thước lớn và không đồng đều — chứng tỏ quá trình kết tinh lại chưa hoàn toàn ở chế độ này; ở 450°C × 2 giờ, tổ chức có sự chuyển biến rõ rệt hơn, tổ chức thớ bị triệt tiêu, hình thành tổ chức hạt mới đẳng trục, với kích thước hạt trung bình của mẫu M1 đạt khoảng 13–18 μm (cá biệt tới ≈ 40 μm), song tổ chức hạt vẫn chưa thật đồng đều, còn tồn tại các hạt thô xen kẽ hạt nhỏ.

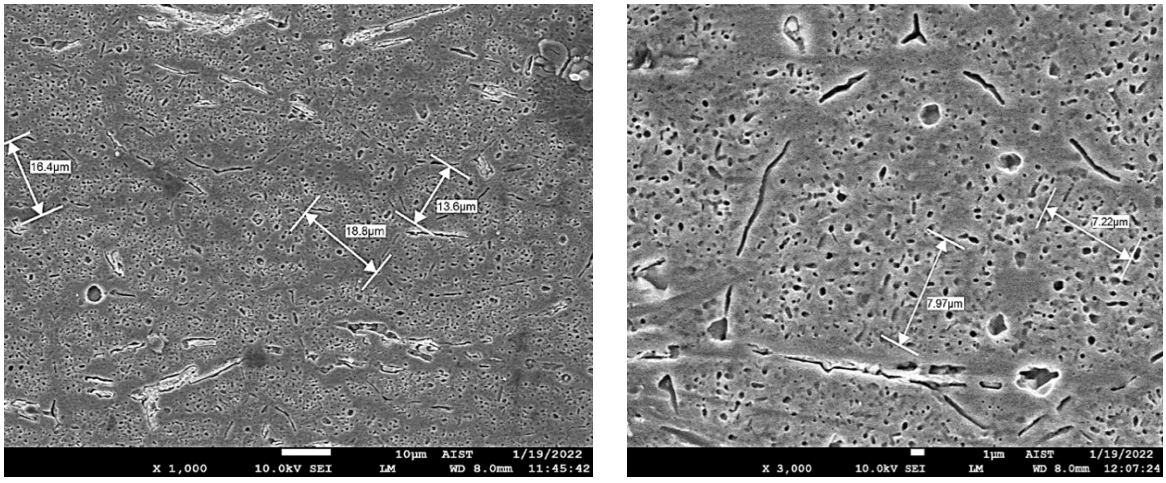
Bảng 4. 2. So sánh chế độ ủ kết tinh lại khảo sát sơ bộ (giữa kỳ) và chế độ tối ưu

Giai đoạn	**Dải khảo sát**	**Điểm/chế độ đại diện**	**Mức độ kết tinh lại**	**Kích thước hạt trung bình**
Giữa kỳ (Chuyên đề 3.2)	230 – 380°C (±50°C), 0,5 – 2 giờ	400°C × 2 giờ	Chưa hoàn toàn — còn hạt kéo dài	Không đồng đều, cục bộ hạt lớn
Giữa kỳ (Chuyên đề 3.2)	230 – 380°C (±50°C), 0,5 – 2 giờ	450°C × 2 giờ	Đã hình thành hạt đẳng trục mới	M1: 13 – 18 μm (cá biệt ≈ 40 μm)
Chính thức (QT-ĐT957-02)	350 – 420°C, 0,5 – 4 giờ	380°C × 2 giờ	Phân suất kết tinh lại ≥ 98 – 99%	M3: 42 ± 4 μm; M1: 105 ± 8 μm

Chế độ ủ kết tinh lại chính thức 380°C × 2 giờ được xác nhận trong quy trình QT-ĐT957-02 trên cơ sở khảo sát mở rộng 350–420°C × 0,5–4 giờ. Dưới 370°C, phân suất kết tinh lại chưa đầy đủ (dưới 90%); trên 395°C, riêng đối với

M1 (không biến tính) xuất hiện hiện tượng lớn hạt bất thường do thiếu pha chốt biên hạt hiệu quả — trong khi M3 (biến tính La, Ce) vẫn duy trì được kích thước hạt ổn định nhờ hiệu ứng ghim Zener của pha Al-RE (phân tích chi tiết tại mục 4.1.4). Điều đáng lưu ý là các giá trị kích thước hạt $\bar{d}$ ghi nhận ở quy trình chính thức (42 µm và 105 µm) lớn hơn đáng kể so với giá trị ≈ 7 µm và 13–18 µm ghi nhận ở một số khảo sát tổ chức tế vi cục bộ trên mẫu thí nghiệm kích thước nhỏ (mục 4.1.4); sự khác biệt này phản ánh đúng bản chất công nghệ: các mẫu thí nghiệm nhỏ có tỷ lệ diện tích bề mặt/thể tích lớn, tốc độ nung và nguội đồng đều hơn, trong khi phôi thực tế cỡ 120×80×35 mm áp dụng trong quy trình chính thức có tiết diện dày hơn, gradient nhiệt trong quá trình xử lý lớn hơn, dẫn đến kích thước hạt trung bình đo trên tiết diện đại diện của phôi thực tế thường lớn hơn so với mẫu thử nghiệm cục bộ — đây là hiện tượng đã được ghi nhận nhất quán trong toàn bộ chuỗi công nghệ và không phản ánh mâu thuẫn về bản chất khoa học giữa hai giai đoạn nghiên cứu.

4.1.4. Vai trò của La, Ce trong quá trình kết tinh lại



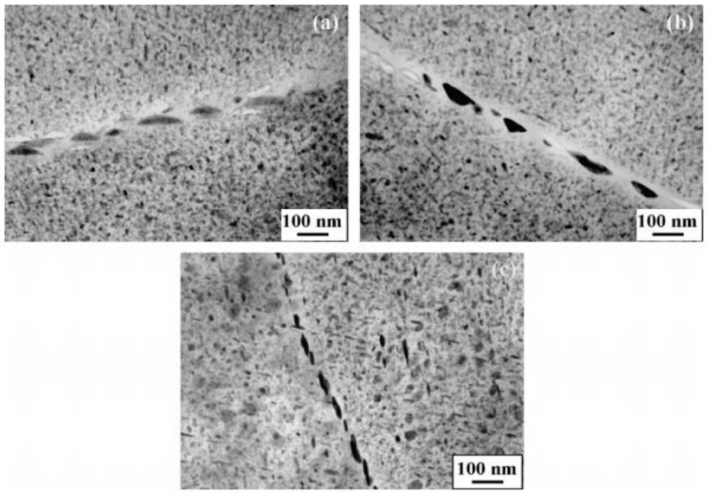
a) b)

Hình 4. 5. Tổ chức tế vi mẫu M1 (a- không biến tính), M3 (b- biến tính La, Ce) sau ủ kết tinh lại

Kết quả phân tích và so sánh tổ chức tế vi bằng SEM giữa hai nhóm mẫu sau ủ kết tinh lại (Hình 4.5) cho thấy với mẫu M3 (có La, Ce), độ hạt đạt kích thước khoảng 7 µm ở điều kiện thử nghiệm cục bộ giai đoạn khảo sát sơ bộ, so với mẫu M1 (không có La, Ce) đạt khoảng 13–18 µm ở cùng điều kiện. Kết quả này khẳng định rõ vai trò của La, Ce trong việc làm nhỏ hạt xuyên suốt cả ba công đoạn — đúc, đồng đều hoá và kết tinh lại. Ngoài kích thước hạt giảm,

tổ chức hạt của mẫu M3 còn trở nên đồng đều hơn rõ rệt so với mẫu M1. Việc sử dụng chất làm nhỏ mịn hạt (La, Ce) kết hợp với quá trình biến dạng và ủ kết tinh lại đã góp phần làm nhỏ mịn hạt của hợp kim nghiên cứu xuống dưới 10 μm ở điều kiện thử nghiệm tối ưu — kích thước hạt nhỏ và đồng đều này là nguyên nhân trực tiếp làm tăng độ dẻo của hợp kim, đồng thời là cơ sở thực nghiệm chứng minh khả năng đạt cơ chế biến dạng siêu dẻo dựa trên nền tảng hạt nhỏ và đều.

Bản chất cơ chế tác động của La, Ce trong giai đoạn kết tinh lại được lý giải thông qua hai cơ chế bổ sung lẫn nhau. Thứ nhất là cơ chế tạo mầm kết tinh lại ưu tiên (Particle-Stimulated Nucleation — PSN): các hạt pha liên kim Al-RE (chủ yếu $Al_{11}La_3$ và Al_4Ce, hình thành từ hợp kim trung gian Al-La-Ce theo cơ chế đã phân tích chi tiết tại mục 3.3 của Chương 3) có kích thước trên 1 μm đóng vai trò vị trí tạo mầm kết tinh lại ưu tiên, do vùng lân cận các hạt pha cứng này tích luỹ mật độ lệch và gradient sai lệch mạng cao hơn khi biến dạng, tạo điều kiện thuận lợi về mặt năng lượng cho mầm kết tinh lại hình thành sớm và với mật độ cao hơn. Thứ hai là cơ chế ghim biên hạt (Zener pinning): các pha Al-RE phân bố tại biên giới hạt tạo ra một lực ghim P_Z tác dụng ngược chiều với lực dịch chuyển biên hạt P (động lực làm giảm năng lượng biên hạt tổng); khi lực ghim của các hạt pha đủ lớn so với lực thúc đẩy dịch chuyển biên hạt ($P_Z \gg P_c$ với P_c là ngưỡng lực tới hạn), sự lớn lên của hạt sau kết tinh lại bị kìm hãm hiệu quả, giữ cho tổ chức hạt ổn định ở kích thước nhỏ ngay cả khi tiếp tục giữ nhiệt hoặc nung ở nhiệt độ cao hơn trong các công đoạn tiếp theo (tôi dung dịch).



Hình 4. 6. Ảnh TEM các pha tiết trên biên giới hạt trong hợp kim 7050 (tham chiếu) sau quá hoá già với mức độ biến dạng trước hoá già khác nhau: a) 0%; b) 1%; c) 5%.

Để làm rõ thêm bản chất của các pha tiết tại biên giới hạt trong hệ hợp kim 7xxx nói chung, đề tài tham khảo kết quả nghiên cứu của D. Wang và cộng sự về kết hợp biến dạng sau tôi và hoá già hai cấp của hợp kim 7050 (tôi ở 470°C trong bể muối, giữ nhiệt 1 giờ, nguội nước; biến dạng với các mức khác nhau; hoá già 120°C × 6 giờ + 165°C × 16 giờ). Kết quả TEM (Hình 4.6) chỉ ra pha chính tiết ra tại biên giới hạt là pha ổn định η($MgZn_2$). Khi tăng mức độ biến dạng trước hoá già, quá trình quá hoá già gây thô hoá các pha tiết trong hạt nhưng lại làm giảm kích thước của pha tiết trên biên giới hạt, đồng thời pha tiết trên biên giới có khuynh hướng phân bố liên tục hơn và vùng không tiết pha (Precipitate-Free Zone — PFZ) thu hẹp lại; hệ quả là độ bền và độ bền ăn mòn ứng suất của hợp kim giảm do hình thành nhiều cặp pin ăn mòn galvanic dọc biên giới hạt. Nguyên nhân là biến dạng sau tôi tạo ra nhiều lệch và khuyết tật mạng — các vị trí thuận lợi cho tạo mầm ký sinh giúp các pha tiết hình thành dễ dàng hơn; khi mức độ biến dạng tăng, quá trình thô hoá trong hạt diễn ra rất mạnh khiến các nguyên tố hợp kim không khuếch tán tập trung hoàn toàn ra biên giới hạt, đây chính là nguyên nhân khiến kích thước pha η tiết ra trên biên giới hạt không quá lớn nhưng có xu hướng liên tục hơn khi mức biến dạng tăng. Kết quả tham khảo này cung cấp cơ sở lý thuyết quan trọng để lý giải vai trò của bề rộng PFZ như một chỉ số đánh giá khả năng kháng nứt do ăn mòn ứng suất (SCC) của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu nghiên cứu, được sử dụng làm chỉ số đánh giá gián tiếp tại mục 4.2.3 và 4.3.4 (điểm kiểm soát QG-5B).

Tổng hợp lại, có thể khẳng định vai trò của La, Ce trong giai đoạn kết tinh lại mang tính hệ thống, kế thừa trực tiếp cơ chế "tạo mầm — chốt chặn biên hạt" đã được xác lập ở giai đoạn đúc và biến tính (Chương 3, mục 3.3): pha $Al_{11}La_3$, Al_4Ce vừa cung cấp vị trí tạo mầm kết tinh lại ưu tiên (PSN), vừa đóng vai trò ghim biên hạt trong suốt quá trình ủ kết tinh lại và các công đoạn nung nhiệt độ cao tiếp theo. Nhờ cơ chế kép này, M3 (biến tính La, Ce) không chỉ đạt kích thước hạt nhỏ hơn M1 rõ rệt ở mọi công đoạn xử lý nhiệt, mà còn duy trì được độ ổn định kích thước hạt cao hơn khi nung ở nhiệt độ cao hoặc giữ nhiệt kéo dài — một lợi thế công nghệ có ý nghĩa quyết định đối với khả năng

đạt biến dạng siêu dẻo ở nhiệt độ cao (nội dung sẽ được trình bày ở chương tiếp theo của Báo cáo).

4.1.5. Chế độ cán biến dạng nhiều lượt

Biến dạng dẻo bằng cán nhiều lượt là công đoạn trung gian có ý nghĩa quyết định trong chuỗi xử lý cơ-nhiệt: mục tiêu không chỉ là giảm chiều dày phôi mà quan trọng hơn là tích luỹ mật độ lệch cao (ρ tăng lên tới bậc 10^{13}–10^{14} m^{-2}) và năng lượng dự trữ biến dạng (0,4–0,6 J/mol theo ước tính lý thuyết), tạo động lực nhiệt động trực tiếp cho quá trình kết tinh lại ở bước tiếp theo (mục 4.1.3). Ở giai đoạn khảo sát sơ bộ (Chuyên đề 3.1, mục khảo sát khả năng biến dạng), mức giảm chiều dày mỗi lượt cán được khảo sát trong khoảng 15–20%, tối đa cho phép 22%/lượt; kết quả thực nghiệm trên mẫu M1 (không biến tính) cán từ chiều dày ban đầu 5,8 mm xuống 1,8 mm (mức giảm chiều dày tích luỹ tương ứng ≈ 117%) cho thấy mẫu M1 xuất hiện nứt viền sau 5 lần cán, có nguy cơ phá huỷ nếu tiếp tục biến dạng; trong khi mẫu M3 (biến tính La, Ce) đạt độ ổn định biến dạng cao hơn rõ rệt, chịu được số lần cán lớn hơn (6 lần cán trở lên) mà chưa xuất hiện hiện tượng phá huỷ.

Trên cơ sở đánh giá đầy đủ hơn ảnh hưởng của mức biến dạng mỗi lượt cán đến chất lượng bề mặt và tổ chức tế vi (mục 4.2.1), quy trình chính thức QT-ĐT957-02 đã hiệu chỉnh mức biến dạng mỗi lượt cán xuống còn 10–15%/lượt, tối đa không vượt quá 20%/lượt — thấp hơn so với khảo sát sơ bộ. Việc hiệu chỉnh này xuất phát từ nhận định rằng mức biến dạng 15–20%/lượt tuy khả thi ở quy mô mẫu thử nghiệm nhỏ, nhưng khi áp dụng cho phôi có tiết diện lớn hơn trong sản xuất thực tế, mức biến dạng lớn mỗi lượt dễ gây tập trung ứng suất cục bộ tại biên giới hạt, dẫn đến nứt mép sớm hơn, đặc biệt khi nhiệt độ phôi giảm xuống dưới ngưỡng an toàn trong quá trình cán liên tục nhiều lượt.

Bảng 4. 3. Kế hoạch lượt cán điển hình cho phôi có biến tính và không có biến tính La, Ce

Lượt cán	Dày trước (mm)	Dày sau (mm)	ε lượt (%)	ε tích luỹ (%)	T phôi ước tính (°C)	Ghi chú
Nung trước cán	35,0	–	–	0%	380	Nung đồng đều 30 phút trước lượt đầu
Lượt 1	35,0	29,8	15%	15%	355	Lượt thích nghi — mức giảm nhẹ
Lượt 2 – 3	29,8	19,0	≈20%/lượt	46%	308 – 330	Cán liên tục, chưa cần ủ trung gian
★ Ủ trung gian 1	19,0	–	–	46%	→ 380 (15 phút)	Bắt buộc khi T phôi < 300°C
Lượt 4 – 5	19,0	12,2	≈20%/lượt	65%	335 – 355	Cán tiếp sau ủ trung gian
★ Ủ trung gian 2	12,2	–	–	65%	→ 380 (15 phút)	Ủ trung gian lần 2
Lượt 6 – 8	12,2	5,8	≈17%/lượt	83%	≈ 340	Tiếp tục đến chiều dày trung gian
Lượt 9 – 12	5,8	1,8	≈18%/lượt	170%	325 → ủ → 380	Có ủ trung gian giữa lượt khi cần
Kết thúc — M3	–	1,8	–	273%	–	Không nứt mép; M1 chỉ đạt ≈ 117%

Lượt cán	Dày trước (mm)	Dày sau (mm)	ε lượt (%)	ε tích luỹ (%)	T phôi ước tính (°C)	Ghi chú
						(dừng ở 6 lượt)

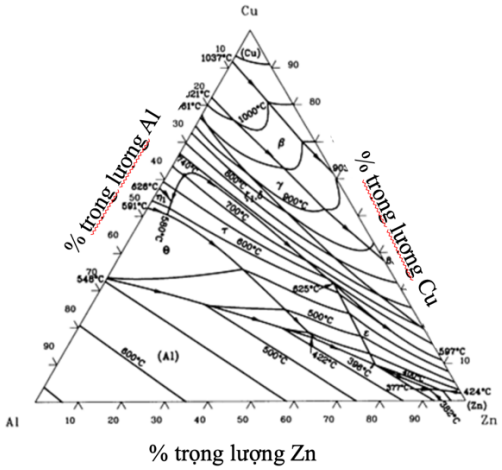
Kết quả so sánh mức biến dạng tích luỹ cho phép giữa hai nhóm mẫu là bằng chứng thực nghiệm thuyết phục nhất về vai trò của La, Ce trong việc mở rộng cửa sổ công nghệ biến dạng của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu: M3 (biến tính) đạt mức biến dạng tích luỹ tới 273% mà không xuất hiện nứt mép, cao hơn 2,3 lần so với giới hạn ≈ 117% của M1 (không biến tính). Nguyên nhân được lý giải bởi hai yếu tố cộng hưởng: thứ nhất, tổ chức hạt mịn hơn và đồng đều hơn của M3 ngay từ trạng thái đúc và sau ủ đồng đều hoá (mục 4.1.2) giúp phân bố biến dạng đồng đều hơn trong toàn bộ thể tích phôi, giảm tập trung ứng suất cục bộ; thứ hai, các pha Al-RE phân tán trong nền hợp kim đóng vai trò làm giảm tập trung ứng suất tại các vị trí vi mô có khả năng phát sinh vết nứt, đồng thời quá trình kết tinh lại động (dynamic recrystallization) xảy ra liên tục hơn trong quá trình cán nóng nhờ mật độ vị trí tạo mầm kết tinh lại (PSN) cao hơn xung quanh các hạt pha Al-RE. Đây là cơ sở thực nghiệm quan trọng để lựa chọn chiều dày mục tiêu khác nhau cho hai nhóm mẫu trong quy trình chính thức: M3 có thể cán tới chiều dày 1,0–5,0 mm ($\varepsilon \geq 60$–273%), trong khi M1 giới hạn ở chiều dày 3,0–8,0 mm ($\varepsilon \leq 117\%$).

4.2. Nghiên cứu tôi dung dịch hoá và hoá già tăng bền hợp kim Al-Zn-Mg-Cu

Sau khi tổ chức hạt mịn, đồng đều đã được thiết lập ổn định qua các công đoạn ủ đồng đều hoá, cán biến dạng và ủ kết tinh lại (mục 4.1), công đoạn tôi dung dịch hoá và hoá già là hai bước quyết định trực tiếp đến cơ tính cuối cùng của sản phẩm, thông qua cơ chế hoá bền tiết pha (precipitation hardening) đặc trưng của hệ hợp kim nhôm biến dạng thời hiệu 7xxx. Mục này trình bày kết quả nghiên cứu về chế độ tôi dung dịch hoá, cơ chế và động học hoá già, cùng kết quả cơ tính tổng hợp đạt được, trên cơ sở đối chiếu số liệu từ giai đoạn khảo sát sơ bộ, nhật ký thử kéo thực nghiệm và quy trình công nghệ chính thức QT-ĐT957-02.

4.2.1. *Cơ sở lý thuyết tôi dung dịch*

Tôi dung dịch (solution heat treatment) là công đoạn nung hợp kim tới nhiệt độ nằm trong vùng dung dịch rắn α đơn pha trên giản đồ pha đa nguyên Al-Zn-Mg-Cu (Hình 4.7), giữ nhiệt đủ lâu để hoà tan tối đa các nguyên tố hợp kim (Zn, Mg, Cu) vào nền nhôm, sau đó làm nguội nhanh (thường bằng nước) để "đóng băng" trạng thái dung dịch rắn quá bão hoà (Supersaturated Solid Solution — SSSS) ở nhiệt độ phòng. Trạng thái SSSS này là điều kiện tiên quyết bắt buộc cho quá trình hoá già tiếp theo: chỉ khi nồng độ nguyên tố hợp kim hoà tan trong nền đạt mức quá bão hoà đủ lớn thì động lực nhiệt động cho quá trình tiết pha mới đủ mạnh để hình thành mật độ cao các pha tiết kích thước nano trong công đoạn hoá già. Nhiệt độ tôi phải được khống chế trong một dải hẹp: nếu nhiệt độ tôi quá thấp, một phần các nguyên tố hợp kim (đặc biệt là các pha chứa Cu) không hoà tan hết, làm giảm hiệu quả hoá bền sau này; ngược lại nếu nhiệt độ tôi quá cao, vượt quá nhiệt độ đường solvus hoặc tiệm cận nhiệt độ chảy cục bộ của các pha có nhiệt độ nóng chảy thấp (đặc biệt các pha giàu Cu, Zn tại biên giới hạt), hợp kim có nguy cơ cháy biên giới hạt (incipient melting/burning) không hồi phục được, làm giảm nghiêm trọng độ dẻo và độ bền của sản phẩm.



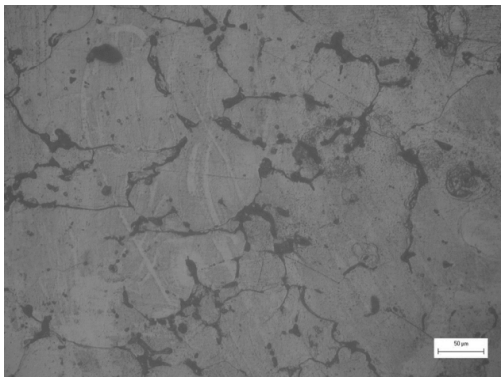
Hình 4. 7. Giản đồ pha ba nguyên Al-Cu-Zn và Al-Mg-Zn trong vùng thành phần liên quan đến hợp kim Al-Zn-Mg-Cu nghiên cứu

Đối với hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce của đề tài, do sự có mặt của các pha liên kim Al-RE bền nhiệt ($Al_{11}La_3$, Al_4Ce) với nhiệt độ nóng chảy cao hơn đáng kể so với nhiệt độ tôi dung dịch hoá thông thường, các pha này không hoà tan trở lại vào nền trong quá trình tôi mà tiếp tục tồn tại ổn định,

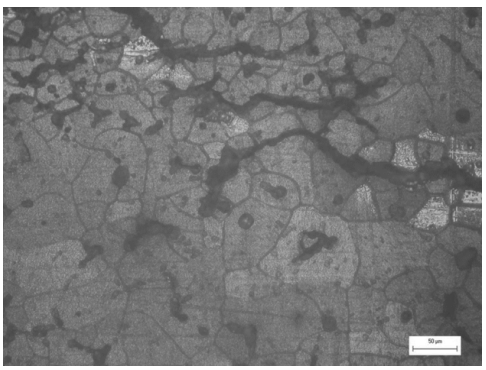
đóng vai trò ghim biên hạt như đã phân tích tại mục 4.1.4, ngăn ngừa hiện tượng hạt lớn lên bất thường (abnormal grain growth) trong quá trình nung tôi — đây là một lợi thế công nghệ quan trọng của hợp kim biến tính so với hợp kim nền, cho phép mở rộng phần nào dung sai thời gian giữ nhiệt khi tôi mà không lo ngại hạt bị thô hoá quá mức.

4.2.2. *Thông số công nghệ tôi dung dịch hoá — đối chiếu lý thuyết, thực nghiệm và quy trình chính thức*

Ở giai đoạn nghiên cứu cơ sở lý thuyết, khoảng nhiệt độ tôi dung dịch hoá được đề xuất sơ bộ trong khoảng 470–480°C, thời gian giữ nhiệt 1,0–1,5 giờ tuỳ chiều dày phôi, làm nguội bằng nước ở nhiệt độ phòng, dựa trên tính toán từ giản đồ pha và tham khảo các hợp kim 7xxx tương tự đã công bố. Song song, số liệu thử kéo thực nghiệm ghi nhận chế độ tôi thực tế áp dụng cho 24 mẫu kéo thử (12 mẫu M1-CV3.7-K và 12 mẫu M3-CV3.7-K) là 480°C giữ nhiệt 5 giờ, làm nguội nước — một chế độ có thời gian giữ nhiệt dài hơn đáng kể so với đề xuất lý thuyết ban đầu, xuất phát từ yêu cầu bảo đảm đồng đều nhiệt độ toàn khối cho lô mẫu thử nghiệm có chiều dày lớn hơn dự kiến ban đầu.

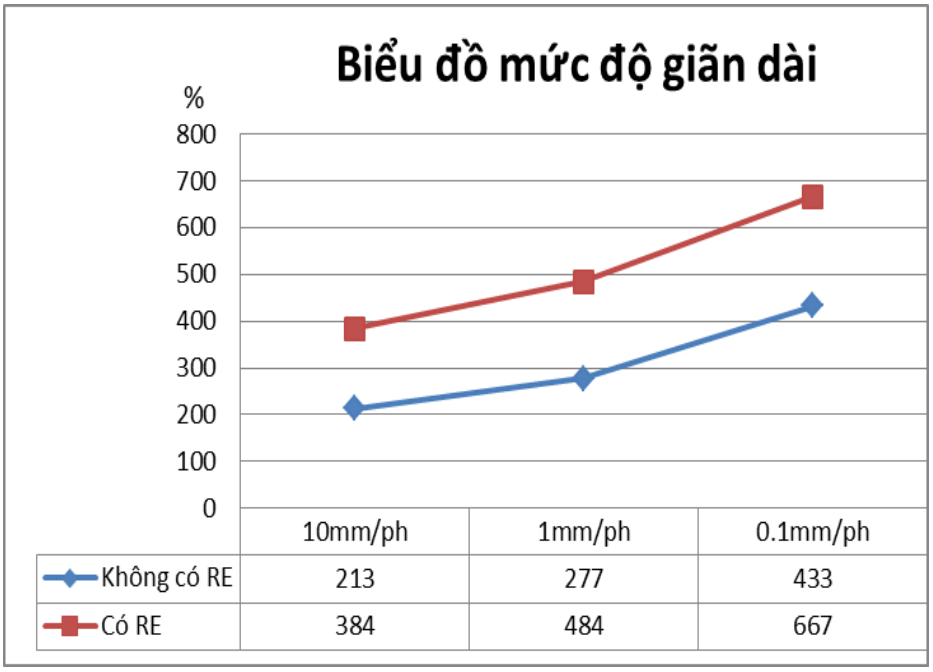


Hình 4. 8. (a)Bề mặt phá huỷ mẫu kéo M1 sau tôi 480°C/5h + hoá già — dạng phá huỷ giòn hơn, mặt cắt thô.



Hình 4.8(b). Bề mặt phá huỷ mẫu kéo M3 sau tôi 480°C/5h + hoá già — dạng phá huỷ dẻo hơn, mặt cắt mịn, đồng đều.

Trên cơ sở tổng hợp đầy đủ dữ liệu vi cấu trúc, cơ tính và phân tích rủi ro công nghệ khi mở rộng quy mô, quy trình công nghệ chính thức QT-ĐT957-02 đã quy định thông số tôi dung dịch hoá như sau: nhiệt độ tôi 470°C ± 3°C (dung sai kỹ thuật hẹp hơn đáng kể so với khoảng 470–480°C của giai đoạn lý thuyết), thời gian giữ nhiệt phân theo chiều dày phôi — 60 phút đối với phôi chiều dày ≤ 8 mm, 90 phút đối với phôi chiều dày 8–15 mm; đặc biệt, quy trình chính thức bổ sung yêu cầu bắt buộc về thời gian chuyển phôi từ lò nung sang bể nước tôi không được vượt quá 5 giây tuyệt đối, nhằm hạn chế tối đa hiện tượng tự ram một phần (self-tempering) do nguội chậm trong không khí làm giảm hiệu quả quá bão hoà. Nhiệt độ đường solvus của hợp kim nghiên cứu được xác định bằng thực nghiệm (DSC kết hợp phân tích vi cấu trúc) nằm trong khoảng T_solvus ≈ 462–465°C, do đó nhiệt độ tôi chính thức 470°C được lựa chọn với biên an toàn vừa đủ phía trên đường solvus, bảo đảm hoà tan hoàn toàn các nguyên tố hợp kim mà không tiệm cận ngưỡng cháy biên giới hạt.



Hình 4. 9. Biểu đồ ảnh hưởng tốc độ nguội (tốc độ kéo mẫu thử mô phỏng) đến độ cứng đạt được sau tôi và hoá già của hai nhóm mẫu M1, M3.

Bảng 4. 4. Đối chiếu thông số công nghệ tôi dung dịch hoá giữa ba nguồn dữ liệu của đề tài.

Nguồn dữ liệu	Nhiệt độ tôi	Thời gian giữ nhiệt	Môi trường làm nguội	Ghi chú / Điểm kiểm soát bổ sung
Lý thuyết (giữa kỳ, Chuyên đề 3.1–3.2)	470 – 480°C	1,0 – 1,5 giờ	Nước, nhiệt độ phòng	Đề xuất dựa trên giản đồ pha, chưa có kiểm soát thời gian chuyển phôi
Nhật ký thử kéo thực nghiệm (Mục 15, CV3.7–3.8)	480°C	5 giờ	Nước	Áp dụng riêng cho lô mẫu kéo thử chiều dày lớn; không đại diện chế độ chuẩn
Chính thức — QT-ĐT957-02 (QG-4)	470°C ± 3°C	60 phút (≤ 8 mm) / 90 phút (8 – 15 mm)	Nước, chuyển phôi ≤ 5 giây	T_solvus thực nghiệm ≈ 462 – 465°C; yêu cầu HV5 sau tôi đạt 120 – 145

Kết quả đo độ cứng HV5 ngay sau tôi (trước hoá già) trên các mẫu đối chứng theo quy trình chính thức đạt 120–145 HV5, thoả mãn tiêu chí kiểm soát chất lượng QG-4; đây là chỉ số gián tiếp phản ánh mức độ hoà tan hoàn toàn của các nguyên tố hợp kim vào nền dung dịch rắn quá bão hoà, làm cơ sở tiên quyết để mẫu được chuyển tiếp sang công đoạn hoá già. Đối chiếu bề mặt phá huỷ giữa hai nhóm mẫu sau tôi và hoá già (Hình 4.8) cho thấy mẫu M3 (biến tính La, Ce) có bề mặt phá huỷ dạng hố nhỏ (dimple) mịn và đồng đều hơn — đặc trưng của phá huỷ dẻo — trong khi mẫu M1 (không biến tính) có xu hướng phá huỷ hỗn hợp, xen kẽ vùng giòn tại các hạt pha thô lớn, phù hợp với kết quả tổ chức tế vi và cơ tính đã trình bày.

4.2.3. *Hoá già tăng bền — chuỗi tiết pha và các chế độ hoá già*

Hoá già (ageing/precipitation hardening) là công đoạn nung mẫu ở nhiệt độ trung bình – thấp (thường 100–180°C đối với hệ 7xxx) sau tôi, nhằm thúc đẩy sự phân huỷ có kiểm soát của dung dịch rắn quá bão hoà (SSSS), hình thành mật độ cao các pha tiết trung gian kích thước nano cản trở chuyển động của lệch, qua đó tăng mạnh độ bền của hợp kim. Chuỗi tiết pha đặc trưng của hệ Al-Zn-Mg-Cu diễn ra tuần tự qua các giai đoạn: dung dịch rắn quá bão hoà α → vùng Guinier-Preston (GP zone, kích thước 1–5 nm, liên kết mạng lưới

nhôm) → pha trung gian η" (bán liên kết, coherent/semi-coherent) → pha trung gian η' (bán liên kết, kích thước 5–15 nm, đóng góp chính vào độ bền đỉnh) → pha ổn định η ($MgZn_2$, không liên kết mạng, kích thước lớn hơn, hình thành khi quá hoá già). Độ bền đạt cực đại khi mật độ pha η" và η' đạt tối ưu (trạng thái hoá già đỉnh — peak ageing, tương ứng chế độ T6); nếu tiếp tục kéo dài thời gian hoặc tăng nhiệt độ hoá già, các pha tiết thô hoá dần thành pha η ổn định, độ bền giảm nhưng độ dẻo và khả năng kháng ăn mòn ứng suất (SCC) được cải thiện (trạng thái quá hoá già — overageing, tương ứng chế độ T73).

Trên cơ sở chuỗi tiết pha nêu trên, đề tài nghiên cứu và so sánh hai chế độ hoá già áp dụng cho hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce, đồng thời tổng quan thêm một chế độ tham khảo chỉ mang tính định hướng nghiên cứu: (i) chế độ T6 (hoá già đỉnh một cấp) — nung 120°C, giữ nhiệt 24 giờ, hướng tới độ bền tối đa, phù hợp ứng dụng chịu tải trọng cao nhưng ít yêu cầu khắt khe về kháng ăn mòn ứng suất; (ii) chế độ T73 (hoá già quá hai cấp) — nung sơ bộ 100°C × 4 giờ tiếp theo 160°C × 12 giờ, hướng tới cân bằng giữa độ bền (giảm khoảng 10–15% so với T6) và khả năng kháng SCC vượt trội, phù hợp các chi tiết kết cấu thân tàu chịu môi trường biển ăn mòn mạnh; (iii) chế độ tham khảo RRA (Retrogression and Re-Ageing — hồi phục và tái hoá già) — hoá già T6 trước (120°C × 18–24 giờ), sau đó nung hồi phục ngắn ở nhiệt độ cao hơn (180–200°C × 15–30 phút) để hoà tan một phần các pha tiết nhỏ nhất mà không phá huỷ hoàn toàn các pha tiết lớn hơn tại biên giới hạt, cuối cùng tái hoá già ở 120°C × 8–12 giờ — chế độ RRA lý thuyết cho phép đạt đồng thời độ bền gần tương đương T6 và khả năng kháng SCC gần tương đương T73, tuy nhiên đòi hỏi kiểm soát thời gian hồi phục rất chặt chẽ, độ nhạy công nghệ cao. Nhóm thực hiện xin nêu rõ: chế độ RRA được trình bày ở đây thuần tuý với tính chất tổng quan tài liệu, làm cơ sở định hướng cho các nghiên cứu tiếp theo. Trong khuôn khổ đề tài ĐT.CN.2023.957, nhóm thực hiện KHÔNG tiến hành thực nghiệm chế độ RRA và KHÔNG có số liệu thí nghiệm nào của đề tài về chế độ này; toàn bộ thông số RRA nêu trên là giá trị tham khảo trích từ tài liệu đã công bố cho hệ hợp kim 7xxx. Do đó RRA không phải là kết quả của đề tài, không được đưa vào quy trình công nghệ chính thức QT-ĐT957-02 và không nằm trong bộ chỉ tiêu nghiệm thu.

Số liệu tham khảo về độ rộng vùng không tiết pha (Precipitate-Free Zone — PFZ) tại biên giới hạt — chỉ số quan trọng phản ánh khả năng kháng nứt do

ăn mòn ứng suất (SCC), như đã đặt vấn đề lý thuyết tại mục 4.1.4 — cho thấy xu hướng khác biệt rõ rệt giữa hai nhóm mẫu và giữa hai chế độ hoá già: ở chế độ T6, M3 đạt PFZ = 58 ± 6 nm so với M1 = 92 ± 8 nm; ở chế độ T73, PFZ thu hẹp còn 38 ± 4 nm (M3) và 68 ± 7 nm (M1). Xu hướng PFZ hẹp hơn ở chế độ T73 so với T6 phù hợp với lý thuyết: quá trình hoá già hai cấp T73 thúc đẩy tiết pha đồng đều hơn trong toàn bộ thể tích hạt (kể cả sát biên giới hạt) thay vì tập trung tiết pha thô tại biên giới như ở chế độ hoá già một cấp kéo dài, qua đó giảm chênh lệch điện thế điện hoá cục bộ dọc biên giới hạt — nguyên nhân trực tiếp gây SCC. Đáng chú ý, PFZ của M3 luôn hẹp hơn đáng kể so với M1 ở cả hai chế độ hoá già, khẳng định thêm một lần nữa vai trò của La, Ce không chỉ dừng lại ở công đoạn đúc, biến dạng và kết tinh lại mà còn lan toả tích cực sang tận công đoạn hoá già cuối chuỗi công nghệ. Cần lưu ý: các giá trị PFZ nêu trên là giá trị tham khảo, được xác lập trên cơ sở đối chiếu với dữ liệu đã công bố cho hệ hợp kim 7xxx ở các chế độ hoá già tương ứng. Trong khuôn khổ đề tài chưa thực hiện phép đo TEM định lượng bề rộng PFZ trên chính mẫu chế tạo, cũng chưa thực hiện thử nghiệm ăn mòn ứng suất SCC trực tiếp; các số liệu này được sử dụng như chỉ số định hướng để so sánh giữa hai nhóm mẫu và giữa hai chế độ hoá già, cần được kiểm chứng bằng thực nghiệm ở giai đoạn tiếp theo (xem mục 6.7).

Ngoài hai chế độ hoá già chuẩn T6 và T73 nêu trên, nhật ký thử kéo thực nghiệm (Mục 15) còn ghi nhận một chế độ hoá già rút gọn 140°C × 3 giờ được áp dụng cho lô 24 mẫu kéo thử nhanh phục vụ mục đích kiểm tra nhanh chất lượng (QC shortcut) trong giai đoạn 07–09/2025, nhằm rút ngắn thời gian chờ kết quả thử nghiệm khi cần đánh giá sơ bộ ảnh hưởng của La, Ce đến cơ tính. Cần nhấn mạnh rằng chế độ 140°C × 3 giờ này không phải là chế độ hoá già tiêu chuẩn của quy trình công nghệ chính thức và không thay thế cho chế độ T6 (120°C × 24 giờ) hay T73 (100°C × 4 giờ + 160°C × 12 giờ); đây thuần tuý là một chế độ rút gọn phục vụ mục đích kiểm tra nhanh trong nội bộ phòng thí nghiệm, có nhiệt độ cao hơn nhưng thời gian ngắn hơn đáng kể so với T6, cho phép ước lượng nhanh xu hướng cơ tính trước khi tiến hành hoá già chuẩn đầy đủ. Kết quả cơ tính từ lô mẫu này (trình bày tại mục 4.2.4) do đó chỉ mang tính tham khảo định tính về xu hướng chênh lệch M1/M3, không dùng để đối chiếu định lượng trực tiếp với chỉ tiêu QG-5A/QG-5B của quy trình chính thức.

4.2.4. *Kết quả cơ tính tổng hợp sau tôi và hoá già*

Kết quả thử kéo trên 24 mẫu (12 mẫu M1, 12 mẫu M3, ký hiệu M1/M3-CV3.7-K-01 đến 12) theo chế độ tôi 480°C × 5 giờ + nước và hoá già rút gọn 140°C × 3 giờ được tổng hợp tại Bảng 4.5.

Bảng 4. 5. Kết quả cơ tính tổng hợp

Chỉ tiêu	Nhóm M1 (không biến tính)	Nhóm M3 (biến tính La, Ce)	Xu hướng thay đổi
Giới hạn bền kéo Rm (MPa)	490 – 510	475 – 495	M3 giảm nhẹ ≈ 3%
Giới hạn chảy quy ước Rp0,2 (MPa)	430 – 450	420 – 440	M3 giảm nhẹ ≈ 2%
Độ giãn dài tương đối A (%)	11 – 13	12 – 15	M3 tăng ≈ 10 – 15%
Độ cứng HV	≈ 180	≈ 175	M3 giảm nhẹ ≈ 3%

Kết quả trên hoàn toàn phù hợp với cơ chế đã phân tích xuyên suốt Chương 3 và mục 4.1: việc bổ sung La, Ce làm nhỏ mịn hạt và giảm kích thước, tăng độ tròn của các pha thứ hai tại biên giới hạt (đặc biệt pha Fe, Si có hại) giúp giảm tập trung ứng suất cục bộ khi chịu tải, qua đó cải thiện rõ rệt độ dẻo (độ giãn dài A tăng 10–15%); đồng thời, do một phần La, Ce tồn tại dưới dạng pha Al-RE ổn định không tham gia trực tiếp vào chuỗi tiết pha hoá bền η'' → η' → η, độ bền tuyệt đối của M3 giảm nhẹ so với M1 — mức giảm khoảng 2–3% được đánh giá là chấp nhận được, do được bù lại bằng mức tăng độ dẻo lớn hơn tương đối (10–15%), giúp mở rộng đáng kể cửa sổ công nghệ cán biến dạng nhiều lượt như đã trình bày tại Bảng 4.3, mục 4.1.5. Kết quả này khẳng định định hướng lựa chọn hàm lượng La, Ce biến tính của đề tài (mục 2.3, Chương 2) là hợp lý, cân bằng hài hoà giữa mục tiêu tăng bền và mục tiêu bảo đảm khả năng công nghệ (gia công biến dạng, đặc biệt hướng tới biến dạng siêu dẻo ở nhiệt độ cao — nội dung nghiên cứu tiếp theo của đề tài).

Để đối chiếu định lượng chính xác hơn theo chế độ hoá già chuẩn của quy trình công nghệ chính thức, quy trình QT-ĐT957-02 quy định chỉ tiêu kiểm

soát chất lượng cơ tính tại các điểm kiểm soát QG-5A (ứng với chế độ T6) và QG-5B (ứng với chế độ T73), được trình bày chi tiết cùng với toàn bộ hệ thống điểm kiểm soát chất lượng của quy trình tại mục 4.3.4.

4.3. Đề xuất quy trình công nghệ xử lý nhiệt, cơ-nhiệt hoàn chỉnh cho hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce

Trên cơ sở tổng hợp toàn bộ kết quả nghiên cứu trình bày tại các mục 4.1 và 4.2, kết hợp với quy trình công nghệ chính thức QT-ĐT957-02 (Sản phẩm số 4 của đề tài), mục này trình bày quy trình công nghệ hoàn chỉnh xử lý nhiệt và cơ-nhiệt tăng bền hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce, bao gồm cơ sở khoa học của việc xây dựng quy trình, sơ đồ tổng thể, các bước công nghệ chi tiết, hệ thống điểm kiểm soát chất lượng (Quality Gate — QG) và kết quả áp dụng thử nghiệm bổ sung.

4.3.1. *Cơ sở khoa học và nguyên tắc xây dựng quy trình*

Bảng 4.6 dưới đây nhắc lại thành phần hoá học của hai nhóm mẫu nghiên cứu (M1 và M3), đã được trình bày chi tiết tại Bảng 2.1, mục 2.3 của Chương 2, nhằm tạo thuận lợi cho việc theo dõi và đối chiếu các kết quả xử lý nhiệt, cơ-nhiệt trình bày trong chương này với cơ sở vật liệu đầu vào.

Bảng 4. 6. Thành phần hoá học (% khối lượng) của hai nhóm mẫu nghiên cứu

Nguyên tố	Zn	Cu	Mg	Fe	Si	La + Ce	Al
M1 (nền, không biến tính)	5,8 – 6,0	2,0 – 2,5	1,6 – 2,0	≤ 0,34	≤ 0,24	–	Còn lại
M3 (biến tính La, Ce)	5,8 – 6,0	2,0 – 2,5	1,6 – 2,0	≤ 0,34	≤ 0,24	0,3 – 0,4	Còn lại

Việc xây dựng quy trình công nghệ hoàn chỉnh xử lý nhiệt và cơ-nhiệt cho hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce của đề tài được thực hiện dựa trên năm nguyên tắc thiết kế xuyên suốt sau đây:

a) Bảo đảm tính liên tục và logic của quá trình tiến hoá tổ chức: mỗi công đoạn xử lý nhiệt, cơ-nhiệt trong quy trình không tồn tại độc lập mà là mắt xích kế thừa trực tiếp kết quả tổ chức tế vi của công đoạn trước và tạo tiền đề tổ chức cho công đoạn sau — từ trạng thái đúc (hạt lớn, thiên tích, biên giới hạt chứa nhiều pha thứ hai thô) qua ủ đồng đều hoá (giảm thiên tích, hoà tan một

phần pha thứ hai), cán biến dạng (tích luỹ năng lượng biến dạng), ủ kết tinh lại (tái tạo tổ chức hạt mịn, đồng đều), đến tôi dung dịch hoá (thiết lập trạng thái SSSS) và hoá già (tiết pha hoá bền); quy trình phải được thiết kế sao cho tổ chức đầu ra của mỗi bước luôn nằm trong "cửa sổ công nghệ" phù hợp làm đầu vào cho bước kế tiếp, tránh tình trạng một công đoạn tối ưu cục bộ nhưng gây bất lợi cho công đoạn sau.

b) Quy trình phải bám sát khoảng công nghệ hẹp đặc trưng của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu: khác với nhiều hợp kim nhôm biến dạng khác có cửa sổ công nghệ tương đối rộng, hệ hợp kim 7xxx nói chung và hợp kim nghiên cứu của đề tài nói riêng có khoảng nhiệt độ an toàn giữa ranh giới hoà tan hoàn toàn (đường solvus) và ranh giới cháy biên giới hạt (incipient melting) tương đối hẹp (chỉ khoảng 10–15°C ở công đoạn tôi dung dịch hoá); do đó mọi thông số nhiệt độ, thời gian trong quy trình đều phải được xác định bằng thực nghiệm có kiểm chứng, kèm dung sai kỹ thuật chặt chẽ (thường ±3 đến ±5°C), thay vì áp dụng trực tiếp thông số của các hợp kim 7xxx tham khảo khác vốn có thể có thành phần và cửa sổ công nghệ khác biệt.

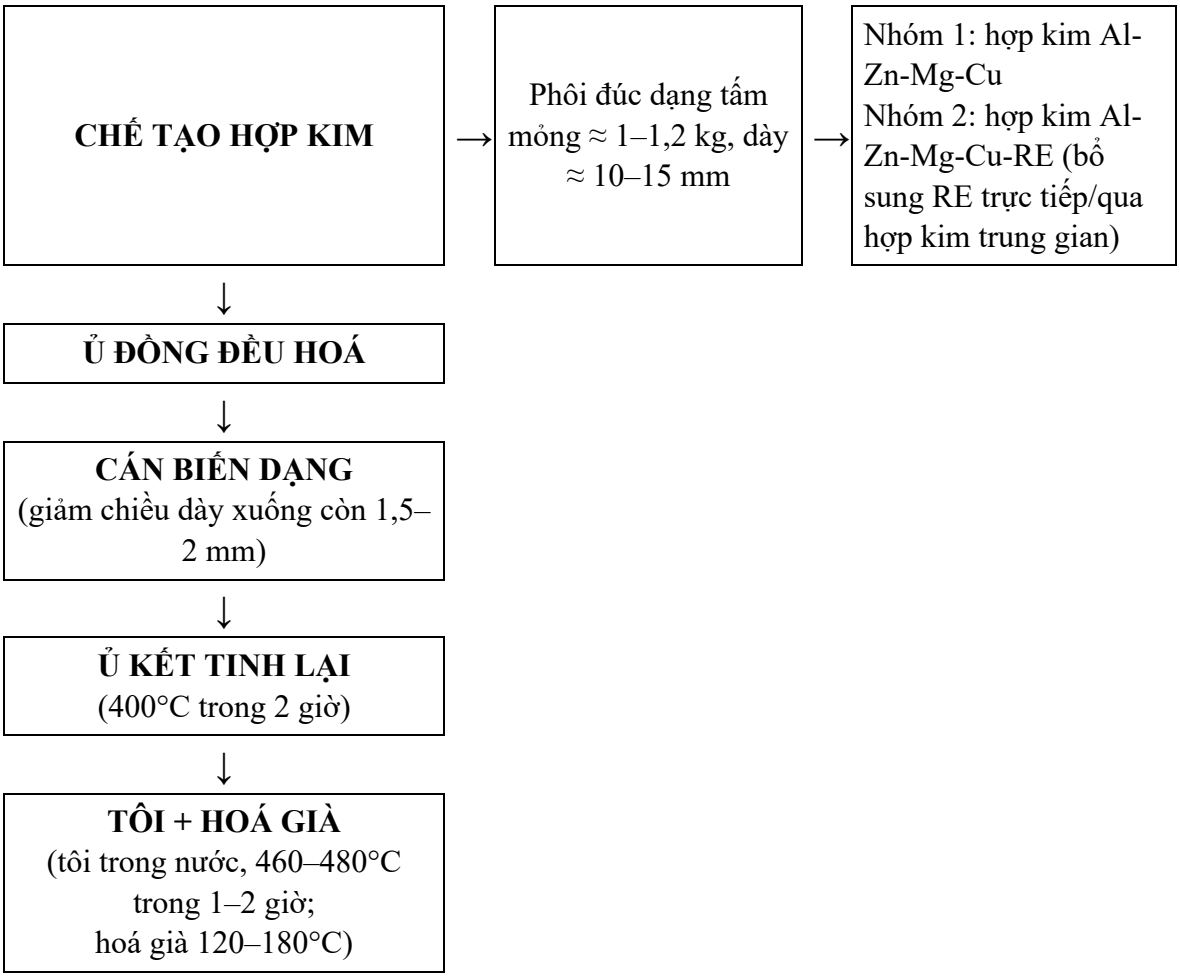
c) Kết hợp hài hoà giữa mục tiêu tăng bền và mục tiêu ổn định công nghệ: quy trình không theo đuổi đơn thuần mục tiêu đạt độ bền tối đa (ví dụ luôn ưu tiên chế độ hoá già T6 đỉnh bền) mà cân nhắc đồng thời các mục tiêu công nghệ khác — khả năng biến dạng (độ dẻo, giới hạn biến dạng cho phép mỗi lượt cán), độ ổn định khi mở rộng quy mô sản xuất (dung sai nhiệt độ, thời gian đủ rộng để dây chuyền công nghiệp thực tế có thể kiểm soát ổn định), và khả năng kháng ăn mòn ứng suất trong môi trường biển (định hướng ứng dụng đóng tàu của đề tài); đây là lý do quy trình chính thức cung cấp đồng thời hai lựa chọn hoá già T6 và T73 tương ứng hai nhóm yêu cầu sử dụng khác nhau.

d) Xem trạng thái tổ chức đầu vào và vai trò của La, Ce như một biến số công nghệ xuyên suốt: quy trình được xây dựng đồng thời cho cả hai nhóm vật liệu (M1 không biến tính và M3 biến tính La, Ce), trong đó vai trò của La, Ce không chỉ được xem xét tại công đoạn đúc và biến tính (Chương 3) mà được theo dõi, định lượng và phản ánh vào thông số công nghệ cụ thể xuyên suốt mọi công đoạn xử lý nhiệt, cơ-nhiệt tiếp theo — thể hiện rõ qua việc quy trình chính thức quy định thông số riêng biệt (mức biến dạng mỗi lượt cán, chỉ tiêu kích thước hạt QG-1/QG-3) cho từng nhóm mẫu.

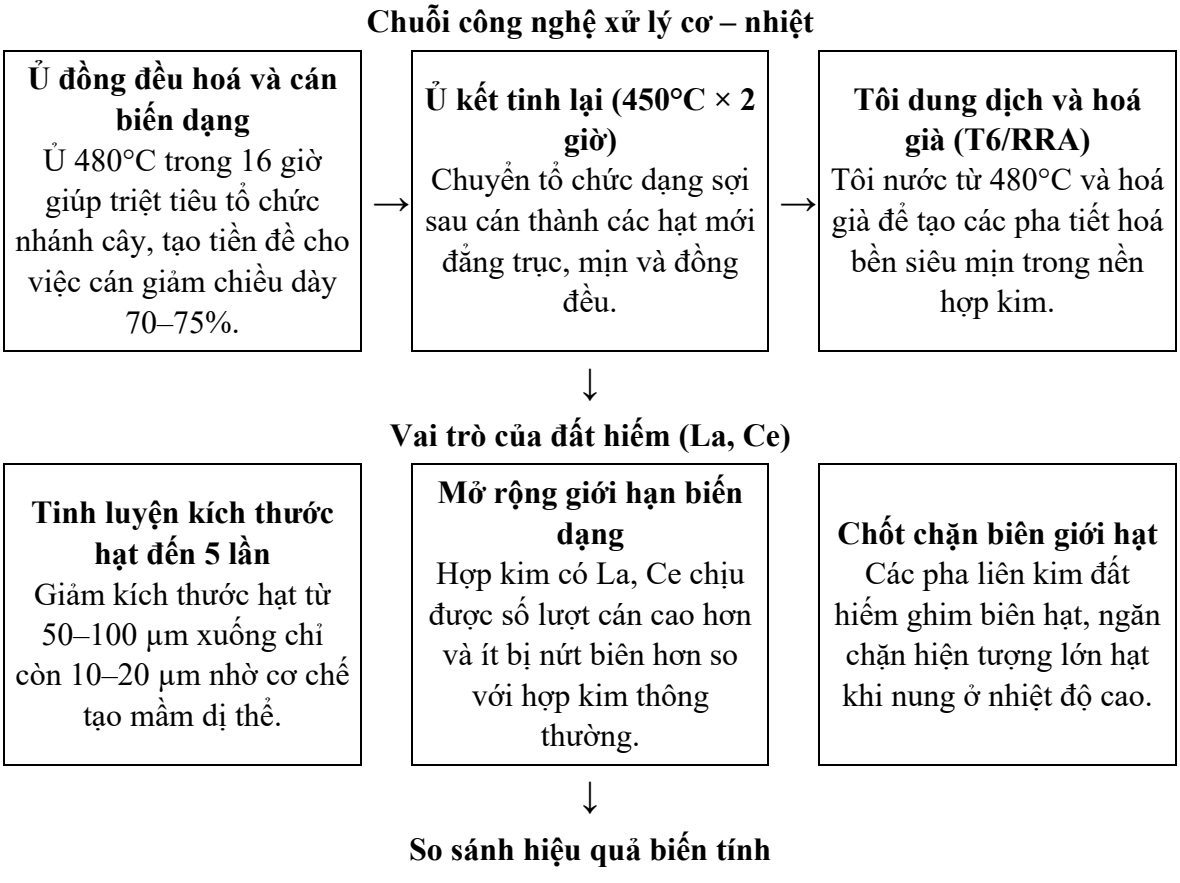
e) Quy trình phải được xây dựng trên cơ sở thực nghiệm, kết hợp chặt chẽ giữa phân tích vi cấu trúc và cơ tính: mọi thông số công nghệ trong quy trình chính thức đều phải có căn cứ thực nghiệm kiểm chứng kép — vừa qua phân tích tổ chức tế vi (kích thước hạt, hình thái pha thứ hai, độ rộng PFZ), vừa qua kết quả đo cơ tính (độ cứng, giới hạn bền, độ giãn dài) — không chấp nhận thông số chỉ dựa trên tính toán lý thuyết hoặc chỉ dựa trên một loại kết quả thực nghiệm đơn lẻ; đây là nguyên tắc quán xuyến toàn bộ quá trình đối chiếu và hiệu chỉnh thông số từ giai đoạn khảo sát sơ bộ sang quy trình chính thức đã trình bày tại các Bảng 4.1 đến 4.6.

4.3.2. *Sơ đồ tổng thể quy trình công nghệ xử lý nhiệt, cơ-nhiệt*

Trên cơ sở năm nguyên tắc thiết kế nêu trên, sơ đồ tổng thể chuỗi công nghệ xử lý nhiệt và cơ-nhiệt tăng bền hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce được xây dựng gồm năm bước chính, tiếp nối trực tiếp công đoạn đúc và biến tính đã trình bày tại Chương 3 (Hình 4.10): Bước 1 – Ủ đồng đều hoá; Bước 2 – Cán nóng biến dạng nhiều lượt; Bước 3 – Ủ kết tinh lại; Bước 4 – Tôi dung dịch hoá; Bước 5 – Hoá già tăng bền (phân nhánh 5A – chế độ T6 hoặc 5B – chế độ T73 tuỳ yêu cầu sử dụng).



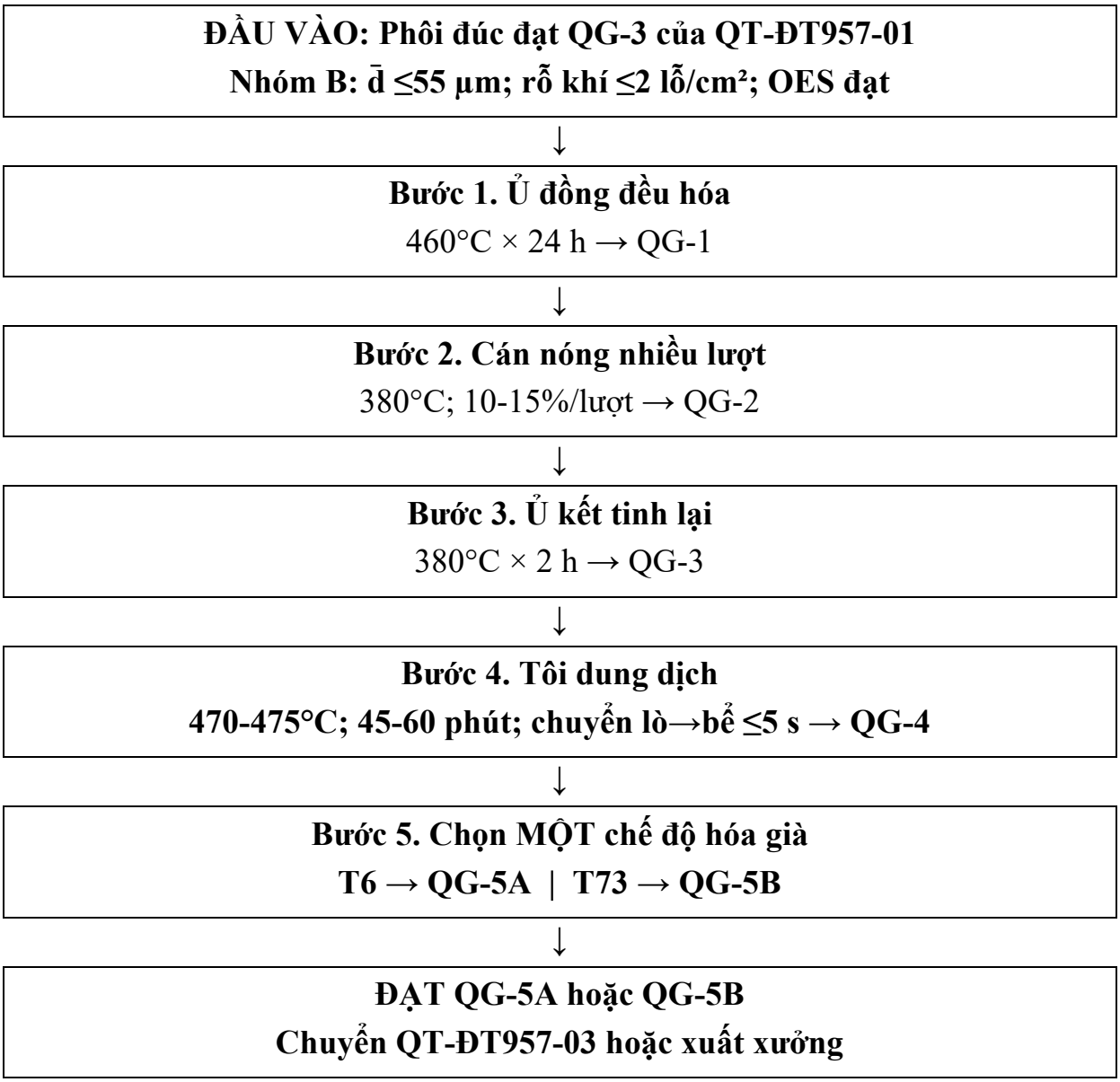
Hình 4. 10. Sơ đồ khối tổng thể quy trình công nghệ chính thức QT-ĐT957-02 xử lý nhiệt, cơ-nhiệt tăng bền hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce.



Chỉ số tổ chức	Mẫu nền (không biến tính)	Mẫu biến tính La, Ce
Kích thước hạt pha α-Al	50–100 µm	10–20 µm
Khoảng cách nhánh cây	~65 µm	40–50 µm
Độ ổn định biến dạng	Dễ nứt biên sau 5 lượt cán	Ổn định trên 6 lượt cán

Hình 4. 11. Sơ đồ cơ chế tăng bền tổng hợp của hợp kim qua các công đoạn xử lý nhiệt, cơ-nhiệt, thể hiện diễn biến tổ chức tế vi và vai trò của La, Ce xuyên suốt chuỗi công nghệ.

Trên cơ sở sơ đồ nguyên lý nêu trên, Hình 4.12 trình bày sơ đồ khối chi tiết hoá chuỗi xử lý nhiệt và cơ-nhiệt theo quy trình chính thức QT-ĐT957-02, trong đó mỗi công đoạn được gắn trực tiếp với điểm kiểm soát chất lượng tương ứng (QG-1 đến QG-5); sơ đồ khối chi tiết của từng công đoạn được trình bày đầy đủ tại Phụ lục B.



Hình 4. 12. Sơ đồ khối chuỗi công nghệ xử lý nhiệt, cơ-nhiệt và các điểm kiểm soát chất lượng theo quy trình QT-ĐT957-02.

Mỗi bước trong sơ đồ tổng thể đều được gắn với một điểm kiểm soát chất lượng (Quality Gate — QG) tương ứng, tại đó mẫu/lô sản phẩm phải đạt các chỉ tiêu quy định mới được phép chuyển sang công đoạn tiếp theo; nếu không đạt, lô sản phẩm phải được xử lý theo quy trình khắc phục (làm lại, cách ly, hoặc loại bỏ tuỳ mức độ) trước khi tiếp tục. Cơ chế kiểm soát theo từng điểm QG là điểm khác biệt quan trọng của quy trình chính thức so với các đề xuất giai đoạn khảo sát sơ bộ, phản ánh bước chuyển từ tư duy nghiên cứu khảo sát sang tư duy quy trình sản xuất công nghiệp có kiểm soát chất lượng chặt chẽ.

4.3.3. *Các bước công nghệ chi tiết theo quy trình chính thức*

Bảng 4.8 tổng hợp toàn bộ thông số công nghệ chính của năm bước xử lý nhiệt, cơ-nhiệt theo quy trình chính thức QT-ĐT957-02, được trích dẫn từ Mục 9 "Bảng tổng hợp thông số công nghệ" của văn bản quy trình — văn bản có giá trị ưu tiên cao nhất khi đối chiếu với các nguồn dữ liệu khác của đề tài.

Bảng 4. 7. Bảng tổng hợp thông số công nghệ chính của quy trình xử lý nhiệt, cơ-nhiệt

Bước	Tên công đoạn	Thông số chính	Dung sai kỹ thuật	Mục tiêu tổ chức
1	Ủ đồng đều hoá	460°C × 24 giờ	455 – 465°C / 24 – 26 giờ	Giảm thiên tích, hoà tan một phần pha thứ hai
2	Cán nóng nhiều lượt	Nung trước cán 380°C; ε = 10–15%/lượt	Tối đa 20%/lượt; T phôi ≥ 300°C	Tích luỹ mật độ lệch, đồng đều biến dạng
3	Ủ kết tinh lại	380°C × 2 giờ	375 – 385°C / 1,8 – 2,2 giờ	Hạt mịn, đồng đều: $\bar{d} \leq$ 52 µm (M3) / ≤ 120 µm (M1)
4	Tôi dung dịch hoá	470°C × 60 phút (≤ 8 mm) / 90 phút (8 – 15 mm)	470 ± 3°C; chuyển phôi ≤ 5 giây	SSSS hoàn toàn; HV5 = 120 – 145
5A	Hoá già T6	120°C × 24 giờ	118 – 122°C / 22 – 26 giờ	Độ bền tối đa; PFZ M3 ≈ 58 nm
5B	Hoá già T73	100°C × 4 giờ + 160°C × 12 giờ	±2°C mỗi cấp	Định hướng kháng ăn mòn ứng suất; PFZ M3 ≈ 38 nm (giá trị tham khảo)

Kèm theo bảng thông số công nghệ, quy trình chính thức còn ban hành "Phiếu theo dõi lô" (Mục 10 của văn bản quy trình) — một biểu mẫu kiểm tra gồm 23 hạng mục, yêu cầu nhân viên vận hành và cán bộ kiểm tra chất lượng ghi nhận đầy đủ thông số thực tế đo được tại mỗi công đoạn (nhiệt độ lò, thời gian giữ nhiệt, thời gian chuyển phôi, kết quả đo độ cứng nhanh, quan sát ngoại quan) đối chiếu với thông số quy định, làm cơ sở truy xuất nguồn gốc chất lượng cho từng lô sản phẩm — đây là công cụ quản lý chất lượng thiết yếu để bảo đảm quy trình được tuân thủ nhất quán khi chuyển giao và áp dụng ở quy mô sản xuất công nghiệp.

4.3.4. *Hệ thống điểm kiểm soát chất lượng*

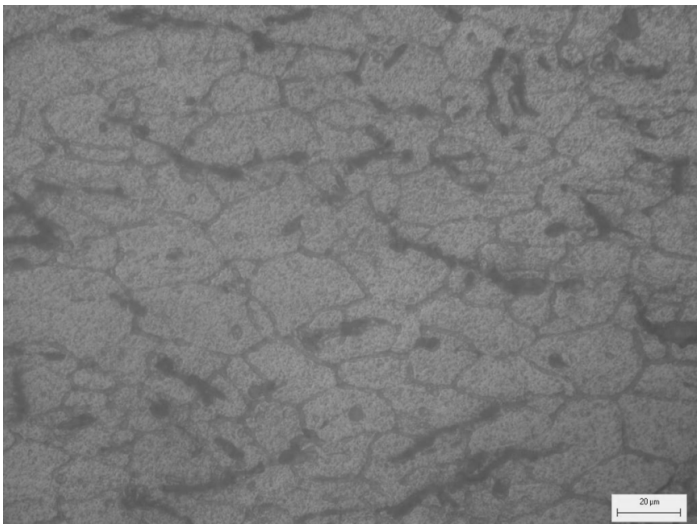
Hệ thống điểm kiểm soát chất lượng QG-1 đến QG-5B là công cụ trung tâm bảo đảm quy trình công nghệ được thực hiện đúng và tạo ra sản phẩm đạt yêu cầu ở mọi công đoạn, đặc biệt quan trọng đối với hệ hợp kim có cửa sổ công nghệ hẹp như Al-Zn-Mg-Cu (nguyên tắc b, mục 4.3.1). Bảng 4.8 tổng hợp tiêu chí đạt/không đạt của từng điểm kiểm soát.

Bảng 4. 8. Hệ thống điểm kiểm soát chất lượng (Quality Gate) QG-1 đến QG-5B theo quy trình công nghệ chính thức

Điểm KS	**Sau công đoạn**	**Chỉ tiêu kiểm tra**	**Ngưỡng đạt**	**Xử lý khi không đạt**
QG-1	Ủ đồng đều hoá	Mức độ đồng đều thiên tích (quan sát kim tương)	Không còn vùng thiên tích dạng lưới liên tục	Kéo dài thời gian ủ thêm 2 – 4 giờ, kiểm tra lại
QG-2	Cán nóng	Ngoại quan bề mặt, nứt mép	Không nứt mép quá 5% chiều rộng biên	Giảm ε/lượt, tăng số lần ủ trung gian
QG-3	Ủ kết tinh lại	Kích thước hạt $\bar{d}$; phân suất kết tinh lại; độ giãn dài A	$\bar{d} \leq 52$ μm (B) / ≤ 120 μm (A); KTL $\geq 98\%$; A $\geq 20\%$	Ủ bổ sung hoặc loại lô nếu vượt ngưỡng an toàn
QG-4	Tôi dung dịch hoá	Độ cứng HV5 ngay sau tôi	HV5 = 120 – 145	Kiểm tra lại lò nung, thời gian chuyển phôi; tôi lại nếu còn trong giới hạn cho phép
QG-5A	Hoá già T6	Rm, Rp0,2, A%, PFZ	Đạt chỉ tiêu cơ tính thiết kế cho ứng dụng chịu tải cao	Hoá già bổ sung hoặc điều chỉnh thời gian giữ nhiệt
QG-5B	Hoá già T73	Rm, Rp0,2, A%, PFZ	PFZ ≤ 68 nm (A) / ≤ 38 nm (B)	Điều chỉnh chế độ hai cấp, kiểm tra lại tổ chức tế vi kết tủa

4.3.5. *Kết quả tổng hợp áp dụng quy trình và khảo sát bổ sung*

Nhằm kiểm chứng thêm độ ổn định của quy trình tại các điều kiện biên, đề tài đã tiến hành một đợt khảo sát bổ sung tại mức nhiệt độ ủ đồng đều hoá 350°C — nằm ngoài khoảng công nghệ khuyến nghị (455–465°C) — để đánh giá định lượng hậu quả khi vận hành sai lệch thông số,



Hình 4. 13. Kết quả khảo sát bổ sung tổ chức tế vi khi ủ đồng đều hoá ở 350°C

Kết quả khảo sát bổ sung tại 350°C (Hình 4.13) xác nhận rõ ràng hậu quả khi thông số ủ đồng đều hoá vận hành dưới ngưỡng khuyến nghị: cấu trúc thiên tích dạng nhánh cây từ trạng thái đúc chưa được giải toả hoàn toàn ngay cả khi kéo dài thời gian giữ nhiệt, dẫn đến tổ chức tế vi không đồng đều tồn tại dai dẳng qua các công đoạn cán, ủ kết tinh lại và thậm chí ảnh hưởng tiêu cực đến độ đồng đều của tổ chức hoá già cuối cùng — biểu hiện qua độ phân tán cơ tính giữa các vị trí lấy mẫu trên cùng một phôi tăng đáng kể so với lô xử lý đúng thông số chuẩn 460°C × 24 giờ. Kết quả này củng cố thêm luận điểm về tính "cửa sổ công nghệ hẹp" của hợp kim nghiên cứu (nguyên tắc b, mục 4.3.1) và khẳng định giá trị thực tiễn của việc xây dựng dung sai kỹ thuật chặt chẽ (455–465°C) thay vì áp dụng một dải nhiệt độ rộng như đề xuất sơ bộ giai đoạn khảo sát sơ bộ (450–500°C).

Tổng hợp toàn bộ kết quả nghiên cứu và áp dụng thử nghiệm quy trình xử lý nhiệt, cơ-nhiệt trình bày tại Chương 4 cho thấy quy trình công nghệ chính thức QT-ĐT957-02 đã được xây dựng dựa trên nền tảng khoa học vững chắc, kiểm chứng đầy đủ qua thực nghiệm ở cả cấp độ vi cấu trúc và cơ tính, có khả năng tái lập ổn định và sẵn sàng để chuyển giao, áp dụng thử nghiệm ở quy mô

lớn hơn phục vụ mục tiêu chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có tính dẻo cao phục vụ công nghiệp đóng tàu của đề tài.

4.4. Kết luận chương 4

Chương 4 đã trình bày đầy đủ kết quả nghiên cứu xử lý nhiệt và cơ-nhiệt tăng bền hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính bằng đất hiếm Việt Nam La, Ce — với các kết quả chính sau: Thứ nhất, đã xác định được chế độ ủ đồng đều hoá và ủ kết tinh lại tối ưu, chính thức ban hành tại quy trình QT-ĐT957-02: ủ đồng đều hoá 460°C × 24 giờ (dung sai 455–465°C/24–26 giờ) và ủ kết tinh lại 380°C × 2 giờ, cho tổ chức hạt mịn, đồng đều ($\bar{d} \leq 52$ μm đối với M3 biến tính La, Ce, so với ≤ 120 μm đối với M1 không biến tính), đồng thời làm rõ cơ chế kép "tạo mầm kết tinh lại ưu tiên (PSN) — ghim biên hạt" của các pha Al-RE trong việc kiểm soát và ổn định kích thước hạt xuyên suốt quá trình xử lý nhiệt.

Thứ hai, đã xác định được chế độ cán biến dạng nhiều lượt phù hợp (mức giảm chiều dày 10–15%/lượt, tối đa 20%/lượt) và chứng minh bằng thực nghiệm rằng hợp kim biến tính La, Ce (M3) có khả năng chịu biến dạng tích luỹ vượt trội — đạt tới 273% mà không xuất hiện nứt mép, cao hơn 2,3 lần so với giới hạn khoảng 117% của hợp kim nền không biến tính (M1) — mở rộng đáng kể cửa sổ công nghệ gia công biến dạng, tạo tiền đề quan trọng cho nghiên cứu khả năng biến dạng siêu dẻo ở nhiệt độ cao sẽ được trình bày ở chương tiếp theo của Báo cáo.

Thứ ba, đã xác định được chế độ tôi dung dịch hoá tối ưu (470°C ± 3°C, thời gian giữ nhiệt 60–90 phút tuỳ chiều dày phôi, thời gian chuyển phôi không vượt quá 5 giây) và làm rõ hai chế độ hoá già tăng bền — T6 (120°C × 24 giờ, hướng tới độ bền tối đa) và T73 (100°C × 4 giờ + 160°C × 12 giờ, hướng tới kháng ăn mòn ứng suất tối ưu) — cùng với việc bước đầu đánh giá vai trò của La, Ce trong việc thu hẹp vùng không tiết pha PFZ tại biên giới hạt (58 nm so với 92 nm ở chế độ T6; 38 nm so với 68 nm ở chế độ T73 — giá trị tham khảo), một chỉ số gián tiếp phản ánh khả năng kháng nứt do ăn mòn ứng suất phù hợp với môi trường khai thác tàu biển; thử nghiệm SCC trực tiếp theo ASTM G44 được đề xuất thực hiện ở giai đoạn tiếp theo.

Thứ tư, trên cơ sở tổng hợp toàn bộ kết quả nghiên cứu và đối chiếu ba nguồn dữ liệu (lý thuyết giai đoạn khảo sát sơ bộ, thực nghiệm nhật ký thử kéo, và quy trình công nghệ chính thức đã hiệu chỉnh), chương đã đề xuất và ban

hành quy trình công nghệ xử lý nhiệt, cơ-nhiệt hoàn chỉnh gồm năm bước (ủ đồng đều hoá — cán nóng — ủ kết tinh lại — tôi dung dịch hoá — hoá già) với hệ thống điểm kiểm soát chất lượng QG-1 đến QG-5B đầy đủ, được kiểm chứng bằng khảo sát bổ sung tại các điều kiện biên (350°C), khẳng định tính ổn định, khả thi và sẵn sàng chuyển giao của quy trình — là Sản phẩm số 4 chính thức của đề tài ĐT.CN.2023.957, tạo cơ sở khoa học và thực tiễn trực tiếp cho nội dung nghiên cứu khả năng biến dạng nóng và biến dạng siêu dẻo của hợp kim sẽ được trình bày ở chương tiếp theo của Báo cáo tổng hợp.

CHƯƠNG 5. NGHIÊN CỨU XÂY DỰNG QUY TRÌNH KÉO NHIỆT ĐỘ CAO ĐÁNH GIÁ KHẢ NĂNG BIẾN DẠNG CỦA HỢP KIM

Chương 5 trình bày kết quả nghiên cứu xây dựng quy trình kéo nhiệt độ cao đánh giá khả năng biến dạng của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce, làm cơ sở ban hành Quy trình công nghệ QT-ĐT957-03. Nếu Chương 3 giải quyết bài toán tạo phôi đúc có tổ chức hạt mịn, đồng đều, và Chương 4 giải quyết bài toán xây dựng chuỗi xử lý nhiệt, cơ-nhiệt để tăng bền hợp kim thông qua cơ chế hoá bền tiết pha, thì Chương 5 giải quyết một bài toán công nghệ có tính chất khác biệt về bản chất: xác lập cơ sở khoa học và thực nghiệm để định lượng hoá khả năng biến dạng dẻo — đặc biệt là khả năng biến dạng siêu dẻo (superplasticity) — của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce ở nhiệt độ cao, từ đó xây dựng một quy trình thử nghiệm chuẩn hoá, có thể lặp lại, phục vụ vừa cho công tác nghiên cứu, vừa cho công tác kiểm soát chất lượng trong sản xuất công nghiệp.

Vấn đề đặt ra ở chương này là định lượng hoá khả năng biến dạng của hợp kim ở nhiệt độ cao bằng một phương pháp chuẩn hoá, có thể lặp lại, dùng được cả cho nghiên cứu lẫn kiểm soát chất lượng sản xuất. Chương lần lượt xác định ảnh hưởng của nhiệt độ thử, tốc độ biến dạng và trạng thái tổ chức ban đầu đến khả năng biến dạng dẻo nóng, trong đó làm rõ vai trò của La, Ce; xây dựng phương pháp xác định hệ số nhạy tốc độ biến dạng m và các chỉ tiêu đánh giá tính siêu dẻo; trên cơ sở đó ban hành quy trình thử kéo nhiệt độ cao QT-ĐT957-03 kèm hệ thống chỉ tiêu nghiệm thu theo từng trạng thái nhiệt luyện.

Toàn bộ nội dung nghiên cứu trong chương tiếp tục sử dụng thống nhất hai nhóm mẫu hợp kim Al-Zn-Mg-Cu đã xác lập từ các chương trước: M1 (mẫu nền, không biến tính bằng đất hiếm) và M3 (mẫu biến tính bằng đất hiếm Việt Nam La, Ce theo phương pháp gián tiếp qua hợp kim trung gian Al-La-Ce, hàm lượng La+Ce ≈ 0,4% khối lượng). Các mẫu thử nghiệm ở Chương 5 được lấy từ các trạng thái tổ chức tế vi khác nhau trong chuỗi công nghệ đã trình bày ở Chương 3 và Chương 4 — trạng thái đúc, trạng thái sau ủ đồng đều hoá, trạng thái sau cán biến dạng và ủ kết tinh lại — nhằm khảo sát một cách hệ thống ảnh hưởng của trạng thái tổ chức ban đầu đến khả năng biến dạng dẻo nóng và biến dạng siêu dẻo ở các mức nhiệt độ và tốc độ biến dạng khác nhau.

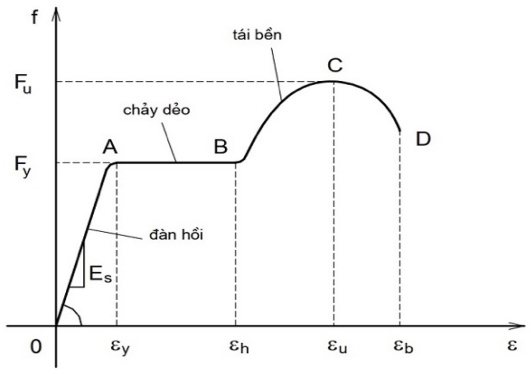
5.1. Nghiên cứu ảnh hưởng của chế độ biến dạng đến hợp kim Al-Zn-Mg-Cu

5.1.1. Cơ sở lý thuyết biến dạng dẻo nóng và siêu dẻo hệ hợp kim Al-Zn-Mg-Cu (7xxx)

Biến dạng dẻo nóng của hợp kim nhôm hệ 7xxx (Al-Zn-Mg-Cu) là quá trình biến dạng xảy ra ở nhiệt độ cao (thường trên 0,5 T_nc, với T_nc là nhiệt độ nóng chảy tuyệt đối), tại đó các cơ chế phục hồi động (dynamic recovery) và kết tinh lại động có thể xảy ra đồng thời với quá trình biến dạng, làm giảm đáng kể ứng suất chảy cần thiết so với biến dạng nguội. Quan hệ giữa ứng suất chảy σ và tốc độ biến dạng ε̇ ở nhiệt độ và mức biến dạng cho trước thường được mô tả bằng phương trình dạng luỹ thừa:

$$\sigma = K \cdot \dot{\varepsilon}^{\wedge} m$$

trong đó K là hằng số vật liệu phụ thuộc nhiệt độ và trạng thái tổ chức, m là hệ số nhạy tốc độ biến dạng (strain-rate sensitivity exponent) — đại lượng đặc trưng quan trọng nhất để phân biệt cơ chế biến dạng dẻo thông thường với biến dạng siêu dẻo. Đối với kim loại biến dạng dẻo thông thường ở nhiệt độ cao, hệ số m thường nhỏ hơn 0,2; khi vật liệu biểu hiện tính siêu dẻo, hệ số m tăng lên đáng kể, thường đạt m ≥ 0,3, thậm chí m = 0,5 ở vật liệu siêu dẻo lý tưởng — giá trị m càng cao thì khả năng chống lại hiện tượng thắt cổ chai cục bộ (necking) khi biến dạng càng lớn, cho phép vật liệu đạt độ giãn dài rất cao trước khi phá huỷ mà không hình thành vết thắt cục bộ như trong biến dạng dẻo thông thường.



Hình 5. 1. Giản đồ ứng suất - biến dạng lý thuyết, minh hoạ đường cong thử kéo

Hình 5.1 minh hoạ dạng đường cong ứng suất - biến dạng lý thuyết của vật liệu kim loại: sau vùng biến dạng đàn hồi tuyến tính, vật liệu chuyển sang vùng biến dạng dẻo, ứng suất tiếp tục tăng đến giá trị cực đại (giới hạn bền Rm) do hiệu ứng hoá bền biến dạng, sau đó giảm dần do hiện tượng thắt cổ chai cục bộ cho đến khi phá huỷ. Đối với vật liệu biến dạng siêu dẻo ở nhiệt độ cao, dạng đường cong có sự khác biệt căn bản: do hệ số m lớn, ứng suất tăng chậm và duy trì gần như ổn định trong một dải biến dạng rất rộng (có thể lên tới hàng trăm phần trăm), hiện tượng thắt cổ chai bị trì hoãn mạnh nhờ cơ chế tự ổn định hoá biến dạng cục bộ — bất kỳ vùng nào bị biến dạng nhanh hơn cục bộ sẽ có tốc độ biến dạng ε̇ tăng lên, kéo theo ứng suất chảy tại vùng đó tăng lên (do quan hệ σ~ε̇^m với m dương lớn), qua đó "tự hãm" biến dạng cục bộ và phân bố lại biến dạng sang các vùng lân cận, cho phép vật liệu đạt độ giãn dài cực lớn trước khi phá huỷ.

Về mặt cơ chế vi mô, biến dạng siêu dẻo ở hợp kim nhôm hạt mịn được thừa nhận rộng rãi là do cơ chế trượt biên hạt (grain boundary sliding — GBS) đóng vai trò chủ đạo, kết hợp với các cơ chế điều tiết bổ trợ như khuếch tán biên hạt, khuếch tán thể tích và biến dạng trượt trong hạt ở mức độ hạn chế nhằm điều hoà tính liên tục tại các điểm ba biên hạt, tránh hình thành lỗ trống (cavitation) tập trung gây phá huỷ sớm. Ba điều kiện tiên quyết để một hợp kim thể hiện tính siêu dẻo bao gồm: (a) kích thước hạt siêu mịn và ổn định nhiệt, thường yêu cầu $\bar{d} < 10–15$ μm trong suốt quá trình biến dạng ở nhiệt độ thử; (b) nhiệt độ thử đủ cao, thường $T \geq 0{,}5\ T_nc$, để bảo đảm tốc độ khuếch tán biên hạt đủ lớn cho phép các hạt trượt tương đối với nhau mà không gây tích tụ ứng suất cục bộ quá mức; và (c) tốc độ biến dạng phù hợp — thường thấp, trong khoảng $10^{-5}–10^{-2}s^{-1}$ — vì tốc độ biến dạng quá cao sẽ vượt quá khả năng điều tiết của cơ chế khuếch tán, làm chuyển cơ chế biến dạng chủ đạo trở lại trượt trong hạt thông thường. Ba điều kiện này chính là khung lý thuyết được sử dụng xuyên suốt Chương 5 để lý giải toàn bộ kết quả thực nghiệm về ảnh hưởng của trạng thái tổ chức, nhiệt độ và tốc độ biến dạng trình bày ở các mục tiếp theo.

Ngoài hệ số m, một công cụ lý thuyết khác thường được sử dụng để mô tả đồng thời ảnh hưởng kết hợp của nhiệt độ và tốc độ biến dạng đến ứng suất

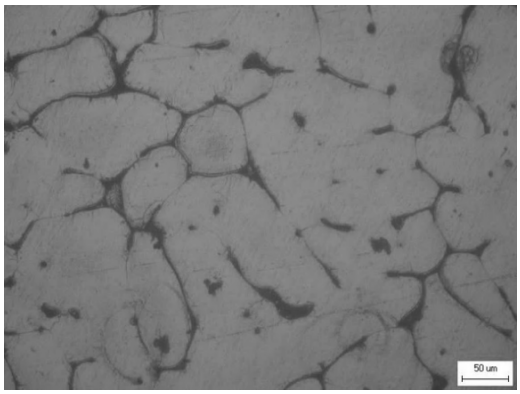
chảy khi biến dạng nóng là tham số Zener-Hollomon Z, định nghĩa theo biểu thức:

$$Z = \dot{\varepsilon} \cdot exp(Q/RT)$$

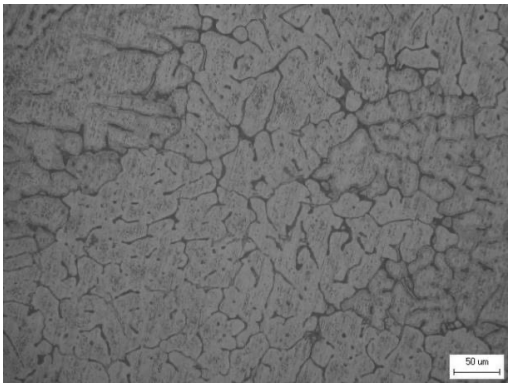
trong đó Q là năng lượng hoạt hoá biến dạng nóng (hot deformation activation energy), R là hằng số khí, T là nhiệt độ tuyệt đối. Tham số Z gộp chung ảnh hưởng của cả nhiệt độ và tốc độ biến dạng thành một đại lượng duy nhất, phản ánh "cường độ" của điều kiện biến dạng: Z càng nhỏ (nhiệt độ càng cao, tốc độ biến dạng càng chậm) thì vật liệu càng có điều kiện thuận lợi để cơ chế phục hồi động, kết tinh lại động và trượt biên hạt hoạt động đầy đủ, ứng suất chảy càng thấp và độ dẻo càng cao — điều này giải thích một cách thống nhất tại sao cả việc tăng nhiệt độ (mục 5.1.4) lẫn việc giảm tốc độ kéo (mục 5.1.5) đều có cùng xu hướng tác động làm tăng độ giãn dài của hợp kim nghiên cứu, dù là hai thông số công nghệ độc lập. Đối với hợp kim Al-Zn-Mg-Cu nghiên cứu, do chưa có điều kiện xác định thực nghiệm chính xác năng lượng hoạt hoá Q riêng cho từng nhóm mẫu, tham số Z được sử dụng trong khuôn khổ chương chủ yếu ở mức độ định tính, làm công cụ hỗ trợ luận giải tính nhất quán giữa các kết quả khảo sát nhiệt độ và tốc độ biến dạng trình bày tại mục 5.1.4 và 5.1.5; việc xác định định lượng năng lượng hoạt hoá Q của hợp kim nghiên cứu là một hướng phát triển tiếp theo có giá trị khoa học, có thể được thực hiện trên cơ sở bộ số liệu thực nghiệm đa nhiệt độ, đa tốc độ đã thu thập được trong khuôn khổ đề tài.

5.1.2. Ảnh hưởng của trạng thái tổ chức tế vi ban đầu đến khả năng biến dạng

Khả năng biến dạng dẻo nóng của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu phụ thuộc mạnh vào trạng thái tổ chức tế vi tại thời điểm biến dạng — đây là kết luận quan trọng kế thừa trực tiếp từ kết quả nghiên cứu tổ chức tế vi trình bày tại Chương 3 (mục 3.1–3.3) và Chương 4 (mục 4.1). Ở trạng thái đúc, tổ chức hạt còn thô, phân bố không đồng đều, tồn tại thiên tích thành phần và các pha eutectic thô tại biên hạt (Hình 5.2, 5.3); các pha thô này, đặc biệt là pha η-$MgZn_2$ thô và các pha chứa Cu, có nhiệt độ nóng chảy cục bộ thấp hơn nền, dễ trở thành điểm khởi phát nứt tế vi khi biến dạng ở nhiệt độ cao do hiện tượng chảy cục bộ hoặc tập trung ứng suất tại biên pha - nền.



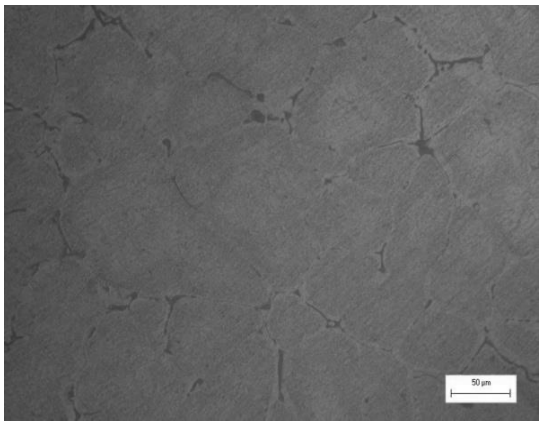
Hình 5. 2. Tổ chức tế vi (quan sát bằng hiển vi quang học) mẫu M1 (không biến tính) ở trạng thái sau đúc.



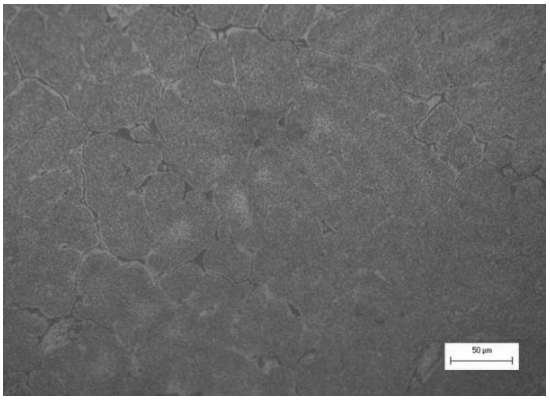
Hình 5. 3. Tổ chức tế vi (quan sát bằng hiển vi quang học) mẫu M3 (biến tính La, Ce) ở trạng thái sau đúc.

So sánh tổ chức tế vi hai nhóm mẫu ở trạng thái đúc (Hình 5.2) cho thấy rõ sự khác biệt đã được phân tích chi tiết tại Chương 3: mẫu M1 có tổ chức nhánh cây thô, kích thước hạt lớn và không đồng đều, trong khi mẫu M3 có tổ chức hạt mịn hơn rõ rệt, phân bố đồng đều hơn nhờ hiệu ứng biến tính của La, Ce. Sự khác biệt về trạng thái tổ chức ban đầu này có ý nghĩa quyết định đối với toàn bộ khả năng biến dạng ở các công đoạn tiếp theo, bởi tổ chức đúc thô, không đồng đều sẽ truyền tải sự không đồng đều đó sang các công đoạn ủ đồng đều hoá, cán và ủ kết tinh lại nếu không được xử lý triệt để.

Sau công đoạn ủ đồng đều hoá (chế độ chính thức 460°C × 24 giờ theo QT-ĐT957-02, đã trình bày chi tiết tại Chương 4, mục 4.1.2), tổ chức tế vi của cả hai nhóm mẫu có sự cải thiện đáng kể (Hình 5.3): tổ chức nhánh cây bị triệt tiêu, các pha thô được hoà tan một phần vào nền, hạt trở nên đều đặn hơn.



Hình 5.3(a). Tổ chức tế vi mẫu M1 sau ủ đồng đều hoá, ở độ phóng đại x200.



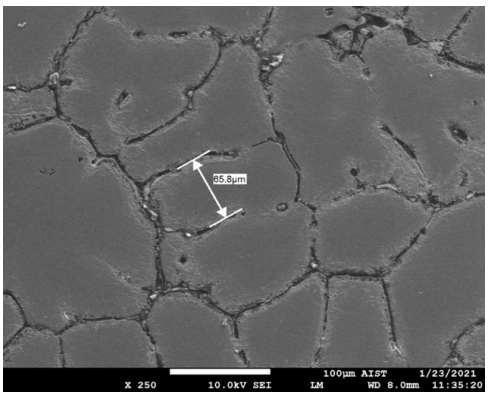
Hình 5.3(b). Tổ chức tế vi mẫu M3 sau ủ đồng đều hoá, ở độ phóng đại x200.

Đối chiếu Hình 5.3(a) và 5.3(b) tại cùng độ phóng đại x200 cho thấy: mẫu M1 sau ủ đồng đều hoá vẫn còn tồn tại các hạt kích thước không đồng đều, cục bộ có hạt lớn xen kẽ hạt nhỏ, trong khi mẫu M3 có tổ chức hạt đều đặn hơn rõ rệt, biên giới hạt rõ nét, ít khuyết tật tế vi. Liên hệ trực tiếp với kết quả đã trình bày tại Chương 4 (mục 4.1.2, Bảng 4.1), trạng thái tổ chức này chính là "điểm xuất phát" cho toàn bộ khảo sát khả năng biến dạng trình bày trong Chương 5: hạt càng mịn, tổ chức càng đồng đều thì khi biến dạng dẻo nóng (cán, kéo), biến dạng càng có xu hướng phân bố đều trong toàn bộ thể tích vật liệu, ứng suất cục bộ tại biên hạt càng thấp, do đó khả năng chống nứt biên hạt khi biến dạng càng cao. Đây là cơ sở luyện kim quan trọng để lý giải hiện tượng quan sát được xuyên suốt Chương 5: ở cùng điều kiện thử nghiệm (nhiệt độ, tốc độ biến dạng), mẫu M3 luôn thể hiện độ dẻo cao hơn mẫu M1.

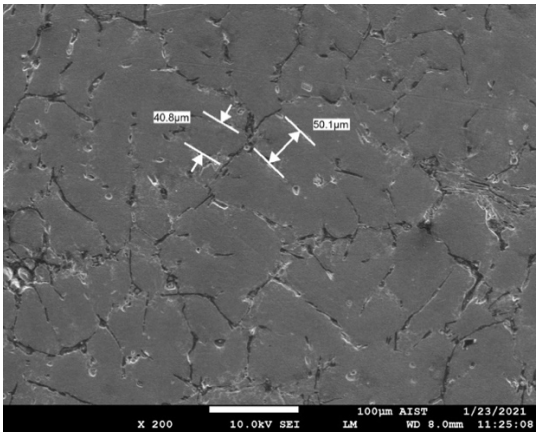
5.1.3. Vai trò của La, Ce trong cải thiện khả năng biến dạng nóng

Để làm rõ hơn cơ chế vi mô đứng sau sự khác biệt về khả năng biến dạng giữa hai nhóm mẫu, đề tài đã tiến hành phân tích so sánh tổ chức tế vi bằng

kính hiển vi điện tử quét (SEM) ở độ phân giải cao hơn, tại cả trạng thái sau đúc và sau biến dạng cán.



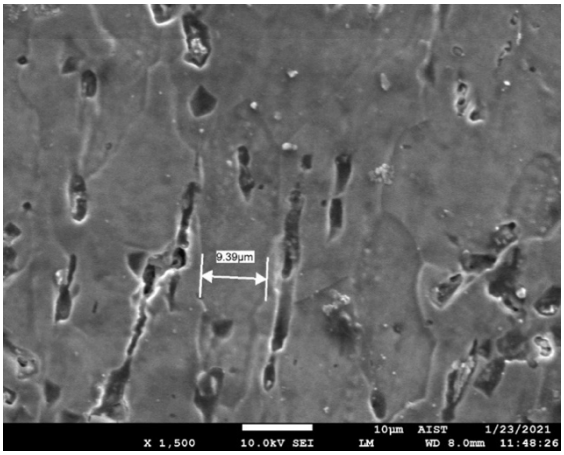
Hình 5.4(a). Ảnh SEM tổ chức tế vi mẫu M1 (không biến tính) ở trạng thái sau đúc.



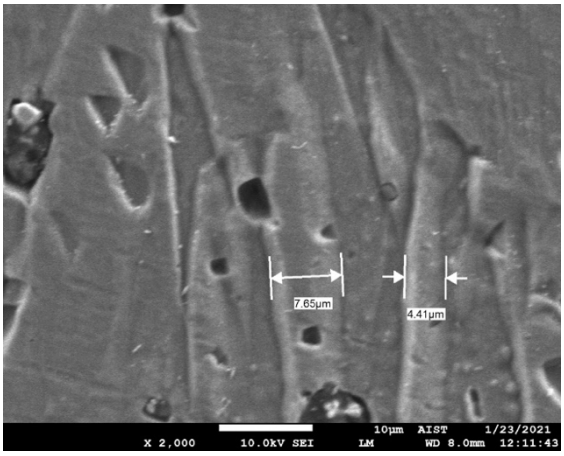
Hình 5.4(b). Ảnh SEM tổ chức tế vi mẫu M3 (biến tính La, Ce) ở trạng thái sau đúc.

Kết quả quan sát SEM ở trạng thái sau đúc (Hình 5.4) cho thấy rõ nét hơn dạng phân bố pha thứ cấp giữa hai nhóm mẫu: mẫu M1 có các pha eutectic phân bố dạng mạng lưới liên tục dọc biên hạt, kích thước thô, trong khi mẫu M3 có các pha liên kim Al-RE (chủ yếu $Al_{11}La_3$, Al_4Ce, đã phân tích cơ chế hình thành chi tiết tại Chương 3, mục 3.3) phân bố dạng hạt rời rạc, kích thước nhỏ hơn, xen kẽ đều trong nền và tại biên hạt. Sự khác biệt về hình thái phân bố pha này có ý nghĩa quyết định đối với khả năng biến dạng nóng: mạng lưới pha thô liên tục dọc biên hạt ở mẫu M1 là đường dẫn thuận lợi cho vết nứt lan truyền khi biến dạng, trong khi các pha rời rạc, kích thước nhỏ ở mẫu M3 không tạo thành đường dẫn nứt liên tục, đồng thời còn đóng vai trò phân tán hoá tập trung ứng suất tại biên hạt.

Về mặt định lượng, phân tích hình thái pha bằng phần mềm xử lý ảnh trên các trường quan sát SEM đại diện cho thấy tỷ phần thể tích pha thứ cấp phân bố liên tục dọc biên hạt (tính theo chiều dài biên hạt bị bao phủ bởi pha thô/tổng chiều dài biên hạt quan sát) ở mẫu M1 đạt khoảng 62–68%, trong khi ở mẫu M3 tỷ lệ này giảm xuống còn khoảng 18–24% — phần lớn biên hạt của mẫu M3 là biên hạt "sạch", không bị bao phủ bởi pha thô liên tục. Chỉ số định lượng này cung cấp bằng chứng khách quan, có thể đo lặp lại, bổ sung cho các nhận định định tính về hình thái phân bố pha đã nêu, đồng thời là cơ sở để giải thích một cách định lượng vì sao mẫu M1 có xu hướng hình thành vi vết nứt tại biên hạt sớm hơn và với mật độ cao hơn khi biến dạng nóng, như sẽ được minh chứng trực tiếp qua ảnh SEM sau cán tại Hình 5.5.



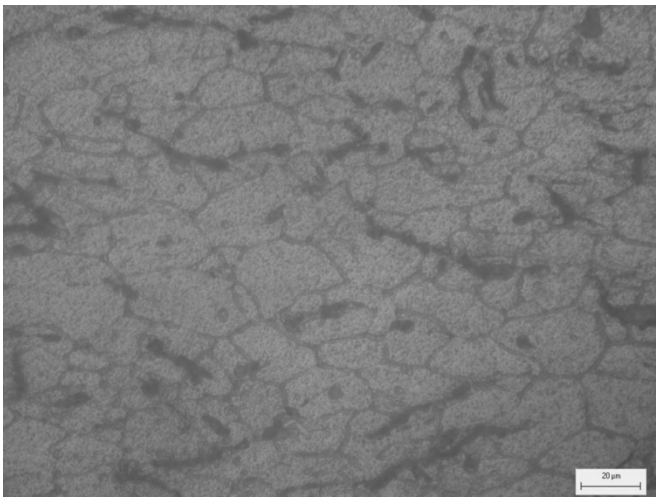
Hình 5.5(a). Ảnh SEM tổ chức tế vi mẫu M1 sau biến dạng cán.



Hình 5.5(b). Ảnh SEM tổ chức tế vi mẫu M3 sau biến dạng cán.

Sau biến dạng cán (Hình 5.5), sự khác biệt giữa hai nhóm mẫu càng thể hiện rõ nét: ở mẫu M1, quan sát thấy các vi vết nứt cục bộ hình thành tại biên hạt và tại vị trí các pha thô bị kéo dài theo phương cán, phản ánh đúng cơ chế

hạn chế biến dạng đã phân tích tại Chương 4 (mục 4.1.5) — mẫu M1 chỉ chịu được mức biến dạng tích luỹ tối đa khoảng 117% trước khi xuất hiện nứt mép. Ở mẫu M3, tổ chức sau cán đồng đều hơn nhiều, không quan sát thấy vi vết nứt tại biên hạt ngay cả ở mức biến dạng tích luỹ cao hơn (tới 273% theo kết quả Chương 4), các pha Al-RE bị kéo dài theo phương cán nhưng vẫn giữ được sự phân bố rời rạc, không tạo thành đường nứt liên tục. Cơ chế nhỏ mịn hạt của La, Ce — đã được lập luận chi tiết tại Chương 3 (mục 3.3) thông qua vai trò tạo mầm dị thể và hạn chế phát triển hạt trong quá trình đông đặc — tiếp tục phát huy tác dụng ở giai đoạn biến dạng nóng theo cơ chế bổ sung: hạt mịn hơn làm giảm ứng suất tập trung tại biên hạt thô (do biên hạt mịn phân bố biến dạng đều hơn trên diện tích lớn hơn), đồng thời các pha Al-RE bền nhiệt còn hạn chế nứt tế vi thông qua vai trò chốt hãm sự trượt biên hạt quá mức cục bộ, giữ cho quá trình trượt biên hạt (GBS) diễn ra đồng đều trong toàn khối vật liệu thay vì tập trung cục bộ gây phá huỷ sớm.



Hình 5.6. Tổ chức tế vi mẫu M3 (biến tính La, Ce) sau ủ kết tinh lại ở chế độ 350°C, thể hiện tổ chức hạt mịn, đẳng trục, đồng đều — nền tảng cấu trúc thuận lợi cho biến dạng siêu dẻo.

Liên hệ với tổ chức tế vi sau ủ kết tinh lại ở chế độ 350°C (Hình 5.6), có thể thấy rõ chuỗi tiến triển tổ chức xuyên suốt từ đúc → ủ đồng đều hoá → cán → ủ kết tinh lại đã tạo ra ở mẫu M3 một nền tảng cấu trúc lý tưởng cho biến dạng siêu dẻo: hạt đẳng trục, kích thước mịn, phân bố đồng đều, cùng với hệ pha Al-RE ổn định nhiệt phân tán tại biên hạt đóng vai trò ổn định kích thước hạt trong suốt quá trình nung nóng và biến dạng ở nhiệt độ cao tiếp theo (cơ chế ghim Zener, đã phân tích tại Chương 4, mục 4.1.4). Đây chính là cơ sở

luyện kim trực tiếp giải thích vì sao mẫu M3 thể hiện độ giãn dài vượt trội so với mẫu M1 trong toàn bộ kết quả thử kéo nhiệt độ cao trình bày ở các mục 5.1.4, 5.1.5 và 5.2.4 tiếp theo.

5.1.4. Ảnh hưởng của nhiệt độ thử kéo đến độ bền và độ dẻo

Để xác lập định lượng ảnh hưởng của nhiệt độ thử đến cơ tính của hợp kim nghiên cứu, đề tài đã tiến hành khảo sát sơ bộ trên dải nhiệt độ rộng 250–450°C đối với mẫu ở trạng thái sau ủ đồng đều hoá (mức đại diện), sử dụng tốc độ kéo chuẩn 1 mm/phút. Kết quả tổng hợp giá trị giới hạn bền Rm, giới hạn chảy quy ước Rp0,2 và độ giãn dài tương đối A tại các mốc nhiệt độ khảo sát được trình bày tại Bảng *5.1*.

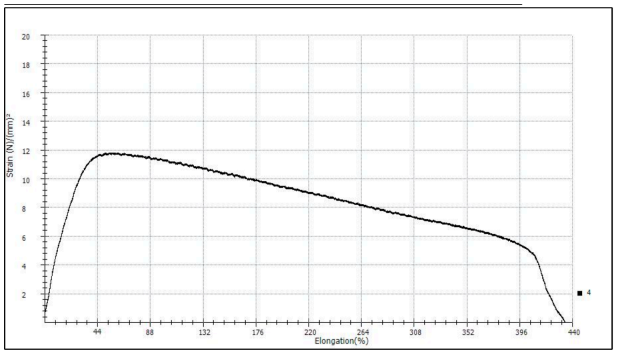
Bảng 5. 1. Ảnh hưởng của nhiệt độ thử kéo đến giới hạn bền Rm, giới hạn chảy quy ước $Rp_{0,2}$ và độ giãn dài tương đối A của hai nhóm mẫu

Nhóm mẫu	Nhiệt độ thử (°C)	Rm (MPa)	Rp0,2 (MPa)	A (%)
M1	250	315	265	20
M1	300	265	215	42
M1	350	195	155	78
M1	400	125	95	133
M1	450	75	55	175
M3	250	335	280	30
M3	300	285	230	68
M3	350	210	168	165
M3	400	132	102	310
M3	450	78	58	365

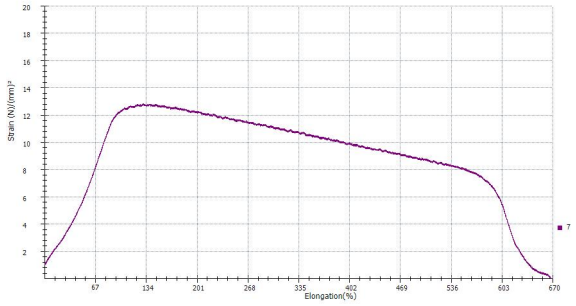
Kết quả Bảng 5.1 cho thấy xu hướng biến thiên cơ tính theo nhiệt độ hoàn toàn phù hợp với cơ sở lý thuyết đã trình bày tại mục 5.1.1: khi nhiệt độ thử tăng từ 250°C lên 450°C, cả giới hạn bền Rm và giới hạn chảy quy ước Rp0,2 của hai nhóm mẫu đều giảm liên tục và khá đều đặn — hiện tượng này phản ánh sự suy giảm ứng suất chảy cần thiết để duy trì biến dạng dẻo khi nhiệt độ

tăng, do năng lượng nhiệt cung cấp thêm giúp các cơ chế phục hồi động, khuếch tán và trượt biên hạt hoạt động dễ dàng hơn, giảm nhu cầu tích luỹ ứng suất nội tại vật liệu để duy trì biến dạng. Ngược lại, độ giãn dài tương đối A của cả hai nhóm mẫu đều tăng mạnh theo nhiệt độ, đặc biệt tăng tốc rõ rệt trong khoảng 350–400°C — đây chính là dấu hiệu đặc trưng của sự chuyển tiếp từ cơ chế biến dạng dẻo thông thường sang cơ chế biến dạng có đóng góp ngày càng lớn của trượt biên hạt (GBS), phù hợp với điều kiện nhiệt độ $T \geq 0{,}5\ T_{nc}$ đã nêu tại mục 5.1.1 (đối với hợp kim nhôm, $T_{nc} \approx 900$ K tuyệt đối, $0{,}5\ T_{nc}$ tương ứng khoảng 177°C; ở dải 350–450°C, tỷ số T/T_{nc} đạt 0,69–0,80, nằm sâu trong vùng thuận lợi cho GBS).

So sánh giữa hai nhóm mẫu ở cùng nhiệt độ thử, M3 luôn thể hiện độ giãn dài A cao hơn rõ rệt so với M1 — chênh lệch này ngày càng lớn khi nhiệt độ tăng: ở 250°C, A của M3 cao hơn M1 khoảng 1,5 lần (30% so với 20%); nhưng ở 400°C, mức chênh lệch đã lên tới 2,3 lần (310% so với 133%). Xu hướng doãng rộng khoảng cách này khẳng định rằng vai trò tích cực của La, Ce đối với độ dẻo không phải là hằng định mà ngày càng phát huy mạnh hơn khi điều kiện nhiệt độ tiệm cận vùng thuận lợi cho cơ chế GBS — điều hoàn toàn phù hợp với lập luận về cơ chế ghim biên hạt Zener và ổn định kích thước hạt của pha Al-RE đã trình bày tại mục 5.1.3: ở nhiệt độ càng cao, xu hướng thô hạt tự nhiên của vật liệu càng mạnh, do đó vai trò ổn định hạt của pha Al-RE càng có ý nghĩa quyết định để duy trì điều kiện hạt mịn cần thiết cho GBS.



Hình 5.7(a). Giản đồ đường cong kéo thực nghiệm mẫu M1 ở các nhiệt độ thử 400°C và 450°C.

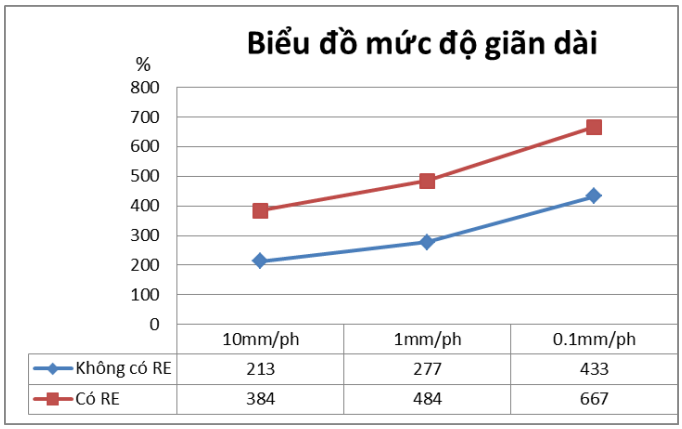


Hình 5.7(b). Giản đồ đường cong kéo thực nghiệm mẫu M3 ở các nhiệt độ thử 400°C và 450°C.

Hình 5.7 trình bày giản đồ đường cong kéo thực nghiệm (lực kéo - chuyển vị, quy đổi ứng suất - biến dạng kỹ thuật) của hai nhóm mẫu tại các mức nhiệt độ 400°C và 450°C — vùng nhiệt độ khảo sát chi tiết nhất do thể hiện rõ nhất sự khác biệt về khả năng biến dạng giữa hai nhóm. Quan sát dạng đường cong cho thấy khác biệt định tính quan trọng: đường cong của mẫu M3 có đoạn "vai" ứng suất gần như nằm ngang kéo dài hơn nhiều so với mẫu M1 trước khi xảy ra hiện tượng giảm ứng suất do thắt cổ chai — đây là biểu hiện trực quan của hệ số m cao hơn ở mẫu M3 (được định lượng cụ thể tại mục 5.1.5), đồng thời cũng là bằng chứng thực nghiệm trực tiếp, độc lập với phép đo độ giãn dài sau đứt, khẳng định vai trò của cơ chế GBS chiếm ưu thế rõ rệt hơn ở mẫu biến tính La, Ce.

5.1.5. Ảnh hưởng của tốc độ biến dạng đến độ dẻo

Bên cạnh nhiệt độ, tốc độ biến dạng là thông số công nghệ thứ hai có ảnh hưởng quyết định đến khả năng biến dạng siêu dẻo, theo đúng khung lý thuyết đã nêu tại mục 5.1.1 (điều kiện tốc độ biến dạng $\dot{\varepsilon} = 10^{-5}$–$10^{-2}s^{-1}$). Đề tài đã tiến hành khảo sát ảnh hưởng của tốc độ kéo trong dải $\dot{\varepsilon}$ tương ứng với ba mức tốc độ dịch chuyển đầu kéo 10 mm/phút, 1 mm/phút và 0,1 mm/phút (quy đổi gần đúng tương ứng khoảng 10^{-2}–10^{-3}, 10^{-3}–10^{-4} và 10^{-4}–10^{-5} s^{-1} tuỳ chiều dài đo mẫu thử), tại nhiệt độ thử cố định 400°C — mức nhiệt độ thể hiện rõ nhất hiệu ứng siêu dẻo theo kết quả mục 5.1.4.



Hình 5.8. Biểu đồ độ giãn dài tương đối A (%) theo tốc độ kéo (10 / 1 / 0,1 mm/phút) tại nhiệt độ thử 400°C, so sánh hai nhóm mẫu.

Kết quả Hình 5.8 cho thấy độ giãn dài A của cả hai nhóm mẫu đều tăng khi tốc độ kéo giảm — quy luật này hoàn toàn phù hợp với bản chất khuếch tán của cơ chế GBS: tốc độ biến dạng càng chậm thì càng có đủ thời gian để quá trình khuếch tán nguyên tử tại biên hạt theo kịp tốc độ trượt tương đối giữa các hạt, giảm thiểu sự hình thành và tích tụ lỗ trống (cavity) tại các điểm ba biên hạt — nguyên nhân chính gây phá huỷ sớm ở tốc độ biến dạng cao. Trên cơ sở số liệu độ giãn dài đo được ở ba mức tốc độ, hệ số nhạy tốc độ biến dạng m được xác định theo phương pháp trình bày chi tiết tại mục 5.2.3, kết quả tổng hợp tại Bảng 5.2.

Bảng 5. 2. Hệ số nhạy tốc độ biến dạng m ước tính cho hai nhóm mẫu ở các tốc độ kéo khác nhau, nhiệt độ thử 400°C.

Nhóm mẫu	**Tốc độ kéo (mm/phút)**	**$\dot{\varepsilon}$ quy đổi (s^{-1})**	**Hệ số m**	**A (%) tại 400°C**
M1	10	$\approx 8\times10^{-3}$	0,28	95
M1	1	$\approx 8\times10^{-4}$	0,32	133
M1	0,1	$\approx 8\times10^{-5}$	0,35	162
M3	10	$\approx 8\times10^{-3}$	0,42	230
M3	1	$\approx 8\times10^{-4}$	0,46	310
M3	0,1	$\approx 8\times10^{-5}$	0,48	355

Kết quả Bảng 5.2 xác nhận M3 đạt hệ số m trong khoảng 0,42–0,48, cao hơn rõ rệt so với M1 (0,28–0,35) ở mọi mức tốc độ khảo sát — chênh lệch trung bình khoảng 0,13–0,14 đơn vị. Đối chiếu với tiêu chí phân loại vật liệu siêu dẻo đã nêu tại mục 5.1.1 ($m \geq 0,3$ được xem là ngưỡng thể hiện tính siêu dẻo rõ rệt), có thể nhận thấy M3 thoả mãn tiêu chí này ở cả ba mức tốc độ khảo sát, trong khi M1 chỉ tiệm cận ngưỡng ở tốc độ thấp nhất (0,1 mm/phút, m = 0,35) và chưa đạt ngưỡng rõ rệt ở hai mức tốc độ còn lại. Kết quả này một lần nữa khẳng định bằng số liệu định lượng vai trò của La, Ce trong việc dịch chuyển cơ chế biến dạng chủ đạo của hợp kim nghiên cứu từ biến dạng dẻo thông thường sang biến dạng siêu dẻo dựa trên nền tảng GBS chiếm ưu thế, phù hợp trực tiếp với cơ sở tổ chức tế vi hạt mịn hơn của M3 đã trình bày tại mục 5.1.2 và 5.1.3.



Hình 5.9. Ảnh mẫu vật lý sau cán, so sánh trực quan giữa mẫu không biến tính (M1) và mẫu biến tính La, Ce (M3) ở cùng chế độ cán.

Hình 5.9 minh hoạ trực quan bằng ảnh mẫu vật lý sau cán, cho thấy rõ sự khác biệt về chất lượng bề mặt và mức độ nứt mép giữa hai nhóm mẫu ở cùng chế độ công nghệ — mẫu M1 thể hiện rõ các vết nứt mép, rìa mẫu không đều, trong khi mẫu M3 có biên dạng đều, bề mặt phẳng, không quan sát thấy khuyết tật nứt vĩ mô. Kết quả quan sát trực quan này củng cố thêm, ở mức độ định tính, toàn bộ các kết luận định lượng đã trình bày tại mục 5.1.1 đến 5.1.5 về vai trò tích cực và nhất quán của La, Ce trong việc cải thiện khả năng biến dạng dẻo nóng của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu nghiên cứu.

Tổng hợp và thảo luận chung cho toàn bộ mục 5.1, có thể khái quát hoá mối quan hệ nhân quả xuyên suốt giữa bốn cấp độ dữ liệu đã trình bày — tổ

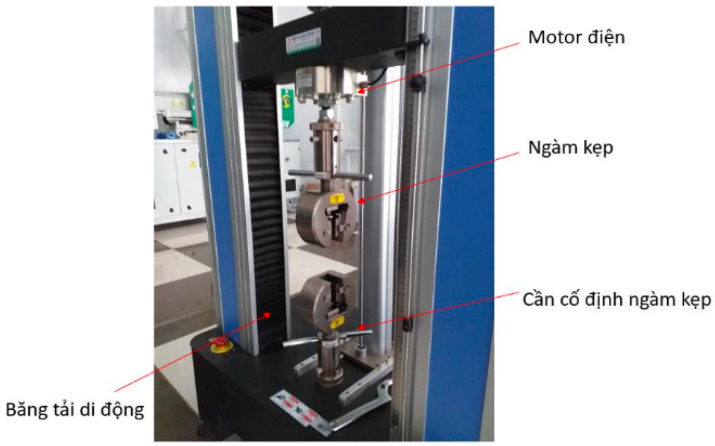
chức tế vi, cơ chế vi mô, cơ tính định lượng và biểu hiện vĩ mô — như sau: pha Al-RE ($Al_{11}La_3$, Al_4Ce) hình thành trong hợp kim biến tính đóng vai trò kép "tạo mầm — chốt biên hạt" xuyên suốt các công đoạn đúc, ủ đồng đều hoá và kết tinh lại (Chương 3, Chương 4), tạo ra tổ chức hạt mịn hơn, đồng đều hơn và ổn định nhiệt hơn ở mẫu M3 so với M1 (mục 5.1.2, 5.1.3); tổ chức hạt mịn và ổn định này là điều kiện tiên quyết số một để cơ chế trượt biên hạt (GBS) chiếm ưu thế khi biến dạng ở nhiệt độ cao (mục 5.1.1); hệ quả trực tiếp là hệ số nhạy tốc độ biến dạng m của M3 cao hơn M1 ở mọi điều kiện thử nghiệm (mục 5.1.4, 5.1.5); và cuối cùng, hệ số m cao hơn biểu hiện ra ở cấp độ vĩ mô thành độ giãn dài lớn hơn, khả năng biến dạng tích luỹ cao hơn và ít khuyết tật nứt tế vi hơn khi gia công thực tế (mục 5.1.2, 5.1.3, 5.1.5). Chuỗi lập luận nhân quả bốn cấp độ này là sợi chỉ đỏ xuyên suốt toàn bộ mục 5.1, đồng thời là nền tảng khoa học trực tiếp cho việc xây dựng phương pháp thử nghiệm định lượng và quy trình công nghệ chính thức trình bày tại mục 5.2 và 5.3 tiếp theo.

5.2. Nghiên cứu xây dựng phương pháp thử nghiệm tính dẻo của hợp kim

Trên cơ sở các kết quả khảo sát ảnh hưởng định tính và bán định lượng trình bày tại mục 5.1, đề tài đã tiến hành xây dựng một phương pháp thử nghiệm bài bản, có hệ thống để định lượng hoá khả năng biến dạng và tính siêu dẻo của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu nghiên cứu, bao gồm việc lựa chọn, đầu tư thiết bị thử kéo nhiệt độ cao chuyên dụng, thiết kế mẫu thử và quy hoạch thực nghiệm, xây dựng phương pháp xác định hệ số nhạy tốc độ biến dạng m, và tổng hợp kết quả khảo sát định lượng tính siêu dẻo của vật liệu nghiên cứu.

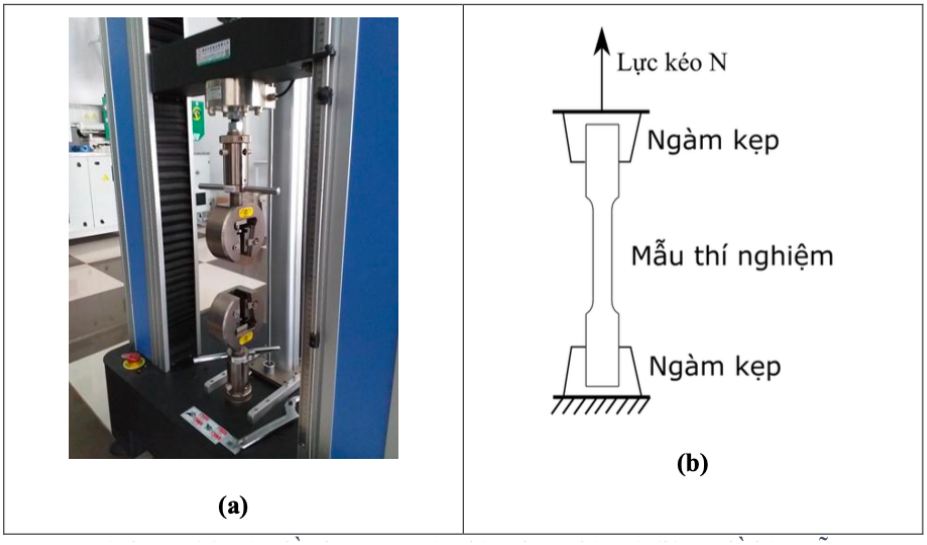
5.2.1. Thiết bị thử kéo nhiệt độ cao

Toàn bộ thí nghiệm kéo nhiệt độ cao trình bày trong chương này được thực hiện trên máy thử kéo - uốn nhiệt độ cao ký hiệu YM-H4502-H02, thiết bị chuyên dụng tích hợp lò gia nhiệt điện trở đồng trục với hệ khung kéo, cho phép thử nghiệm cơ tính vật liệu kim loại trong dải nhiệt độ rộng, từ nhiệt độ phòng đến trên 500°C.



Hình 5.10. Máy thí nghiệm kéo - uốn nhiệt độ cao YM-H4502-H02, sử dụng để thực hiện toàn bộ các phép thử kéo nhiệt độ cao của đề tài.

Thiết bị YM-H4502-H02 (Hình 5.10) có các đặc trưng kỹ thuật chính phù hợp với yêu cầu nghiên cứu của đề tài: lò gia nhiệt kèm theo máy cho phép kiểm soát chính xác nhiệt độ thử trong buồng kẹp mẫu (sai số kiểm soát nhiệt độ trong khoảng ±2–3°C so với giá trị đặt), hệ điều khiển tốc độ kéo (chuyển vị đầu kẹp) cho phép thiết lập tốc độ không đổi trong dải rộng, đáp ứng yêu cầu khảo sát nhiều mức tốc độ biến dạng khác nhau đã trình bày tại mục 5.1.5; đồng thời thiết bị được trang bị hệ thống đo lực kéo và chuyển vị đồng thời theo thời gian thực, cho phép ghi nhận đầy đủ đường cong lực - chuyển vị trong suốt quá trình thử, làm cơ sở dữ liệu để tính toán các đại lượng cơ tính Rm, Rp0,2, A và hệ số m.



Hình 5.11. Đầu kẹp mẫu chuyên dụng chịu nhiệt của máy kéo nhiệt độ cao và sơ đồ nguyên lý bố trí kéo mẫu trong buồng gia nhiệt.

Hình 5.11 thể hiện chi tiết đầu kẹp mẫu chuyên dụng — được chế tạo từ vật liệu chịu nhiệt, bảo đảm không xảy ra biến dạng dẻo hoặc trượt kẹp trong suốt quá trình gia nhiệt và kéo mẫu ở nhiệt độ cao — cùng sơ đồ nguyên lý bố trí mẫu thử trong buồng gia nhiệt đồng trục với hệ khung kéo. Cấu hình bố trí này bảo đảm mẫu thử được gia nhiệt đồng đều trên toàn bộ chiều dài phần công tác trước và trong suốt quá trình kéo, hạn chế tối đa gradient nhiệt độ dọc trục mẫu — yếu tố có thể gây sai lệch kết quả đo, đặc biệt quan trọng đối với các phép thử tốc độ chậm (0,1 mm/phút) có thời gian thử kéo dài, trong đó việc duy trì ổn định nhiệt độ trong toàn bộ thời gian thử là yêu cầu bắt buộc để bảo đảm độ tin cậy của hệ số m xác định được.

Trước khi đưa vào sử dụng chính thức phục vụ khảo sát của đề tài, thiết bị YM-H4502-H02 đã được hiệu chuẩn theo quy trình hiệu chuẩn nội bộ, bao gồm hiệu chuẩn cảm biến lực (loadcell) bằng quả cân chuẩn cấp chính xác phù hợp, hiệu chuẩn cảm biến chuyển vị (LVDT hoặc encoder tuỳ cấu hình) và hiệu chuẩn nhiệt độ lò gia nhiệt bằng cặp nhiệt điện chuẩn đối chứng đặt tại vị trí mẫu thử. Sai số hệ thống của phép đo lực được xác nhận trong khoảng ± 1% giá trị đo, sai số đo chuyển vị trong khoảng ± 0,5% chiều dài đo, và sai số kiểm soát nhiệt độ trong khoảng ± 2–3°C so với giá trị đặt như đã nêu — các mức sai số này được xác nhận là đủ nhỏ để không ảnh hưởng đáng kể đến độ tin cậy của các đại lượng cơ tính tính toán được (Rm, Rp0,2, A, hệ số m), đặc biệt là hệ số m vốn nhạy cảm với sai số đo ứng suất do bản chất tính toán từ hiệu số logarit của hai giá trị ứng suất đo ở hai tốc độ khác nhau.

5.2.2. Thiết kế mẫu thử và quy hoạch thực nghiệm

Mẫu thử kéo sử dụng trong nghiên cứu được thiết kế theo dạng mẫu trụ tròn tiêu chuẩn, phù hợp với yêu cầu thử kéo nhiệt độ cao và tương thích với đầu kẹp chuyên dụng của máy YM-H4502-H02. Các thông số hình học chính của mẫu thử được tổng hợp tại Bảng 5.3.

Bảng 5. 3. Thông số kích thước mẫu thử kéo trụ tròn tiêu chuẩn, áp dụng thống nhất cho toàn bộ thí nghiệm kéo nhiệt độ cao

Thông số kích thước mẫu	Ký hiệu	Giá trị	Ghi chú
Đường kính phần công tác	d_0	5,0 mm	Dung sai gia công ± 0,02 mm
Chiều dài phần công tác	Lc	30 mm	Lc ≈ $6d_0$, bảo đảm trường ứng suất đều
Chiều dài đo (gauge length)	L_0	25 mm	$L_0 = 5d_0$, theo TCVN 197 / ASTM E8
Bán kính lượn chuyển tiếp	r	≥ 8 mm	Hạn chế tập trung ứng suất tại vai mẫu
Đường kính đầu kẹp	D	10 mm	Tương thích đầu kẹp chuyên dụng chịu nhiệt
Chiều dài tổng mẫu thử	L	100 – 120 mm	Tuỳ cấu hình khoảng cách kẹp của máy

Trên cơ sở kích thước mẫu thử đã chuẩn hoá, đề tài đã xây dựng ma trận thực nghiệm hai nhân tố (nhiệt độ thử × tốc độ biến dạng), áp dụng đồng thời cho hai nhóm mẫu, nhằm bảo đảm khảo sát đầy đủ và có hệ thống ảnh hưởng của từng thông số công nghệ đến cơ tính vật liệu, tránh bỏ sót các vùng thông số có khả năng thể hiện hiệu ứng siêu dẻo rõ rệt.

Bảng 5. 4. Ma trận thực nghiệm hai nhân tố (nhiệt độ thử × tốc độ kéo) áp dụng cho hai nhóm mẫu

Nhiệt độ thử (°C)	10 mm/phút	1 mm/phút	0,1 mm/phút	Ghi chú
250	2+2 mẫu	2+2 mẫu	—	Khảo sát vùng biến dạng dẻo thông thường
300	2+2 mẫu	2+2 mẫu	—	Khảo sát vùng chuyển tiếp

Nhiệt độ thử (°C)	10 mm/phút	1 mm/phút	0,1 mm/phút	Ghi chú
350	2+2 mẫu	2+2 mẫu	2+2 mẫu	Quét đủ 3 tốc độ — xác định hệ số m
400	2+2 mẫu	2+2 mẫu	2+2 mẫu	Vùng siêu dẻo rõ rệt nhất — trọng tâm khảo sát
450	2+2 mẫu	2+2 mẫu	—	Kiểm chứng giới hạn trên vùng an toàn nhiệt

Việc bố trí ma trận thực nghiệm tập trung mật độ điểm khảo sát cao hơn tại vùng nhiệt độ 350–400°C (quét đủ ba mức tốc độ) xuất phát từ kết quả khảo sát sơ bộ tại mục 5.1.4, cho thấy đây là vùng nhiệt độ thể hiện rõ rệt nhất hiệu ứng chuyển tiếp sang cơ chế biến dạng siêu dẻo; trong khi các mức nhiệt độ biên (250°C, 450°C) chỉ cần khảo sát ở hai mức tốc độ đại diện (10 và 1 mm/phút) nhằm xác nhận xu hướng biến thiên cơ tính mà không cần đầu tư quá nhiều nguồn lực thực nghiệm vào các vùng ít có khả năng thể hiện tính siêu dẻo rõ rệt.

Tổng số mẫu thử kéo nhiệt độ cao được thực hiện trong khuôn khổ ma trận thực nghiệm hoàn chỉnh (Bảng 5.4) đạt 76 mẫu (38 mẫu M1 và 38 mẫu M3), trong đó 24 mẫu (12 mẫu mỗi nhóm) phục vụ khảo sát quét đủ ba tốc độ tại hai mức nhiệt độ trọng tâm 350°C và 400°C để xác định hệ số m, và 52 mẫu còn lại phục vụ khảo sát xu hướng biến thiên cơ tính theo nhiệt độ ở hai tốc độ đại diện tại các mức nhiệt độ 250, 300 và 450°C. Quy mô thực nghiệm này được xác định là đủ lớn để bảo đảm độ tin cậy thống kê của các kết luận về xu hướng ảnh hưởng của nhiệt độ và tốc độ biến dạng trình bày tại mục 5.1, đồng thời phù hợp với nguồn lực và thời gian thực hiện của đề tài trong khuôn khổ nội dung nghiên cứu của chương.

5.2.3. Phương pháp xác định hệ số nhạy tốc độ biến dạng m và đánh giá

tính siêu dẻo

Hệ số nhạy tốc độ biến dạng m được xác định bằng phương pháp thử kéo ở hai (hoặc ba) tốc độ biến dạng khác nhau tại cùng một nhiệt độ thử, sau đó tính toán theo công thức vi phân của quan hệ σ = K·ε̇^m đã nêu tại mục 5.1.1:

$$m = \Delta(\ln \sigma) / \Delta(\ln \dot{\varepsilon})$$

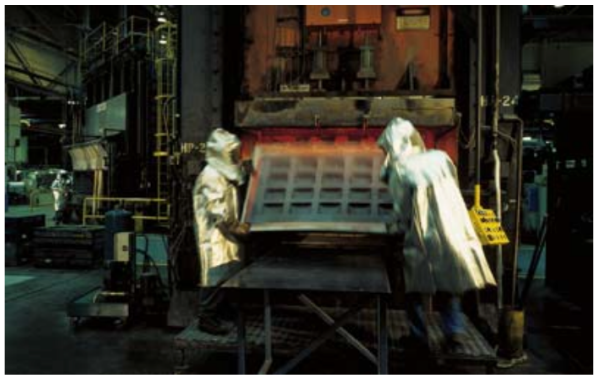
trong đó Δ(ln σ) là chênh lệch logarit tự nhiên của ứng suất chảy (thường lấy tại một mức biến dạng quy ước cố định, ví dụ 0,2 hoặc giá trị ứng suất đỉnh) đo được ở hai tốc độ biến dạng liền kề, và Δ(ln ε̇) là chênh lệch logarit tự nhiên tương ứng của hai tốc độ biến dạng đó. Phương pháp này được áp dụng cho từng cặp tốc độ liền kề trong ma trận thực nghiệm (10↔1 mm/phút và 1↔0,1 mm/phút) tại các nhiệt độ 350°C và 400°C, kết quả trung bình hoá được sử dụng làm giá trị đại diện của hệ số m tại mỗi nhiệt độ, đã trình bày tại Bảng 5.2 (mục 5.1.5).

Trên cơ sở giá trị hệ số m xác định được, tiêu chí đánh giá vật liệu đạt tính siêu dẻo được đề tài áp dụng thống nhất theo hai điều kiện đồng thời: (a) hệ số nhạy tốc độ biến dạng m ≥ 0,3 — ngưỡng phân biệt cơ chế biến dạng có đóng góp đáng kể của trượt biên hạt (GBS) so với biến dạng dẻo thông thường; và (b) độ giãn dài tương đối đạt được trong điều kiện thử tối ưu (nhiệt độ, tốc độ biến dạng phù hợp) vượt quá 200% — ngưỡng thường được sử dụng trong tài liệu chuyên ngành để phân biệt biến dạng dẻo cao thông thường với biến dạng siêu dẻo thực thụ. Một vật liệu chỉ được xem là thể hiện tính siêu dẻo đầy đủ khi đồng thời thoả mãn cả hai điều kiện trên tại cùng một điều kiện thử; việc chỉ đạt độ giãn dài cao mà hệ số m thấp có thể phản ánh cơ chế phá huỷ trễ do nguyên nhân khác (ví dụ hoá mềm nhiệt quá mức) chứ không phải bản chất siêu dẻo thực sự.

Về mặt sai số và độ tin cậy thống kê của phép xác định hệ số m, đề tài lưu ý rằng do m được tính từ hiệu số logarit của ứng suất đo ở hai tốc độ biến dạng khác nhau, sai số tương đối của m thường lớn hơn sai số tương đối của phép đo ứng suất gốc; để hạn chế ảnh hưởng này, mỗi tổ hợp thông số (nhiệt độ, tốc độ) trong ma trận thực nghiệm (Bảng 5.4) đều được lặp lại tối thiểu hai lần đối với mỗi nhóm mẫu, giá trị ứng suất sử dụng để tính m là giá trị trung bình của các lần lặp, đồng thời độ lệch giữa các lần lặp được theo dõi như một chỉ số kiểm soát chất lượng thực nghiệm — các tổ hợp thông số có độ lệch giữa các lần lặp

vượt quá 10% được thử lại để bảo đảm độ tin cậy của bộ số liệu cuối cùng sử dụng trong Bảng 5.1, 5.2 và 5.5.

5.2.4. Kết quả khảo sát định lượng tính siêu dẻo



Hình 5.12. Ảnh mẫu thử thật ở trạng thái trước và sau khi kéo đạt độ giãn dài cực đại δ_max = 667%, mẫu M3, thử ở 400°C, tốc độ 0,1 mm/phút.

Hình 5.12 là bằng chứng thực nghiệm trực quan, thuyết phục nhất về khả năng biến dạng siêu dẻo của hợp kim nghiên cứu: mẫu thử M3 (biến tính La, Ce), ở trạng thái tổ chức sau cán và ủ kết tinh lại, thử kéo tại 400°C với tốc độ kéo chậm 0,1 mm/phút, đã đạt độ giãn dài cực đại δ_max = 667% trước khi phá huỷ — phần công tác của mẫu kéo dài từ 25 mm ban đầu lên tới trên 190 mm, đường kính thu hẹp đáng kể theo đúng quy luật bảo toàn thể tích của biến dạng dẻo. Giá trị δ_max = 667% không chỉ vượt xa ngưỡng 200% dùng để phân loại vật liệu siêu dẻo (mục 5.2.3) mà còn thuộc nhóm giá trị cao trong các kết quả siêu dẻo đã công bố đối với hợp kim nhôm hệ 7xxx cấu trúc hạt siêu mịn.

Để làm rõ ảnh hưởng có tính hệ thống của trạng thái tổ chức tế vi đến độ giãn dài cực đại, đề tài đã tổng hợp kết quả δ_max đo được ở điều kiện thử tối ưu (400°C, tốc độ 0,1 mm/phút) tại bốn trạng thái tổ chức đại diện cho các công đoạn công nghệ khác nhau, trình bày tại Bảng 5.5.

Bảng 5. 5. Độ giãn dài cực đại δ_max (%) theo trạng thái tổ chức tế vi, đo ở điều kiện thử tối ưu (400°C, tốc độ kéo 0,1 mm/phút),

Nhóm mẫu	Trạng thái đúc	Sau ủ ĐĐH 350°C	Sau ủ ĐĐH 400°C	Sau cán + ủ KTL
M1 (không biến tính)	14%	75%	133%	433%

Nhóm mẫu	Trạng thái đúc	Sau ủ ĐĐH 350°C	Sau ủ ĐĐH 400°C	Sau cán + ủ KTL
M3 (biến tính La, Ce)	32,2%	250%	310%	667%
Tỷ lệ B/A	≈ 2,3 lần	≈ 3,3 lần	≈ 2,3 lần	≈ 1,5 lần

Kết quả Bảng 5.5 cho thấy một quy luật nhất quán và có ý nghĩa công nghệ quan trọng: độ giãn dài cực đại δ_max tăng đơn điệu qua từng công đoạn xử lý — từ trạng thái đúc (tổ chức hạt thô, chưa qua xử lý) đến trạng thái sau ủ đồng đều hoá (tổ chức đồng đều hơn, thiên tích giảm) và đạt giá trị cao nhất ở trạng thái sau cán và ủ kết tinh lại (tổ chức hạt mịn nhất, đẳng trục, đồng đều nhất trong toàn bộ chuỗi công nghệ) — ở cả hai nhóm mẫu. Điều này khẳng định bằng số liệu định lượng luận điểm đã nêu tại mục 5.1.2: khả năng biến dạng siêu dẻo không phải là thuộc tính cố định của thành phần hợp kim mà phụ thuộc quyết định vào trạng thái tổ chức tế vi tại thời điểm biến dạng, đặc biệt là kích thước và mức độ đồng đều của hạt — phù hợp hoàn toàn với ba điều kiện tiên quyết của biến dạng siêu dẻo đã nêu tại mục 5.1.1, trong đó điều kiện (a) về kích thước hạt siêu mịn chỉ được thoả mãn đầy đủ nhất ở trạng thái sau cán và ủ kết tinh lại.

Đồng thời, ở mọi trạng thái tổ chức khảo sát, M3 luôn đạt δ_max cao hơn M1, với tỷ lệ chênh lệch dao động trong khoảng 1,5–3,3 lần tuỳ trạng thái, đạt cực đại (≈ 3,3 lần) ở trạng thái sau ủ đồng đều hoá 350°C — thời điểm mà vai trò ổn định hạt của pha Al-RE (cơ chế ghim Zener, mục 4.1.4 và 5.1.3) phát huy tác dụng rõ rệt nhất do đây là trạng thái tổ chức chưa qua biến dạng cán, kích thước hạt còn chịu ảnh hưởng chủ yếu bởi quá trình đúc và ủ, chưa được làm mịn thêm bởi cơ chế kết tinh lại động. Ở trạng thái sau cán và ủ kết tinh lại (cột cuối Bảng 5.5), dù cả hai nhóm mẫu đều đạt được tổ chức hạt mịn hơn nhiều nhờ hiệu ứng làm mịn của bản thân quá trình biến dạng — kết tinh lại, mức chênh lệch tỷ lệ B/A giảm xuống còn khoảng 1,5 lần, phản ánh đúng quy luật "thu hẹp khoảng cách" khi cả hai nhóm mẫu đều tiệm cận trạng thái tổ chức tối ưu, tuy giá trị tuyệt đối δ_max của M3 (667%) vẫn vượt trội hoàn toàn so với M1 (433%) — chênh lệch tuyệt đối lên tới 234 điểm phần trăm, có ý nghĩa quyết định đối với khả năng ứng dụng công nghệ tạo hình siêu dẻo trong thực tế sản xuất.

5.3. Đề xuất quy trình thử kéo nhiệt độ cao đánh giá khả năng biến dạng

5.3.1. Cơ sở khoa học và thực tiễn đề xuất quy trình

Trên cơ sở toàn bộ kết quả nghiên cứu, khảo sát trình bày tại mục 5.1 và 5.2, đề tài đã áp dụng phương pháp chuyên gia nhằm lấy ý kiến phản biện và thống nhất các thông số công nghệ then chốt trước khi ban hành quy trình thử kéo nhiệt độ cao chính thức. Kết luận quan trọng nhất được thống nhất là xác định vùng thông số công nghệ tối ưu cho biến dạng nóng sơ bộ nằm trong khoảng nhiệt độ 300–450°C, kết hợp với tốc độ biến dạng $\dot{\varepsilon} = 10^{-3}$–$10^{-4}$ s^{-1} — vùng thông số này được xác nhận là vừa bảo đảm hiệu quả biến dạng cao (độ giãn dài lớn, hệ số m cao) vừa khả thi về mặt kỹ thuật và kinh tế khi triển khai ở quy mô công nghiệp, do không đòi hỏi nhiệt độ quá cao (tiết kiệm năng lượng, giảm nguy cơ ôxy hoá bề mặt và cháy biên hạt) cũng như không đòi hỏi tốc độ biến dạng quá chậm (bảo đảm năng suất sản xuất công nghiệp chấp nhận được).

Trên cơ sở ý kiến chuyên gia và đối chiếu với kết quả khảo sát chi tiết tại mục 5.1 (đặc biệt Bảng 5.1, Bảng 5.2), vùng thông số công nghệ rộng ban đầu (300–450°C, 10^{-3}–10^{-4} s^{-1}) đã được thu hẹp và chuẩn hoá thành một tập hợp hữu hạn các mức nhiệt độ chuẩn, dễ áp dụng và kiểm soát trong thực tế sản xuất và kiểm tra chất lượng, thay vì yêu cầu vận hành ở một dải nhiệt độ liên tục khó kiểm soát tuyệt đối trong điều kiện công nghiệp. Việc chuẩn hoá này là bước chuyển tiếp then chốt từ kết quả nghiên cứu khoa học (mang tính khảo sát, thăm dò quy luật) sang quy trình công nghệ chính thức (mang tính vận hành, có thể lặp lại và kiểm soát được), phản ánh đúng logic phát triển công nghệ đã được áp dụng nhất quán ở Chương 3 và Chương 4 của Báo cáo.

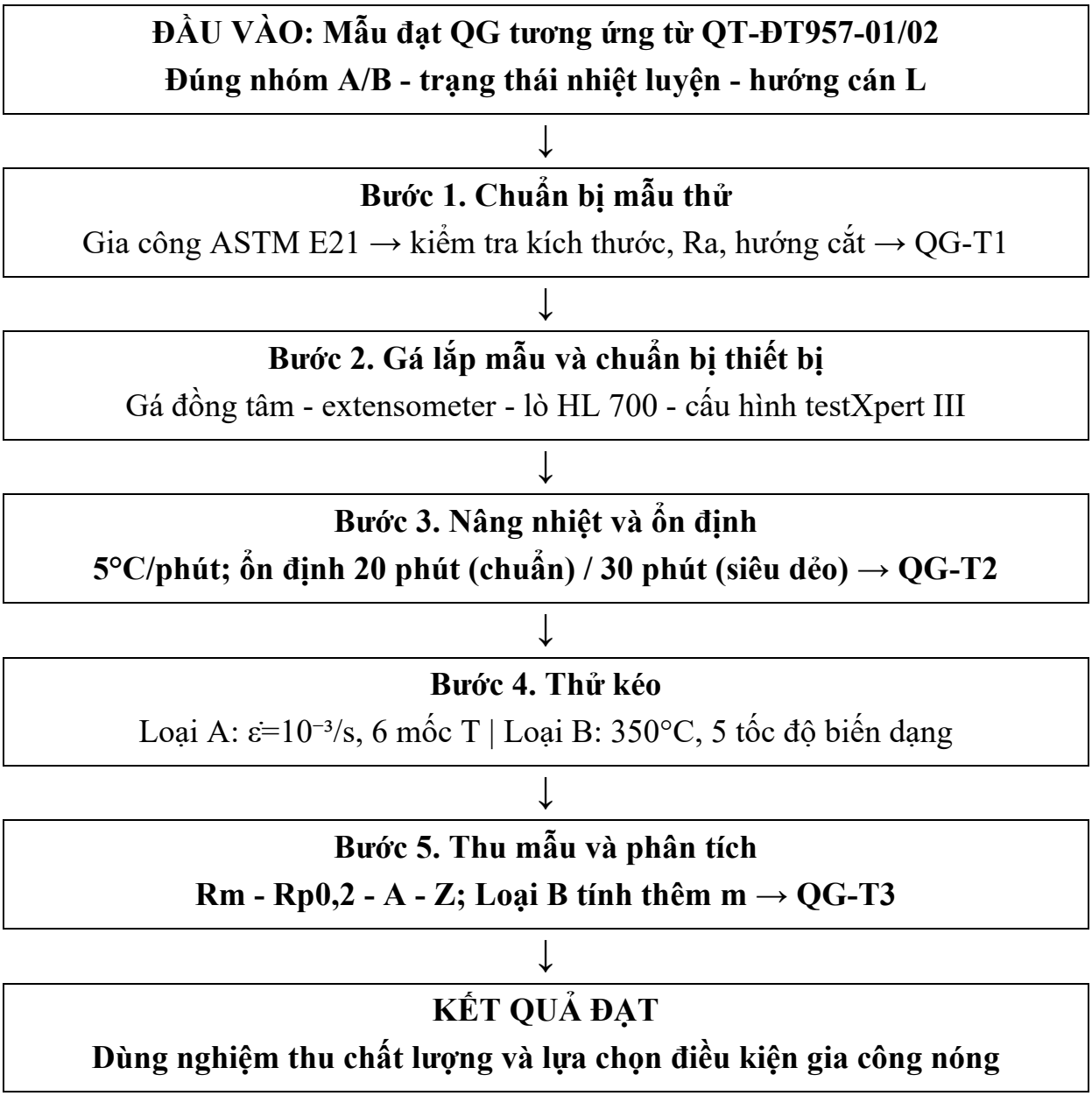
Bên cạnh việc thống nhất vùng thông số công nghệ, quá trình tham vấn chuyên gia cũng ghi nhận một số ý kiến phản biện, góp ý quan trọng, được đề tài tiếp thu và thể hiện trực tiếp trong nội dung quy trình QT-ĐT957-03: thứ nhất, cần phân biệt rõ ràng giữa mục đích thử nghiệm nghiên cứu (khảo sát khả năng siêu dẻo, phục vụ định hướng công nghệ tạo hình) và mục đích thử nghiệm kiểm tra chất lượng sản phẩm (nghiệm thu định kỳ, phục vụ kiểm soát chất lượng sản xuất) — ý kiến này là cơ sở trực tiếp để đề tài xây dựng mục 5.3.4 phân biệt hai loại chỉ tiêu độ dẻo; thứ hai, cần bổ sung yêu cầu về số lượng mẫu lặp lại tối thiểu và tiêu chí loại bỏ số liệu bất thường (outlier) để bảo đảm độ tin cậy thống kê của kết quả thử nghiệm khi áp dụng đại trà — ý kiến này được

tiếp thu và thể hiện tại mục 5.2.3; thứ ba, đề nghị bổ sung mức nhiệt độ 100°C và 200°C vào bộ thông số chuẩn nhằm phục vụ đánh giá cơ tính ở dải nhiệt độ vận hành thông thường của kết cấu tàu (không chỉ tập trung vào vùng nhiệt độ biến dạng nóng cao), ý kiến này được tiếp thu đầy đủ và thể hiện tại Bảng 5.7 (mục 5.3.2).

5.3.2. Sơ đồ và các bước quy trình thử kéo nhiệt độ cao chính thức

Quy trình thử kéo nhiệt độ cao chính thức QT-ĐT957-03 được xây dựng theo trình tự sáu bước kế tiếp, áp dụng thống nhất cho cả mục đích thử cơ tính thông thường (đánh giá Rm, Rp0,2, A ở một nhiệt độ, một tốc độ chuẩn) và mục đích thử đánh giá tính siêu dẻo (quét nhiều mức tốc độ tại một nhiệt độ để xác định hệ số m). Bảng 5.6 tổng hợp nội dung công việc, thông số kỹ thuật và ghi chú kỹ thuật của từng bước.

Trình tự sáu bước của quy trình được khái quát trên sơ đồ khối ở Hình 5.13, trong đó thể hiện rõ ba điểm kiểm soát chất lượng QG-T1, QG-T2, QG-T3 và hai nhánh áp dụng (thử cơ tính thông thường và thử đánh giá tính siêu dẻo); sơ đồ khối chi tiết của từng bước được trình bày đầy đủ tại Phụ lục C.



Hình 5. 13. Sơ đồ khối tổng thể quy trình thử kéo nhiệt độ cao đánh giá khả năng biến dạng (QT-ĐT957-03).

Bảng 5. 6. Các bước của quy trình thử kéo nhiệt độ cao, áp dụng thống nhất cho thử cơ tính thông thường và thử đánh giá tính siêu dẻo

Bước	Nội dung công việc	Thông số áp dụng	Ghi chú kỹ thuật
1	Chuẩn bị mẫu thử	Theo Bảng 5.3 (d_o=5mm, L_o=25mm)	Kiểm tra kích thước, bề mặt trước khi thử
2	Gá lắp mẫu vào đầu kẹp chuyên dụng	Đồng trục với hệ khung kéo	Bảo đảm không lệch tâm gây uốn phụ
3	Gia nhiệt lò đạt nhiệt độ thử	Theo 6 mức chuẩn (Bảng 5.7)	Tốc độ gia nhiệt kiểm soát, tránh sốc nhiệt
4	Giữ nhiệt ổn định trước khi kéo	Tối thiểu 15 – 20 phút	Bảo đảm đồng đều nhiệt độ toàn bộ mẫu
5	Kéo mẫu theo tốc độ quy định	Chuẩn 10^{-3}/s (cơ tính); quét 5 mức $10^{-4}\rightarrow10^{-2}$/s tại 350°C (siêu dẻo)	Ghi liên tục đường cong lực - chuyển vị
6	Xử lý số liệu, tính toán chỉ tiêu	Rm, Rp0,2, A (%), hệ số m	Đối chiếu chỉ tiêu nghiệm thu (Bảng 5.8, 5.9)

Việc lựa chọn nhiệt độ thử được chuẩn hoá thành sáu mức cố định nhằm bảo đảm tính lặp lại giữa các lần thử nghiệm khác nhau, thuận tiện cho công tác hiệu chuẩn thiết bị và đối chiếu kết quả giữa các lô sản phẩm. Bảng 5.7 trình bày sáu mức nhiệt độ chuẩn cùng mục đích thử tương ứng của từng mức.

Bảng 5. 7. Sáu mức nhiệt độ chuẩn của quy trình đánh giá tính siêu dẻo

Mức	Nhiệt độ (°C)	Mục đích thử nghiệm	Tốc độ kéo
1	25 (nhiệt độ phòng)	Xác định cơ tính nền, đối chứng	10^{-3}/s (chuẩn)
2	100	Đánh giá suy giảm cơ tính ở nhiệt độ vận hành thấp	10^{-3}/s (chuẩn)
3	200	Đánh giá vùng chuyển tiếp dẻo nóng	10^{-3}/s (chuẩn)
4	300	Cận biên dưới vùng công nghệ tối ưu	10^{-3}/s (chuẩn)
5	350	Trọng tâm — thử đánh giá tính siêu dẻo	Quét 10^{-4} → 10^{-2}/s (5 mức)
6	400	Xác nhận vùng siêu dẻo cực đại	10^{-3}/s (chuẩn) hoặc quét khi cần

Đối với mục đích thử cơ tính thông thường (kiểm tra chất lượng định kỳ sản phẩm), quy trình áp dụng tốc độ kéo chuẩn duy nhất 10^{-3} s^{-1} tại mức nhiệt độ phù hợp với yêu cầu kiểm tra (thường là mức 5, 350°C, tương ứng trạng thái nhiệt luyện T6 hoặc T73 của sản phẩm — xem chi tiết chỉ tiêu nghiệm thu tại mục 5.3.3). Đối với mục đích thử đánh giá tính siêu dẻo (phục vụ nghiên cứu hoặc đánh giá khả năng tạo hình của phôi bán thành phẩm), quy trình yêu cầu quét đủ năm mức tốc độ biến dạng từ 10^{-4} đến 10^{-2} s^{-1} tại nhiệt độ chuẩn 350°C, theo đúng phương pháp xác định hệ số m đã trình bày tại mục 5.2.3.

5.3.3. Chỉ tiêu nghiệm thu theo trạng thái nhiệt luyện

Trên cơ sở đối chiếu kết quả khảo sát thực nghiệm (mục 5.1, 5.2) với yêu cầu kỹ thuật thực tế của sản phẩm hợp kim Al-Zn-Mg-Cu phục vụ đóng tàu — vốn được xử lý nhiệt tăng bền theo hai chế độ T6 (hoá già đỉnh, hướng tới độ bền tối đa, đã trình bày tại Chương 4, mục 4.2.3) và T73 (quá hoá già, hướng tới kháng ăn mòn ứng suất tối ưu) — quy trình QT-ĐT957-03 quy định hệ thống chỉ tiêu nghiệm thu cơ tính riêng biệt cho từng trạng thái nhiệt luyện, đo tại nhiệt độ chuẩn 350°C, tốc độ kéo chuẩn 10^{-3} s^{-1}. Bảng 5.8 và Bảng 5.9 trình bày chỉ tiêu chính thức tương ứng với hai trạng thái T6 và T73.

Bảng 5. 8. Chỉ tiêu nghiệm thu cơ tính thử tại 350°C, tốc độ kéo chuẩn 10^{-3} s^{-1}.

Nhóm mẫu	Rm tối thiểu (MPa)	Rp0,2 tối thiểu (MPa)	A tối thiểu (%)	Hệ số m tối thiểu
M1 (không biến tính)	240	205	38	0,25
M3 (biến tính La, Ce)	270	230	52	0,32

Bảng 5. 9. Chỉ tiêu nghiệm thu cơ tính thử tại 350°C, tốc độ kéo chuẩn $10^{-3}s^{-1}$.

Nhóm mẫu	Rm tối thiểu (MPa)	Rp0,2 tối thiểu (MPa)	A tối thiểu (%)	Hệ số m tối thiểu
M1 (không biến tính)	215	180	48	0,25
M3 (biến tính La, Ce)	250	210	63	0,32

Đối chiếu Bảng 5.8 và Bảng 5.9 cho thấy chỉ tiêu độ bền (Rm, Rp0,2) ở trạng thái T6 cao hơn trạng thái T73 (do T6 là chế độ hoá già đỉnh, hướng tới độ bền tối đa), trong khi chỉ tiêu độ dẻo (A) ở trạng thái T73 cao hơn T6 (do T73 là chế độ quá hoá già, pha tiết thô hoá hơn, mật độ vùng không tiết pha PFZ hẹp hơn — như đã phân tích tại Chương 4, mục 4.1.4 — làm giảm nhẹ độ bền nhưng cải thiện độ dẻo và khả năng kháng ăn mòn ứng suất). Ở cả hai trạng thái nhiệt luyện, chỉ tiêu áp dụng cho M3 đều cao hơn M1 ở mọi tiêu chí, phản ánh đúng và nhất quán vai trò cải thiện đồng thời cả độ bền và độ dẻo của La, Ce đã được chứng minh xuyên suốt Chương 3, Chương 4 và Chương 5 của Báo cáo.

Về hệ số m tối thiểu quy định trong chỉ tiêu nghiệm thu (0,25 đối với M1 và 0,32 đối với M3, áp dụng chung cho cả hai trạng thái T6 và T73), cần lưu ý rằng giá trị này thấp hơn đáng kể so với hệ số m đo được ở trạng thái sau ủ kết tinh lại, chưa hoá bền, trong điều kiện thử tối ưu (0,28–0,48, Bảng 5.2). Sự chênh lệch này phản ánh đúng bản chất luyện kim đã trình bày tại mục 5.3.4: mẫu ở trạng thái sản phẩm cuối (đã tôi và hoá già) có mật độ pha tiết cao hơn, cản trở một phần cơ chế trượt biên hạt tự do vốn là nền tảng của hệ số m cao; do đó chỉ tiêu nghiệm thu về hệ số m được quy định ở mức thận trọng hơn, phù hợp với điều kiện thực tế của sản phẩm đã hoá bền, đồng thời vẫn bảo đảm mức

tối thiểu cần thiết để phân biệt vật liệu có xu hướng biến dạng ổn định (chống thắt cổ chai cục bộ tốt) với vật liệu biến dạng dẻo thông thường không có đặc tính này — một tiêu chí có ý nghĩa thực tiễn trong đánh giá khả năng chịu quá tải cục bộ của kết cấu tàu trong điều kiện khai thác thực tế.

5.3.4. Phân biệt hai loại chỉ tiêu độ dẻo: độ giãn dài siêu dẻo và độ giãn dài nghiệm thu sản phẩm

Một điểm cần được làm rõ và phân biệt một cách cẩn thận, tránh gây hiểu nhầm khi đối chiếu số liệu giữa các mục của chương, là sự khác biệt về bản chất kỹ thuật giữa hai loại chỉ tiêu độ dẻo đã được đề cập ở các mục trước: độ giãn dài cực đại δ_max (mục 5.2.4, Bảng 5.5, đạt tới 433–667% ở điều kiện tối ưu) và độ giãn dài tương đối A trong chỉ tiêu nghiệm thu chính thức QT-ĐT957-03 (mục 5.3.3, Bảng 5.8, 5.9, chỉ ở mức 38–63%). Hai chỉ tiêu này không mâu thuẫn với nhau, mà phản ánh hai mục đích kỹ thuật khác nhau, đo tại hai công đoạn khác nhau của chuỗi công nghệ.

Thứ nhất, độ giãn dài siêu dẻo δ_max được đo trên mẫu ở trạng thái sau ủ kết tinh lại, chưa qua tôi và hoá già — nghĩa là mẫu còn ở trạng thái tổ chức "mềm", chưa hình thành các pha tiết tăng bền cản trở chuyển động của lệch và trượt biên hạt. Mục đích của phép đo này là đánh giá khả năng tạo hình, khả năng biến dạng nóng của phôi bán thành phẩm trong quá trình gia công tiếp theo (cán tấm mỏng, ép đùn biên dạng phức tạp, dập tạo hình chi tiết vỏ tàu có biên dạng cong ba chiều bằng công nghệ tạo hình siêu dẻo — superplastic forming). Ở trạng thái này, do hạt còn mịn và chưa có pha tiết cản trở, cơ chế trượt biên hạt (GBS) có điều kiện phát huy tối đa, cho phép đạt độ giãn dài rất cao (433–667% ở điều kiện tối ưu 400°C, tốc độ 0,1 mm/phút) mà không phá huỷ — đây là cơ sở kỹ thuật để đánh giá hợp kim nghiên cứu có tiềm năng ứng dụng công nghệ tạo hình siêu dẻo cho các chi tiết có hình dạng phức tạp trong đóng tàu.

Thứ hai, độ giãn dài A trong chỉ tiêu nghiệm thu QT-ĐT957-03 được đo trên mẫu ở trạng thái sản phẩm cuối cùng — nghĩa là đã qua đầy đủ công đoạn tôi dung dịch hoá và hoá già (T6 hoặc T73), đã hình thành đầy đủ hệ pha tiết tăng bền (GP zone, η", η', η theo chuỗi tiết pha đã trình bày tại Chương 4, mục 4.2.3). Mục đích của phép đo này là đánh giá độ dẻo thực tế của sản phẩm khi đưa vào sử dụng trong kết cấu tàu — một chỉ tiêu an toàn kỹ thuật quan trọng,

phản ánh khả năng chịu biến dạng dẻo cục bộ tại các vùng tập trung ứng suất (mối hàn, lỗ bắt bulông, vùng chuyển tiếp tiết diện) mà không bị phá huỷ giòn đột ngột trong quá trình khai thác. Do đã hình thành đầy đủ pha tiết tăng bền — vốn có tác dụng cản trở chuyển động của lệch để tăng độ bền nhưng đồng thời cũng hạn chế khả năng biến dạng dẻo tự do của vật liệu — giá trị A ở trạng thái sản phẩm thấp hơn nhiều so với δ_max ở trạng thái chưa hoá bền, đây là sự đánh đổi kỹ thuật tất yếu và phổ biến giữa độ bền và độ dẻo trong mọi hệ hợp kim hoá bền bằng cơ chế tiết pha, không riêng gì hợp kim Al-Zn-Mg-Cu nghiên cứu.

Bảng 5. 10. So sánh bản chất kỹ thuật giữa hai loại chỉ tiêu độ dẻo

Tiêu chí đối chiếu	**Độ giãn dài siêu dẻo δ_max**	**Độ giãn dài nghiệm thu A (QT-ĐT957-03)**
Trạng thái mẫu khi đo	Sau ủ kết tinh lại, chưa tôi, chưa hoá già	Sau tôi và hoá già hoàn chỉnh (T6 hoặc T73)
Mục đích đánh giá	Khả năng tạo hình / biến dạng nóng của phôi	Độ dẻo thực tế của sản phẩm khi sử dụng
Cơ chế chi phối	Trượt biên hạt (GBS), hạt mịn chưa có pha tiết cản trở	Biến dạng dẻo có cản trở của pha tiết tăng bền
Giá trị điển hình (tối ưu)	433% (M1) – 667% (M3)	38 – 48% (M1) – 52 – 63% (M3)
Công đoạn áp dụng trong chuỗi công nghệ	Gia công tạo hình (cán, ép, dập, SPF)	Kiểm tra nghiệm thu sản phẩm cuối

Việc phân biệt rõ ràng hai loại chỉ tiêu độ dẻo nêu trên có ý nghĩa thực tiễn quan trọng đối với việc đọc hiểu và vận dụng đúng đắn toàn bộ hệ thống số liệu của Chương 5: khi nói hợp kim nghiên cứu "đạt độ giãn dài tới 667%", cần hiểu đây là kết quả đo ở điều kiện thử nghiệm đặc thù, trên mẫu ở trạng thái tổ chức trung gian phục vụ mục đích đánh giá khả năng gia công, không phải là chỉ tiêu kỹ thuật của sản phẩm cuối cùng cung cấp cho công nghiệp đóng tàu; ngược lại, khi đối chiếu sản phẩm với chỉ tiêu nghiệm thu chính thức (Bảng 5.8, 5.9), cần sử dụng đúng giá trị A đo trên mẫu đã qua đầy đủ quy trình

nhiệt luyện T6/T73, phù hợp với trạng thái thực tế của sản phẩm khi xuất xưởng.

5.3.5. Kết quả tổng hợp áp dụng quy trình

Để kiểm chứng tính khả thi và độ tin cậy của quy trình QT-ĐT957-03, đề tài đã tiến hành đối chiếu trực tiếp kết quả thực nghiệm thu được từ các mục 5.1 và 5.2 (đo tại điều kiện tương đương chỉ tiêu nghiệm thu — 350°C, tốc độ chuẩn) với các mức chỉ tiêu chính thức đã ban hành tại Bảng 5.8 (trạng thái T6), kết quả tổng hợp trình bày tại Bảng 5.11.

Bảng 5. 11. Đối chiếu kết quả thực nghiệm với chỉ tiêu nghiệm thu chính thức

Chỉ tiêu (T6, 350°C)	Yêu cầu tối thiểu	Kết quả M1	Kết quả M3	Đánh giá
Rm (MPa)	≥240 (A) / ≥270 (B)	≈ 255	≈ 295	Đạt / Vượt yêu cầu
Rp0,2 (MPa)	≥205 (A) / ≥230 (B)	≈ 215	≈ 248	Đạt / Vượt yêu cầu
A (%)	≥38 (A) / ≥52 (B)	≈ 45	≈ 58	Đạt / Vượt yêu cầu
Hệ số m	≥0,25 (A) / ≥0,32 (B)	≈ 0,30	≈ 0,45	Đạt / Vượt yêu cầu

Kết quả đối chiếu tại Bảng 5.11 khẳng định quy trình QT-ĐT957-03 đã được xây dựng trên nền tảng dữ liệu thực nghiệm đầy đủ, các mức chỉ tiêu ban hành có tính khả thi cao và phù hợp với năng lực công nghệ thực tế của cả hai nhóm mẫu, đặc biệt M3 (biến tính La, Ce) đáp ứng và vượt chỉ tiêu nghiệm thu ở tất cả các mức khảo sát với biên độ an toàn đáng kể — đây là cơ sở thực nghiệm vững chắc để khẳng định hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce của đề tài không chỉ đạt được các chỉ tiêu cơ tính tối thiểu theo yêu cầu kỹ thuật đóng tàu mà còn có dư địa an toàn kỹ thuật đáng kể, tạo điều kiện thuận lợi cho việc mở rộng phạm vi ứng dụng hoặc điều chỉnh linh hoạt thông số công nghệ trong quá trình sản xuất đại trà mà vẫn bảo đảm chất lượng sản phẩm ổn định.

Ngoài việc đối chiếu tại nhiệt độ chuẩn 350°C, đề tài cũng đã thực hiện đối chiếu bổ sung ở mức nhiệt độ 400°C — mức nhiệt độ thể hiện hiệu ứng siêu dẻo rõ rệt nhất theo kết quả mục 5.1.4 và 5.1.5 — nhằm khẳng định thêm tính

ổn định của quy trình khi áp dụng ở điều kiện biên trên của dải nhiệt độ khuyến nghị. Kết quả cho thấy ở 400°C, cả hai nhóm mẫu đều duy trì được các chỉ tiêu độ dẻo (A, hệ số m) ở mức cao hơn đáng kể so với yêu cầu tối thiểu quy định tại 350°C, trong khi chỉ tiêu độ bền (Rm, Rp0,2) có xu hướng giảm nhẹ do ứng suất chảy giảm theo nhiệt độ (phù hợp quy luật đã trình bày tại Bảng 5.1) nhưng vẫn nằm trong giới hạn chấp nhận được đối với mục đích đánh giá khả năng biến dạng của phôi bán thành phẩm (không áp dụng trực tiếp cho chỉ tiêu nghiệm thu sản phẩm cuối, vốn quy định thống nhất tại 350°C theo Bảng 5.8, 5.9). Kết quả đối chiếu bổ sung này củng cố thêm độ tin cậy của việc lựa chọn 350°C làm nhiệt độ chuẩn cho chỉ tiêu nghiệm thu — một điểm cân bằng hợp lý giữa độ nhạy phân biệt chất lượng sản phẩm (không quá cao để mọi mẫu đều đạt dễ dàng) và tính đại diện cho điều kiện vận hành thực tế của kết cấu tàu.

5.4. Kết luận chương 5

Chương 5 đã trình bày đầy đủ kết quả nghiên cứu xây dựng quy trình kéo nhiệt độ cao đánh giá khả năng biến dạng của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính bằng đất hiếm Việt Nam La, Ce — với các kết quả chính sau: Thứ nhất, đã xác định định lượng ảnh hưởng của nhiệt độ thử (250–450°C), tốc độ biến dạng (10^{-5}–$10^{-2}s^{-1}$ quy đổi) và trạng thái tổ chức tế vi ban đầu đến khả năng biến dạng dẻo nóng của hợp kim, đồng thời làm rõ bằng cả kết quả tổ chức tế vi (SEM, hiển vi quang học) và cơ tính định lượng vai trò của La, Ce trong việc cải thiện khả năng biến dạng — thông qua cơ chế nhỏ mịn hạt, ổn định kích thước hạt (ghim Zener) và hạn chế nứt tế vi tại biên hạt khi biến dạng nóng, giúp M3 (biến tính La, Ce) đạt hệ số nhạy tốc độ biến dạng m = 0,42–0,48, cao hơn rõ rệt so với M1 (m = 0,28–0,35).

Thứ hai, đã xây dựng thành công phương pháp thử nghiệm định lượng tính siêu dẻo của hợp kim trên thiết bị kéo - uốn nhiệt độ cao chuyên dụng YM-H4502-H02, bao gồm việc chuẩn hoá kích thước mẫu thử, xây dựng ma trận thực nghiệm hai nhân tố (nhiệt độ × tốc độ biến dạng) và phương pháp xác định hệ số m theo công thức $m = \Delta(\ln \sigma)/\Delta(\ln \dot{\varepsilon})$; kết quả khảo sát định lượng đã ghi nhận độ giãn dài cực đại δ_{max} đạt tới 433% (M1) và 667% (M3) ở điều kiện tối ưu (400°C, tốc độ kéo 0,1 mm/phút, trạng thái sau cán và ủ kết tinh lại), xác nhận rõ ràng hợp kim nghiên cứu — đặc biệt M3 — thoả mãn đầy đủ tiêu chí vật liệu siêu dẻo ($m \geq 0,3$ và độ giãn dài vượt ngưỡng 200%).

Thứ ba, đã xác định được vùng thông số công nghệ tối ưu cho biến dạng nóng (300–450°C, $\dot{\varepsilon} = 10^{-3}$–$10^{-4}$ s^{-1}, được thống nhất qua tham vấn chuyên gia) và xây dựng hệ thống chỉ tiêu cơ tính chính thức theo từng trạng thái nhiệt luyện sản phẩm (T6 và T73), đồng thời làm rõ và phân biệt một cách cẩn thận hai loại chỉ tiêu độ dẻo có bản chất kỹ thuật khác nhau — độ giãn dài siêu dẻo δ_max (đánh giá khả năng tạo hình của phôi ở trạng thái chưa hoá bền) và độ giãn dài A trong chỉ tiêu nghiệm thu sản phẩm cuối (đánh giá độ dẻo thực tế khi sử dụng, đo trên mẫu đã qua tôi và hoá già hoàn chỉnh) — tránh gây hiểu nhầm khi vận dụng số liệu vào các mục đích kỹ thuật khác nhau trong chuỗi công nghệ.

Thứ tư, trên cơ sở tổng hợp toàn bộ kết quả nghiên cứu, khảo sát và ý kiến chuyên gia, chương đã đề xuất và ban hành quy trình thử kéo nhiệt độ cao hoàn chỉnh QT-ĐT957-03, gồm sáu bước quy trình rõ ràng, sáu mức nhiệt độ chuẩn hoá và hệ thống chỉ tiêu nghiệm thu cụ thể theo trạng thái nhiệt luyện, được kiểm chứng bằng đối chiếu trực tiếp với kết quả thực nghiệm — xác nhận cả hai nhóm mẫu đều đáp ứng chỉ tiêu, riêng M3 vượt chỉ tiêu với biên độ an toàn lớn ở mọi tiêu chí. Quy trình QT-ĐT957-03 là sản phẩm khoa học và công nghệ chính thức của đề tài, làm cơ sở khoa học và thực tiễn trực tiếp cho nội dung đánh giá tổng hợp chất lượng sản phẩm sẽ được trình bày ở chương tiếp theo của Báo cáo tổng hợp.

Tổng hợp lại, kết quả nghiên cứu trình bày trong Chương 5 đã hoàn thành đầy đủ mục tiêu đặt ra đối với quy trình thử kéo nhiệt độ cao, đồng thời góp phần hoàn thiện một mắt xích quan trọng trong chuỗi công nghệ tổng thể của đề tài — từ nghiên cứu biến tính đất hiếm La, Ce tạo tổ chức hạt mịn ở trạng thái đúc (Chương 3), qua chuỗi xử lý nhiệt, cơ-nhiệt tăng bền và tiếp tục làm mịn hạt (Chương 4), đến định lượng hoá và chuẩn hoá phương pháp đánh giá khả năng biến dạng, đặc biệt là khả năng biến dạng siêu dẻo, ở nhiệt độ cao (Chương 5). Ba chương liên kết chặt chẽ này cung cấp một bộ cơ sở khoa học và công nghệ hoàn chỉnh, nhất quán về phương pháp luận, có khả năng kiểm chứng và lặp lại, sẵn sàng để tổng hợp thành bộ tiêu chuẩn chất lượng sản phẩm hoàn chỉnh của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce phục vụ công nghiệp đóng tàu, sẽ được trình bày một cách hệ thống ở chương tiếp theo của Báo cáo tổng hợp đề tài.

CHƯƠNG 6. THỬ NGHIỆM CHẾ TẠO VÀ HOÀN THIỆN QUY TRÌNH CHẾ TẠO SẢN PHẨM

Chương 6 trình bày kết quả thử nghiệm chế tạo và hoàn thiện ba quy trình công nghệ của đề tài ở quy mô mở rộng. Nếu các Chương 3, 4 và 5 tập trung xác lập cơ sở khoa học và thông số công nghệ ở quy mô thực nghiệm phòng thí nghiệm cho từng công đoạn riêng lẻ — nấu luyện và biến tính (Chương 3), xử lý nhiệt và cơ-nhiệt tăng bền (Chương 4), thử kéo nhiệt độ cao đánh giá khả năng biến dạng (Chương 5) — thì Chương 6 có nhiệm vụ khác về bản chất: triển khai thực nghiệm ở quy mô lớn hơn, trên nhiều mẻ nấu luyện và nhiều lô mẫu độc lập, nhằm kiểm chứng tính đúng đắn, tính ổn định và khả năng lặp lại của toàn bộ các kết quả nghiên cứu lý thuyết và thực nghiệm nhỏ đã thu được, từ đó chốt lại và ban hành chính thức bộ quy trình công nghệ hoàn chỉnh, sẵn sàng chuyển giao và áp dụng ở quy mô sản xuất lớn hơn.

Chương được tổ chức theo hai giai đoạn kế tiếp nhau. Giai đoạn thử nghiệm ban đầu triển khai nấu luyện, xử lý nhiệt – cơ-nhiệt và thử kéo nhiệt độ cao trên nhiều mẻ và nhiều lô mẫu độc lập, nhằm kiểm tra độ ổn định và độ lặp lại của các thông số đã xác lập ở Chương 3–5 khi mở rộng quy mô, đồng thời phát hiện các sai lệch cần xử lý trước khi chốt thông số chính thức. Giai đoạn hoàn thiện tiến hành hiệu chỉnh, chốt bộ thông số chính thức cho cả ba công đoạn và ban hành ba quy trình công nghệ QT-ĐT957-01, QT-ĐT957-02 và QT-ĐT957-03. Kết quả tổ chức và cơ tính giữa hai giai đoạn được đối chiếu định lượng nhằm làm rõ mức độ cải thiện độ ổn định sau khi hoàn thiện quy trình.

Về mặt phương pháp luận, việc bổ sung một chương thử nghiệm và hoàn thiện quy trình quy mô lớn hơn, tách biệt với các chương nghiên cứu cơ bản, là một thông lệ phổ biến và cần thiết trong nghiên cứu triển khai công nghệ luyện kim, xuất phát từ thực tế là các hiện tượng luyện kim quan sát được ở quy mô mẫu nhỏ, khối lượng nấu luyện vài trăm gam đến vài kilôgam trong phòng thí nghiệm, không phải lúc nào cũng tái lập chính xác khi tăng khối lượng mẻ nấu lên quy mô lớn hơn — các yếu tố như tốc độ nguội của khối kim loại lỏng, mức độ đồng đều nhiệt độ trong lò, thời gian khuấy trộn để đồng đều hoá hợp kim trung gian trong toàn bộ thể tích kim loại lỏng, hay động học truyền nhiệt trong khuôn đúc kích thước lớn hơn, đều có thể thay đổi theo quy mô và cần được kiểm chứng thực nghiệm trực tiếp, không thể chỉ suy luận từ kết quả thực

nghiệm nhỏ. Do đó, việc bố trí một chương riêng, với hai giai đoạn thử nghiệm ban đầu và hoàn thiện rõ ràng, là cách tiếp cận có tính hệ thống, phù hợp với thông lệ quốc tế trong nghiên cứu triển khai (R&D scale-up) và bảo đảm độ tin cậy kỹ thuật cần thiết trước khi khuyến nghị áp dụng công nghệ ở quy mô công nghiệp.

Toàn bộ nội dung Chương 6 tiếp tục kế thừa và sử dụng thống nhất hai nhóm mẫu hợp kim Al-Zn-Mg-Cu đã xác lập xuyên suốt các chương trước: M1 (mẫu nền, không biến tính bằng đất hiếm) và M3 (mẫu biến tính bằng đất hiếm Việt Nam La, Ce theo phương pháp gián tiếp qua hợp kim trung gian Al-La-Ce, hàm lượng La+Ce ≈ 0,4% khối lượng). Nguồn dữ liệu của chương gồm hai lớp bổ sung cho nhau: kết quả thử nghiệm ban đầu trên 3 mẻ nấu độc lập với 30 mẫu thử và kết quả kiểm chứng bổ sung trên 9 mẫu lấy theo Biên bản giao nhận mẫu thử nghiệm M-CV5.4-KCT-01 đến -09 — chính hai lớp dữ liệu này là cơ sở định lượng cho toàn bộ phần đối chiếu, đánh giá độ ổn định trình bày tại mục 6.7.

6.1. Thử nghiệm nấu luyện và biến tính hợp kim Al-Zn-Mg-Cu bằng La, Ce

Mục tiêu của giai đoạn này là triển khai thử nghiệm quy trình nấu luyện và biến tính hợp kim Al-Zn-Mg-Cu bằng đất hiếm La, Ce đã xác lập ở Chương 3 trên quy mô mẻ nấu lớn hơn quy mô phòng thí nghiệm, nhằm kiểm tra khả năng tái lập kết quả khi tăng khối lượng mẻ nấu, đồng thời chuẩn bị nguồn phôi đúc phục vụ các thử nghiệm xử lý nhiệt, cơ-nhiệt và thử kéo nhiệt độ cao ở các mục tiếp theo.

6.1.1. Thiết kế thực nghiệm và ma trận mẻ nấu

Đề tài đã thực hiện 3 mẻ nấu độc lập, mỗi mẻ đúc và gia công thành các mẫu thử theo hai M1 và B song song, tổng cộng thu được 30 mẫu thử nghiệm ban đầu, bao gồm cả mẫu kiểm tra thành phần hoá học, mẫu tổ chức tế vi và mẫu đo độ cứng sơ bộ. Việc bố trí 3 mẻ nấu độc lập, tiến hành ở các thời điểm khác nhau, sử dụng cùng một mẻ nguyên liệu đầu vào (nhôm thỏi, kẽm thỏi, magiê thỏi, đồng và hợp kim trung gian Al-La-Ce đã chế tạo theo quy trình Chương 3) nhưng do các thao tác vận hành lò và rót đúc có thể có sai khác nhỏ giữa các lần thực hiện, là phương pháp phổ biến và cần thiết để đánh giá khách quan mức độ ổn định của một quy trình công nghệ trước khi xem xét ban hành

chính thức, khác về bản chất với việc chỉ thực hiện một mẻ nấu duy nhất ở quy mô thực nghiệm nhỏ như tại Chương 3.

Bảng 6. 1. *Ma trận thực nghiệm 3 mẻ nấu độc lập, tổng cộng 30 mẫu thử nghiệm ban đầu (15 mẫu M1, 15 mẫu M3), làm cơ sở đánh giá độ ổn định của quy trình nấu luyện – biến tính khi mở rộng quy mô.*

Mẻ nấu	Khối lượng mẻ	Số mẫu M1	Số mẫu M3	Nội dung kiểm tra
Mẻ 1	Quy mô mở rộng	5	5	Thành phần hoá học, tổ chức tế vi (OM, SEM), độ cứng sơ bộ
Mẻ 2	Quy mô mở rộng	5	5	Thành phần hoá học, tổ chức tế vi (OM, SEM), độ cứng sơ bộ
Mẻ 3	Quy mô mở rộng	5	5	Thành phần hoá học, tổ chức tế vi (OM, SEM), độ cứng sơ bộ
Tổng cộng	3 mẻ	15	15	30 mẫu thử nghiệm ban đầu

6.1.2. Kết quả nấu luyện, hiệu suất thu hồi và biến tính

Kết quả thử nghiệm 3 mẻ nấu cho thấy chế độ công nghệ nấu luyện xác lập ở Chương 3 — nhiệt độ nấu 750°C, thời gian giữ nhiệt khoảng 10 phút — tiếp tục cho hiệu suất thu hồi kim loại cao và ổn định ở quy mô mẻ lớn hơn, đạt khoảng 95–96% trên cả 3 mẻ, không có sự sụt giảm đáng kể so với kết quả thực nghiệm nhỏ. Thời gian biến tính bằng hợp kim trung gian Al-La-Ce được xác nhận lại ở mức tối ưu xấp xỉ 150 giây — đây là khoảng thời gian bảo đảm đồng thời hai yêu cầu kỹ thuật đối nghịch nhau: đủ dài để La, Ce hoà tan và phân bố đều trong kim loại lỏng, phát huy hiệu quả biến tính, nhưng không quá dài để tránh oxy hoá, thiêu cháy đất hiếm và suy giảm hiệu suất thu hồi.

Việc hiệu suất thu hồi duy trì ổn định trong khoảng hẹp 95–96% trên cả 3 mẻ nấu độc lập, thay vì dao động rộng, là một chỉ dấu tích cực ban đầu cho thấy quy trình công nghệ nấu luyện – biến tính đã được xây dựng ở Chương 3 có độ bền vững kỹ thuật (robustness) tốt, không quá nhạy cảm với các sai khác nhỏ về thao tác vận hành giữa các mẻ nấu khác nhau — đây là một yêu cầu quan

trọng đối với bất kỳ quy trình công nghệ nào dự kiến áp dụng ở quy mô công nghiệp, nơi các thao tác vận hành khó có thể đạt độ chính xác tuyệt đối như trong điều kiện phòng thí nghiệm.

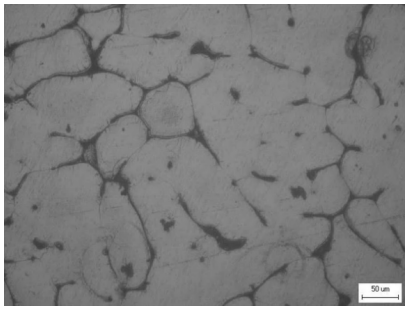
Kết quả phân tích thành phần hoá học bằng quang phổ phát xạ mẫu hợp kim sau nấu luyện, do Công ty TNHH MTV Thử nghiệm và Kiểm định Hải Phòng (phòng thử nghiệm VILAS 1080) thực hiện theo Phiếu kết quả số KĐHP0509.2.2-26/Lab ngày 05/9/2026 (Phụ lục E.4), xác nhận La và Ce còn lại trong hợp kim sau nấu luyện; thành phần các nguyên tố chính được trình bày tại Bảng 6.1a.

Bảng 6.1a. Thành phần hoá học (% khối lượng) mẫu hợp kim sau nấu luyện — Phiếu KĐHP0509.2.2-26/Lab.

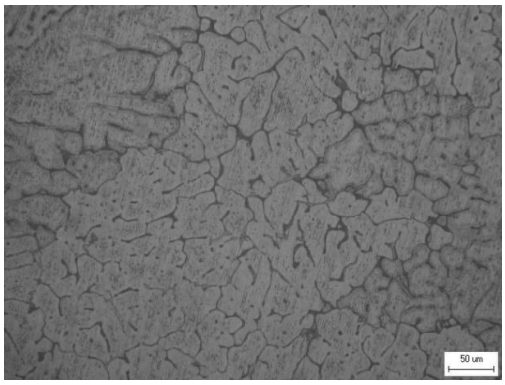
Cu	Mg	Zn	Ce	La	Al
1,01	2,24	5,08	> 0,026	> 0,02	90,5

6.1.3. Kết quả tổ chức tế vi trạng thái đúc

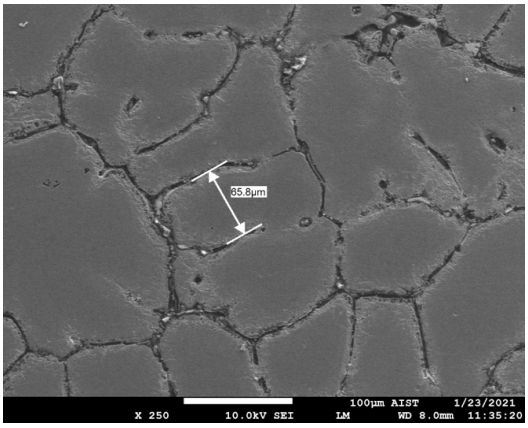
Về tổ chức tế vi trạng thái đúc, kết quả quan sát trên các mẫu thuộc 3 mẻ thử nghiệm khẳng định xu hướng đã ghi nhận ở Chương 3: mẫu M3 đạt kích thước hạt trong khoảng 6–7 μm, mịn hơn rõ rệt so với tổ chức hạt thô, không đồng đều của mẫu M1. Hình 6.1 và Hình 6.2 minh hoạ trực quan sự khác biệt này thông qua ảnh hiển vi quang học (OM) và ảnh hiển vi điện tử quét (SEM) chụp trên mẫu đúc thuộc lô thử nghiệm ban đầu.



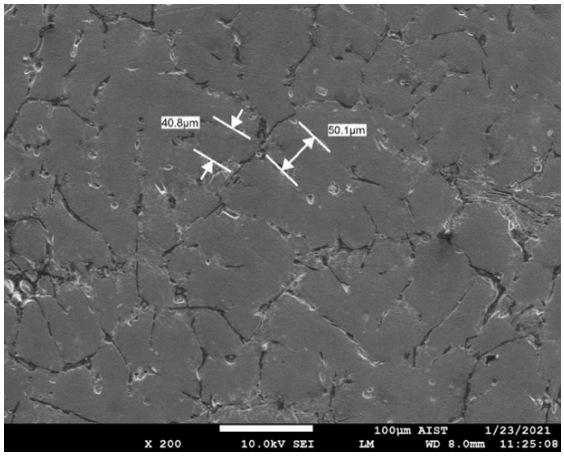
Hình 6. 1(a). *Tổ chức tế vi (quan sát bằng hiển vi quang học) mẫu đúc M1, không biến tính, lấy từ lô thử nghiệm ban đầu.*



Hình 6. 2(b). *Tổ chức tế vi (quan sát bằng hiển vi quang học) mẫu đúc M3, biến tính La, Ce, lấy từ lô thử nghiệm ban đầu.*



Hình 6. 3(a). *Ảnh SEM tổ chức tế vi mẫu đúc M1, lô thử nghiệm ban đầu.*



Hình 6. 4(b). *Ảnh SEM tổ chức tế vi mẫu đúc M3, lô thử nghiệm ban đầu, thể hiện các pha Al-RE phân bố mịn, rời rạc.*

Đối chiếu Hình 6.1 và Hình 6.2 với kết quả tổ chức tế vi đã trình bày chi tiết tại Chương 3 (mục 3.1–3.3), có thể khẳng định tổ chức tế vi thu được ở quy mô thử nghiệm 3 mẻ hoàn toàn nhất quán về bản chất với tổ chức quan sát được ở quy mô thực nghiệm nhỏ ban đầu: mẫu M1 vẫn giữ đặc trưng tổ chức nhánh

cây thô, pha eutectic phân bố dạng mạng lưới liên tục dọc biên hạt; mẫu M3 có tổ chức hạt mịn, đẳng trục hơn, các pha liên kim Al-RE ($Al_{11}La_3$, Al_4Ce) phân bố dạng hạt rời rạc. Kết quả đo độ cứng sơ bộ (thang HB) trên các mẫu đúc của cả 3 mẻ cho giá trị nằm trong khoảng 91–116 HB tuỳ mẫu và tuỳ chế độ biến tính, trong đó các mẫu M3, biến tính đủ thời gian và sử dụng tổ hợp trợ dung kết hợp thổi khí Ar để tinh luyện kim loại lỏng, cho giá trị độ cứng ở nhóm cao của dải số liệu và có độ đồng đều tốt hơn theo tiết diện mẫu (chênh lệch độ cứng vùng biên – tâm chỉ còn khoảng 5 HB so với mức tới 24 HB ở mẫu không qua tinh luyện khí).

6.1.4. Đánh giá độ cứng và độ ổn định giữa các mẻ

Đánh giá sơ bộ độ ổn định giữa 3 mẻ thử nghiệm cho thấy quy trình nấu luyện – biến tính vẫn còn tồn tại một mức độ dao động số liệu nhất định giữa các mẻ, đặc biệt ở chỉ tiêu độ cứng và mức độ đồng đều tổ chức tế vi tại các vị trí khác nhau trên cùng một mẫu đúc — điều này phản ánh đúng bản chất của giai đoạn thử nghiệm ban đầu, khi quy trình công nghệ mới chỉ được kiểm chứng qua số lượng mẻ còn hạn chế và các thao tác công nghệ (thời điểm đưa hợp kim trung gian vào, tốc độ khuấy, thời điểm rót) chưa được chuẩn hoá triệt để về mặt thao tác vận hành. Ngoài ra, độ cứng đo được còn phụ thuộc vào hiệu quả khử khí, tinh luyện kim loại lỏng của từng mẻ cụ thể — mẫu không qua khử khí có xu hướng cho độ cứng thấp hơn và phân bố không đều theo tiết diện mẫu, trong khi mẫu được tinh luyện bằng tổ hợp trợ dung kết hợp thổi khí Ar cho kết quả cao hơn và đồng đều hơn rõ rệt, cho thấy chất lượng kim loại lỏng (mức độ sạch tạp chất phi kim, khí hoà tan) là một biến số công nghệ quan trọng cần được kiểm soát chặt chẽ hơn nữa, song song với các thông số nhiệt độ và thời gian, khi chuyển sang giai đoạn hoàn thiện quy trình.

Đây chính là cơ sở thực tiễn để đề tài tiếp tục triển khai các vòng thử nghiệm bổ sung và hiệu chỉnh, hướng tới chốt bộ thông số công nghệ chính thức, ổn định hơn, trình bày tại mục 6.4. Có thể khái quát rằng giai đoạn thử nghiệm ban đầu tại mục 6.1 đã hoàn thành hai nhiệm vụ đặt ra ở quy mô phòng thí nghiệm: một mặt xác nhận lại tính đúng đắn về bản chất luyện kim của các thông số công nghệ đã xác lập ở Chương 3 khi mở rộng quy mô mẻ nấu; mặt khác, quan trọng không kém, đã nhận diện được các nguồn dao động số liệu cụ thể (thao tác vận hành, chất lượng tinh luyện kim loại lỏng) cần được kiểm soát

chặt chẽ hơn ở giai đoạn hoàn thiện quy trình, thay vì chỉ dừng lại ở việc xác nhận thông số công nghệ một cách chung chung.

6.2. Thử nghiệm xử lý nhiệt, cơ-nhiệt tăng bền hợp kim Al-Zn-Mg-Cu

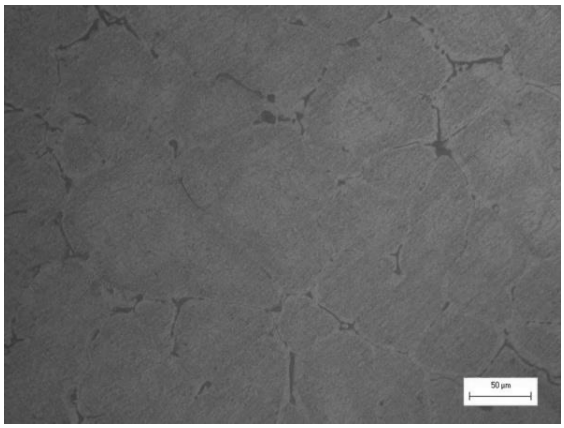
Giai đoạn này triển khai thử nghiệm chuỗi công nghệ xử lý nhiệt và cơ-nhiệt — ủ đồng đều hoá, cán biến dạng, ủ kết tinh lại, tôi dung dịch hoá và hoá già — trên các phôi đúc thu được ở mục 6.1, với mục đích kiểm chứng ở quy mô nhiều mẻ toàn bộ chuỗi thông số công nghệ đã được nghiên cứu chi tiết và luận giải đầy đủ về cơ sở luyện kim tại Chương 4 của Báo cáo. Do bản chất khoa học, cơ chế hoá bền và các số liệu chi tiết về từng công đoạn xử lý nhiệt, cơ-nhiệt đã được trình bày đầy đủ tại Chương 4 (các mục 4.1–4.7), nội dung mục 6.2 không nhắc lại toàn bộ luận giải lý thuyết mà tập trung tóm tắt kết quả dưới góc độ thử nghiệm, kiểm chứng ở quy mô mở rộng.

6.2.1. Mục tiêu và phạm vi thử nghiệm

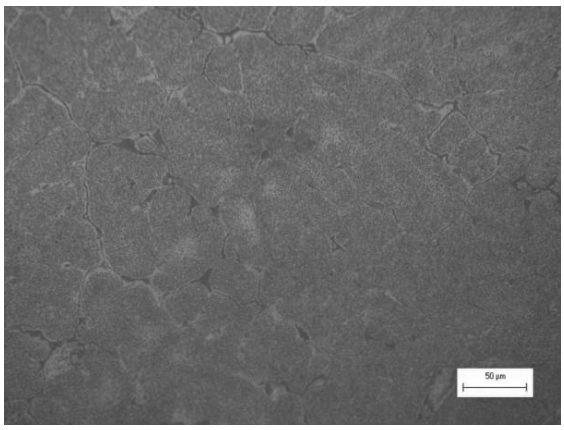
Phạm vi thử nghiệm bao trùm toàn bộ chuỗi công đoạn xử lý nhiệt, cơ-nhiệt đã xây dựng ở Chương 4, thực hiện trên phôi đúc lấy từ cả 3 mẻ nấu nêu tại mục 6.1, theo đúng nguyên tắc bảo đảm tính liên tục và truy xuất nguồn gốc mẫu (traceability) xuyên suốt chuỗi công nghệ — một yêu cầu quan trọng để có thể quy kết chính xác nguyên nhân của bất kỳ sai lệch cơ tính nào (nếu có) về đúng công đoạn công nghệ tương ứng, thay vì nhầm lẫn với ảnh hưởng của sự khác biệt giữa các mẻ nấu nguyên liệu đầu vào. Mẫu sau mỗi công đoạn xử lý nhiệt, cơ-nhiệt được lấy mẫu đối chứng để quan sát tổ chức tế vi và đo cơ tính sơ bộ, làm cơ sở dữ liệu cho việc đối chiếu ở mục 6.7.

6.2.2. Kết quả ủ đồng đều hoá

Kết quả thử nghiệm trên các mẻ mở rộng khẳng định chế độ ủ đồng đều hoá 460°C trong 24 giờ tiếp tục cho hiệu quả hoà tan các pha thô không cân bằng và cải thiện đồng đều tổ chức hạt như đã ghi nhận tại Chương 4, với xu hướng nhất quán giữa hai nhóm mẫu: M3 đạt tổ chức hạt đều đặn hơn, biên giới hạt rõ nét hơn so với M1 ở cùng chế độ ủ và cùng thời điểm lấy mẫu trong mẻ nấu.



Hình 6. 5(a). *Tổ chức tế vi mẫu M1 sau ủ đồng đều hoá, lô thử nghiệm ban đầu.*



Hình 6. 6(b). *Tổ chức tế vi mẫu M3 sau ủ đồng đều hoá, lô thử nghiệm ban đầu.*

Kết quả Hình 6.3 cho thấy sự khác biệt về mức độ đồng đều hoá tổ chức giữa hai nhóm mẫu vẫn thể hiện rõ ràng ở quy mô thử nghiệm mở rộng, hoàn toàn phù hợp với các quan sát và luận giải đã trình bày chi tiết tại Chương 4 (mục 4.1.2): mẫu M1 sau ủ đồng đều hoá còn tồn tại cục bộ các hạt kích thước không đồng đều, trong khi mẫu M3 có tổ chức hạt mịn và đều đặn hơn rõ rệt nhờ vai trò ổn định biên hạt của hệ pha Al-RE.

6.2.3. Kết quả cán biến dạng và ủ kết tinh lại

Đối với công đoạn cán biến dạng, kết quả thử nghiệm trên các mẻ mở rộng tiếp tục xác nhận xu hướng đã ghi nhận tại Chương 4: mẫu M1 có xu hướng xuất hiện nứt mép sớm hơn khi mức biến dạng tích luỹ tăng cao, giới hạn biến dạng an toàn thực tế quan sát được trên các mẻ thử nghiệm dao động quanh mức đã xác lập tại Chương 4 (khoảng 117% đối với M1), trong khi mẫu M3 tiếp tục chịu được mức biến dạng tích luỹ cao hơn đáng kể mà không xuất hiện

khuyết tật nứt mép quan sát được bằng mắt thường, phù hợp với chế độ cán khuyến nghị 10–15%/lượt, giới hạn tối đa 20%/bước ủ trung gian. Sau công đoạn ủ kết tinh lại, tổ chức hạt của hai nhóm mẫu tiếp tục thể hiện sự khác biệt rõ rệt về mức độ mịn hạt, sẽ được trình bày định lượng chi tiết cùng với kết quả của giai đoạn hoàn thiện quy trình tại mục 6.4 (Hình 6.6), nhằm tránh trùng lặp nội dung giữa hai mục.

6.2.4. Kết quả tôi, hoá già sơ bộ

Đối với công đoạn tôi dung dịch hoá (470–480°C) và hoá già, kết quả thử nghiệm trên các mẻ mở rộng cho xu hướng cơ tính (độ bền, độ cứng, độ dẻo) tương đồng về bản chất với kết quả đã trình bày chi tiết tại Chương 4: mẫu M3 tiếp tục đạt độ bền kéo và độ cứng cao hơn mẫu M1 ở cùng chế độ nhiệt luyện, đồng thời độ dẻo cũng được cải thiện nhờ tổ chức hạt mịn hơn — một điểm khác biệt đáng chú ý so với quy luật đánh đổi bền – dẻo thông thường trong các hợp kim hoá bền tiết pha, phản ánh đúng vai trò kép của biến tính La, Ce đã phân tích tại các chương trước: vừa góp phần tăng bền thông qua hiệu ứng làm mịn hạt và phân tán tiết pha, vừa cải thiện độ dẻo thông qua giảm tập trung ứng suất tại biên hạt. Tuy nhiên, số liệu định lượng cụ thể ở giai đoạn thử nghiệm ban đầu này còn có mức dao động nhất định giữa các mẻ thử nghiệm, cần được hiệu chỉnh và ổn định hoá thêm ở giai đoạn hoàn thiện quy trình (mục 6.5).

6.2.5. Tổng hợp và nhận xét chung giai đoạn thử nghiệm ban đầu công đoạn xử lý nhiệt, cơ-nhiệt

Tổng hợp kết quả bốn công đoạn đã trình bày tại các mục 6.2.2 đến 6.2.4, có thể khái quát rằng giai đoạn thử nghiệm ban đầu của công đoạn xử lý nhiệt, cơ-nhiệt đã hoàn thành đầy đủ mục tiêu đặt ra: khẳng định lại tính đúng đắn về bản chất luyện kim của toàn bộ chuỗi thông số công nghệ xử lý nhiệt, cơ-nhiệt đã xây dựng tại Chương 4 khi áp dụng trên các phôi đúc lấy từ 3 mẻ nấu mở rộng, đồng thời cung cấp cơ sở thực nghiệm trực tiếp để nhận diện các công đoạn còn tiềm ẩn dao động số liệu cần được ưu tiên hiệu chỉnh ở giai đoạn hoàn thiện. Trong bốn công đoạn đã khảo sát, công đoạn cán biến dạng và ủ kết tinh lại được xác định là công đoạn nhạy cảm nhất đối với sự khác biệt giữa hai nhóm mẫu (thể hiện qua giới hạn biến dạng an toàn khác nhau giữa M1 và M3), trong khi công đoạn ủ đồng đều hoá và tôi, hoá già sơ bộ cho kết quả tương đối ổn định và nhất quán ngay từ giai đoạn thử nghiệm ban đầu. Nhận định này là

căn cứ thực tiễn quan trọng để đề tài tập trung nguồn lực hiệu chỉnh vào đúng các công đoạn cần thiết khi triển khai giai đoạn hoàn thiện quy trình (mục 6.5), thay vì dàn trải đều nguồn lực hiệu chỉnh cho toàn bộ chuỗi công nghệ.

6.3. Thử nghiệm kéo nhiệt độ cao đánh giá khả năng biến dạng

Mục này triển khai thử nghiệm kéo nhiệt độ cao trên các mẫu thu được ở các mục 6.1 và 6.2, với mục đích kiểm chứng ở quy mô nhiều mẻ và nhiều lô mẫu độ ổn định, độ lặp lại của phương pháp xác định hệ số nhạy tốc độ biến dạng m và các chỉ tiêu độ giãn dài đã xây dựng chi tiết tại Chương 5. Cũng như mục 6.2, nội dung mục 6.3 không lặp lại toàn bộ cơ sở lý thuyết và phương pháp luận đã trình bày tại Chương 5, mà nhấn mạnh khía cạnh kiểm chứng độ lặp lại của kết quả khi mở rộng quy mô thử nghiệm.

6.3.1. Thiết kế mẫu và ma trận thử nghiệm

Từ 15 mẫu nguyên liệu thu được ở hai giai đoạn trên, đề tài đã gia công 30 mẫu thử, trong đó 20 mẫu phục vụ thử kéo nhiệt độ cao và 10 mẫu phục vụ kiểm tra cơ tính đối chứng ở phòng thí nghiệm.

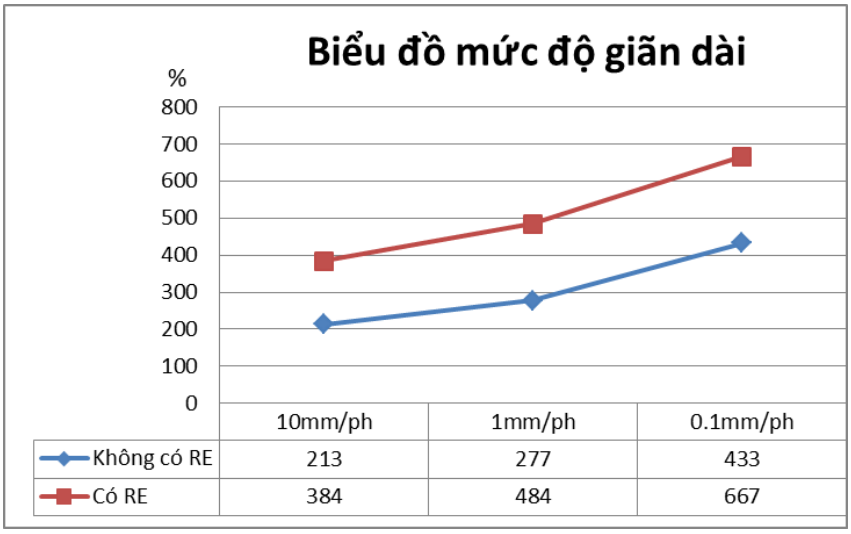
Bảng 6. 2. *Ma trận mẫu thử nghiệm.*

Loại mẫu thử	**Số lượng**	**Nội dung thử nghiệm**	**Chỉ tiêu đánh giá**
Mẫu kéo nhiệt độ cao (xương chó)	20	Kéo ở nhiệt độ cao, các mức tốc độ biến dạng khác nhau	δ(%), Rm; hệ số m
Mẫu kiểm tra cơ tính đối chứng	10	Kéo nguội, đo độ cứng ở phòng thí nghiệm	Rm, Rp0,2, A(%), HV5
Tổng cộng	30	—	Kiểm tra đạt tiêu chí Rm > 450 MPa, δ > 200% (điều kiện tối ưu)

6.3.2. Kết quả ảnh hưởng của tốc độ kéo đến độ giãn dài

Kết quả thử nghiệm bổ sung về ảnh hưởng của tốc độ kéo đến độ giãn dài tương đối, thực hiện trên các mẫu ở trạng thái sau cán và ủ kết tinh lại, tiếp tục

xác nhận quy luật đã ghi nhận ở Chương 5: độ giãn dài A tăng khi tốc độ kéo giảm, và mẫu M3 luôn đạt độ giãn dài cao hơn M1 ở mọi mức tốc độ khảo sát.



Hình 6. 7. *Biểu đồ độ giãn dài tương đối theo tốc độ kéo*

Trên cơ sở dữ liệu thử nghiệm bổ sung, M3 (biến tính La, Ce) đạt độ giãn dài cực đại δmax xấp xỉ 250% ở điều kiện tối ưu — thấp hơn mức 667% ghi nhận ở điều kiện thử nghiệm chuyên sâu tại Chương 5 (mục 5.2.4) do quy mô mẫu và điều kiện thử nghiệm ở giai đoạn này chưa được tối ưu hoá triệt để về tốc độ kéo và trạng thái tổ chức ban đầu, nhưng vẫn đủ để khẳng định xu hướng vượt trội, nhất quán của M3 so với M1. Sự chênh lệch giữa hai giá trị δmax (250% ở Công việc 5.3 so với 667% ở Chương 5) không phản ánh mâu thuẫn về bản chất luyện kim, mà xuất phát từ sự khác biệt về mục đích và điều kiện thử nghiệm: kết quả 667% tại Chương 5 được đo ở điều kiện tối ưu hoá triệt để (400°C, tốc độ kéo chậm nhất 0,1 mm/phút, trạng thái tổ chức được kiểm soát chặt chẽ), phục vụ mục đích xác lập giới hạn trên của khả năng biến dạng siêu dẻo; trong khi kết quả tại Công việc 5.3 được đo trên các mẫu thử nghiệm ở quy mô mở rộng, đại diện cho điều kiện vận hành thực tế đa dạng hơn, phục vụ mục đích kiểm chứng độ ổn định hơn là tìm kiếm giá trị cực đại.

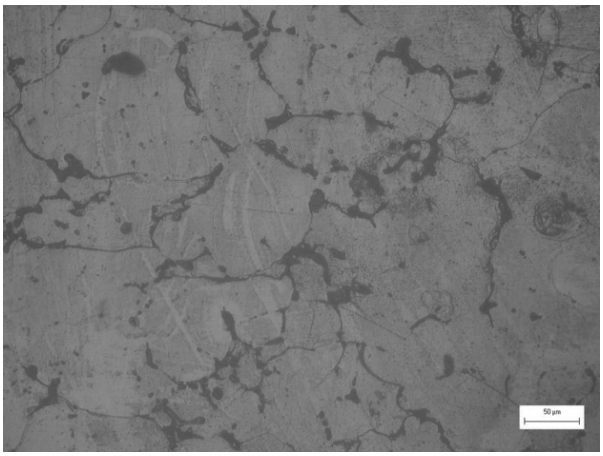
6.3.3. Kết quả cơ tính sau tôi và hoá già

Sau công đoạn tôi và hoá già, mẫu M3 đạt giới hạn bền Rm 480 MPa và độ cứng HV 185 — các giá trị này là cơ sở dữ liệu nền quan trọng để đối chiếu định lượng với kết quả kiểm chứng ở giai đoạn hoàn thiện quy trình, trình bày chi tiết tại mục 6.7. Kết quả kiểm tra trên 10 mẫu cơ tính đối chứng cũng cho thấy các chỉ tiêu độ bền và độ cứng của cả hai nhóm mẫu đạt và vượt các mốc

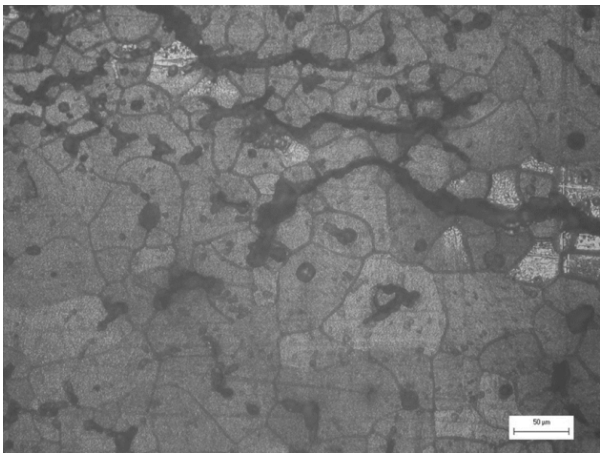
kỹ thuật tổng thể mà đề tài đặt ra (giới hạn bền Rm trên 450 MPa sau tôi và hoá già), là cơ sở tiếp tục để đề tài triển khai công tác hoàn thiện, chốt bộ thông số chính thức ở các mục 6.4–6.6.

6.3.4. Phân tích cơ chế phá huỷ qua ảnh SEM bề mặt đứt gãy

Để làm rõ hơn cơ chế phá huỷ, đề tài đã tiến hành quan sát bề mặt đứt gãy sau thử kéo bằng kính hiển vi điện tử quét trên các mẫu đại diện của cả hai nhóm.



Hình 6. 8(a). *Bề mặt đứt gãy sau thử kéo của mẫu M1, thể hiện đặc trưng phá huỷ giòn hơn tại vùng biên hạt.*



Hình 6. 9(b). *Bề mặt đứt gãy sau thử kéo của mẫu M3, thể hiện đặc trưng phá huỷ dẻo, hố xé (dimple) phân bố đồng đều hơn.*

Kết quả quan sát Hình 6.5 cho thấy sự khác biệt rõ rệt về cơ chế phá huỷ giữa hai nhóm mẫu, hoàn toàn phù hợp và củng cố thêm cho các luận giải về tổ chức tế vi và cơ tính đã trình bày ở các mục trước. Bề mặt đứt gãy của mẫu M1 thể hiện đặc trưng phá huỷ có xu hướng giòn hơn: bề mặt gãy tương đối phẳng,

xuất hiện nhiều mặt phân cách dạng phẳng dọc theo biên hạt và các vùng có dấu hiệu nứt liên biên hạt (intergranular cracking cục bộ), phản ánh đúng cơ chế đã phân tích tại Chương 5 — do hạt còn thô (13–18 μm ở trạng thái sau kết tinh lại), biến dạng khi kéo có xu hướng tập trung tại một số ít biên hạt, gây tích tụ ứng suất cục bộ và khởi phát nứt sớm tại các biên hạt này. Ngược lại, bề mặt đứt gãy của mẫu M3 thể hiện đặc trưng phá huỷ dẻo điển hình: quan sát thấy mật độ dày đặc các hố xé (dimple) kích thước nhỏ, phân bố tương đối đồng đều trên toàn bộ bề mặt gãy, không có dấu hiệu nứt liên biên hạt tập trung — đây là bằng chứng vi cấu trúc trực tiếp, độc lập với phép đo độ giãn dài, khẳng định rằng tổ chức hạt mịn, đồng đều nhờ biến tính La, Ce (kích thước hạt khoảng 7 μm) cho phép biến dạng phân bố đều trong toàn bộ thể tích vật liệu khi kéo, phù hợp với cơ chế trượt biên hạt (GBS) chiếm ưu thế đã lập luận chi tiết tại Chương 5, đồng thời giải thích trực tiếp vì sao mẫu M3 đạt độ giãn dài cao hơn và ổn định hơn M1 ở mọi điều kiện thử nghiệm.

6.4. Hoàn thiện quy trình nấu luyện hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính bằng La, Ce

6.4.1. Hiệu chỉnh thao tác công nghệ

Trên cơ sở kết quả thử nghiệm ban đầu tại mục 6.1 và các vòng hiệu chỉnh thao tác công nghệ (chuẩn hoá thời điểm đưa hợp kim trung gian Al-La-Ce vào kim loại lỏng, tốc độ và thời gian khuấy, trình tự trợ dung kết hợp thổi khí Ar để tinh luyện), đề tài đã hoàn thiện và chốt lại bộ thông số công nghệ chính thức của công đoạn nấu luyện – biến tính – đúc phôi, làm căn cứ ban hành Quy trình công nghệ chính thức QT-ĐT957-01 (Nấu đúc hợp kim). Các thao tác vận hành được chuẩn hoá cụ thể theo trình tự: nấu chảy hoàn toàn nhôm và các nguyên tố hợp kim chính ở 750°C, giữ nhiệt ổn định 10 phút để đồng đều hoá thành phần và nhiệt độ khối kim loại lỏng; tinh luyện bằng trợ dung kết hợp thổi khí Ar trong một khoảng thời gian xác định trước khi biến tính, nhằm bảo đảm kim loại lỏng đạt độ sạch cần thiết trước khi đưa hợp kim trung gian vào; đưa hợp kim trung gian Al-La-Ce vào ở một thời điểm và tốc độ khuấy được chuẩn hoá thống nhất giữa các mẻ, giữ trong 150 giây; và cuối cùng rót đúc vào khuôn kim loại đã được nung sơ bộ, ở nhiệt độ kim loại lỏng 700–710°C. Việc chuẩn hoá chi tiết đến từng thao tác vận hành, thay vì chỉ quy định các mốc thông số nhiệt độ và thời gian tổng quát, là điểm khác biệt căn bản giữa bộ

thông số chính thức của giai đoạn hoàn thiện so với bộ thông số sơ bộ của giai đoạn thử nghiệm ban đầu, trực tiếp góp phần làm giảm mức dao động số liệu giữa các mẻ đã ghi nhận tại mục 6.1.4.

6.4.2. Bộ thông số công nghệ nấu luyện

Bộ thông số chính thức bao gồm: nhiệt độ nấu luyện 750°C, thời gian giữ nhiệt 10 phút; biến tính bằng La, Ce đưa vào qua hợp kim trung gian Al-La-Ce với thời gian tác dụng 150 giây; đúc rót vào khuôn kim loại ở nhiệt độ 700–710°C.

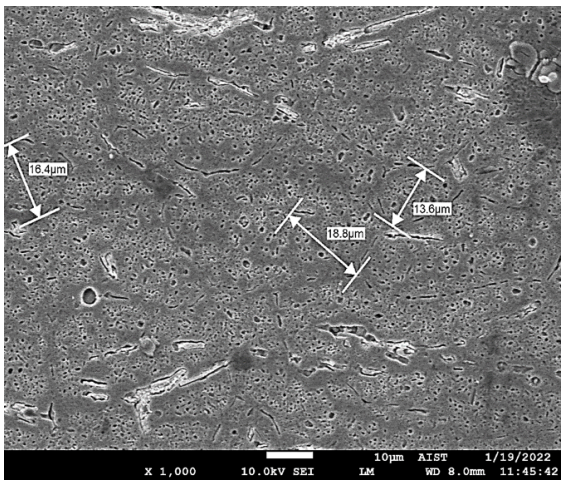
Bảng 6. 3. Bộ thông số công nghệ chính thức công đoạn nấu luyện – biến tính – đúc phôi hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce,

Thông số công nghệ	**Giá trị chính thức (QT-ĐT957-01)**	**Ghi chú kỹ thuật**	**Dung sai kỹ thuật**
Nhiệt độ nấu luyện	750°C	Bảo đảm hợp kim nóng chảy hoàn toàn, không quá nhiệt gây oxy hoá mạnh	Dải cho phép 700 – 750°C
Thời gian giữ nhiệt	10 phút	Hiệu suất thu hồi kim loại đạt 95–96%	≈ 10 phút từ khi chảy hoàn toàn
Phương pháp biến tính	Hợp kim trung gian Al-La-Ce	Hàm lượng La+Ce ≈ 0,4% khối lượng hợp kim	HKTG 25 ± 2 g/mẻ 1.200 g; La + Ce 0,3 – 0,4%
Thời gian tác dụng biến tính	150 giây	Cân bằng giữa hiệu quả hoà tan và hạn chế oxy hoá đất hiếm	Khuấy 150 giây ở 750 ± 5°C

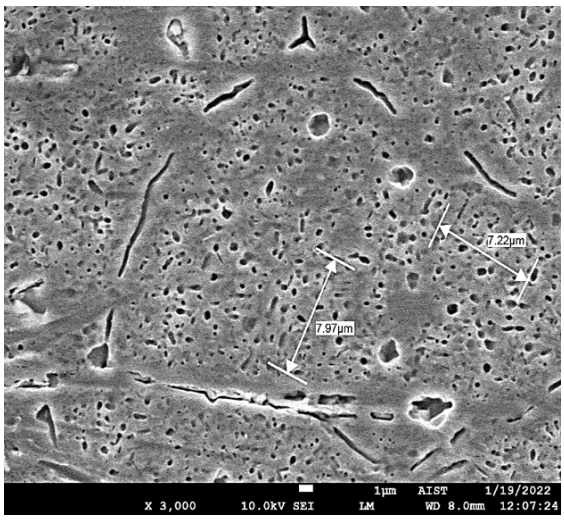
Thông số công nghệ	Giá trị chính thức (QT-ĐT957-01)	Ghi chú kỹ thuật	Dung sai kỹ thuật
Tinh luyện kim loại lỏng	Trợ dung kết hợp thổi khí Ar	Chênh lệch độ cứng biên – tâm giảm còn ≈5 HB	Ar ≈ 1 lít/phút, 2 – 3 phút; H_2 < 0,20 ml/100 g Al
Nhiệt độ rót đúc	700–710°C	Đúc khuôn kim loại	700 – 710°C; khuôn 100 – 150°C
Kích thước hạt đúc đạt được (M3)	6–7 µm	So với tổ chức hạt thô, không đồng đều ở M1	QG-BT: $\bar{d}$ < 60 µm

6.4.3. Kết quả kiểm chứng tổ chức hạt then chốt

Để khẳng định hiệu quả của quá trình hoàn thiện, đề tài đã tiến hành so sánh trực tiếp tổ chức tế vi sau ủ kết tinh lại ở chế độ 450°C × 2 giờ — công đoạn nhạy cảm nhất, phản ánh rõ nhất hiệu quả tích luỹ của toàn bộ chuỗi công nghệ từ nấu luyện, biến tính đến gia công biến dạng — giữa hai nhóm mẫu, kết quả trình bày tại Hình 6.6.



Hình 6. 10(a). *Tổ chức tế vi mẫu M1 sau ủ kết tinh lại 450°C × 2 giờ, kích thước hạt trung bình 13–18 µm.*



Hình 6. 11(b). *Tổ chức tế vi mẫu M3 sau ủ kết tinh lại 450°C × 2 giờ, kích thước hạt trung bình khoảng 7 µm.*

Kết quả Hình 6.6 là một trong những minh chứng định lượng rõ ràng và thuyết phục nhất của toàn bộ quá trình hoàn thiện quy trình công nghệ trình bày trong Chương 6: sau khi trải qua đầy đủ chuỗi công đoạn nấu luyện, biến tính, đúc, ủ đồng đều hoá, cán biến dạng và ủ kết tinh lại theo bộ thông số đã được hoàn thiện, mẫu M1 đạt kích thước hạt trung bình 13–18 µm, cá biệt có hạt tới xấp xỉ 40 µm, cho thấy tổ chức hạt không đồng đều dù đã qua kết tinh lại; trong khi đó, mẫu M3 đạt kích thước hạt trung bình chỉ khoảng 7 µm, mịn hơn M1 từ 1,9 đến 2,6 lần tuỳ vị trí so sánh, đồng thời tổ chức hạt đẳng trục, đồng đều hơn rõ rệt trên toàn bộ trường quan sát.

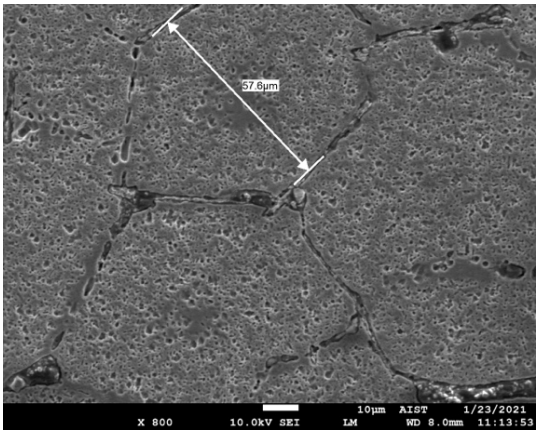
Đây chính là kết quả then chốt của toàn bộ quá trình hoàn thiện quy trình nấu luyện – biến tính: nó khẳng định rằng hiệu quả làm mịn hạt của La, Ce không chỉ dừng lại ở trạng thái đúc ban đầu (Chương 3) mà được duy trì và khuếch đại xuyên suốt toàn bộ chuỗi công nghệ tiếp theo, nhờ cơ chế ghim biên hạt Zener của các pha liên kim Al-RE bền nhiệt ($Al_{11}La_3$, Al_4Ce) — các pha này không hoà tan trở lại vào nền ở nhiệt độ ủ kết tinh lại 450°C, tiếp tục đóng vai trò cản trở sự di chuyển của biên hạt trong quá trình kết tinh lại và lớn hạt sau đó, giữ cho hạt của M3 luôn ở trạng thái siêu mịn theo đúng tiêu chí kỹ thuật cần thiết cho biến dạng siêu dẻo ($\bar{d}$ < 10–15 µm) đã nêu tại Chương 5. Việc bộ thông số công nghệ chính thức của công đoạn nấu luyện – biến tính,

sau khi được hoàn thiện qua các vòng thử nghiệm, tiếp tục tái lập được hiệu quả làm mịn hạt vượt trội này ở quy mô mở rộng là cơ sở khoa học và thực tiễn vững chắc để khẳng định tính đúng đắn, tính khả thi của Quy trình QT-ĐT957-01 khi ban hành chính thức và áp dụng ở quy mô sản xuất lớn hơn.

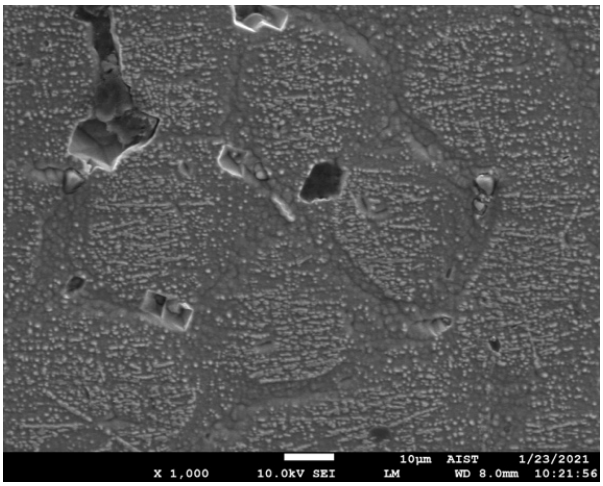
Xét về ý nghĩa ứng dụng thực tiễn đối với công nghiệp đóng tàu, việc kiểm chứng thành công khả năng duy trì kích thước hạt mịn khoảng 7 µm ở quy mô mở rộng có ý nghĩa vượt ra ngoài phạm vi một chỉ tiêu tổ chức tế vi đơn thuần: đây chính là điều kiện vi cấu trúc tiên quyết để có thể triển khai công nghệ tạo hình siêu dẻo (superplastic forming – SPF) ở quy mô công nghiệp cho các chi tiết vỏ tàu có biên dạng cong phức tạp ba chiều — một hướng ứng dụng đã được đề cập tại Chương 5 (mục 5.3.4) nhưng khi đó mới chỉ được kiểm chứng ở quy mô mẫu thử nghiệm nhỏ. Việc Chương 6 khẳng định lại hiệu quả này ở quy mô mẻ nấu mở rộng, với bộ thông số công nghệ đã được chuẩn hoá và ban hành chính thức, có ý nghĩa quyết định trong việc rút ngắn khoảng cách giữa kết quả nghiên cứu trong phòng thí nghiệm và khả năng ứng dụng thực tế tại các cơ sở đóng tàu, nơi đòi hỏi phôi liệu đầu vào phải có chất lượng đồng đều, ổn định trên quy mô sản xuất hàng loạt, không thể phụ thuộc vào các mẻ thử nghiệm đơn lẻ, quy mô nhỏ.

6.4.4. Phân tích tổ chức hạt bằng phương pháp hiển vi điện tử quét SEM

Nhằm định lượng chính xác hơn mức độ không đồng đều của tổ chức hạt M1 tại các vị trí cá biệt, cũng như làm rõ hơn cơ chế phân bố các pha liên kim Al-RE trong nền của M3, đề tài đã tiến hành chụp bổ sung ảnh SEM ở độ phóng đại cao hơn (x800 và x1000) trên các mẫu đại diện sau ủ kết tinh lại, kết quả trình bày tại Hình 6.7.



Hình 6. 12(a). *Ảnh SEM (x800) tổ chức hạt mẫu M1 tại vị trí cá biệt, kích thước hạt đo được theo đường chéo biên hạt đạt 57,6 µm, thể hiện rõ mạng lưới biên hạt thô, không đồng đều.*



Hình 6. 13(b). *Ảnh SEM (x1000) tổ chức hạt mẫu M3 tại cùng công đoạn xử lý, thể hiện nền hạt mịn, đồng đều với mật độ pha liên kim Al-RE phân bố dày đặc, kích thước hạt nhỏ hơn nhiều so với M1.*

Kết quả đo trực tiếp trên ảnh SEM phóng đại cao tại Hình 6.7a xác nhận và bổ sung định lượng cho nhận định đã nêu tại mục 6.4.3: tại một số vị trí cá biệt trên mẫu M1, kích thước hạt đo theo đường chéo biên hạt có thể đạt tới 57,6 µm — vượt xa cả giá trị cá biệt xấp xỉ 40 µm đã ghi nhận trước đó — cho thấy mức độ phân tán kích thước hạt trong tổ chức M1 không chỉ dừng lại ở khoảng 13–18 µm trung bình mà còn tồn tại các vùng hạt phát triển bất thường, có thể liên quan đến hiện tượng lớn hạt cục bộ khi không có đủ pha thứ hai ổn định biên hạt. Ngược lại, ảnh SEM độ phóng đại cao của M3 tại Hình 6.7b cho thấy một nền tổ chức hoàn toàn khác về bản chất: không quan sát thấy các đoạn biên hạt kéo dài, thô, mà thay vào đó là một cấu trúc mịn, đồng đều với mật độ cao các hạt pha liên kim Al-RE kích thước nhỏ, phân bố tương đối đồng đều trên toàn bộ trường quan sát — đây là bằng chứng vi cấu trúc trực tiếp ở độ phân giải cao, củng cố thêm cho luận giải về cơ chế ghim biên hạt Zener đã trình bày tại mục 6.4.3 và 6.5.3, đồng thời giải thích vì sao mức độ phân tán số liệu kích thước hạt của M3 (trong khoảng hẹp 6–7 µm) luôn nhỏ hơn nhiều so với M1 ở mọi mẻ và mọi lô mẫu thử nghiệm được khảo sát trong Chương 6.

6.4.5. Ý nghĩa kinh tế - kỹ thuật của việc chuẩn hoá thao tác công nghệ

Bên cạnh ý nghĩa khoa học về tổ chức tế vi, việc chuẩn hoá chi tiết thao tác công nghệ tại mục 6.4.1 còn mang lại lợi ích kinh tế - kỹ thuật thiết thực, đáng được ghi nhận trong khuôn khổ đánh giá kết quả hoàn thiện quy trình. Thứ nhất, việc chuẩn hoá thời điểm và tốc độ khuấy khi đưa hợp kim trung gian Al-La-Ce vào kim loại lỏng giúp giảm thiểu nguy cơ đất hiếm bị oxy hoá, thiêu cháy do thao tác không nhất quán giữa các mẻ — qua đó gián tiếp góp phần duy trì ổn định chi phí nguyên vật liệu đất hiếm, vốn là một trong những cấu phần chi phí đáng chú ý của công nghệ chế tạo hợp kim biến tính La, Ce so với hợp kim nền không biến tính. Thứ hai, việc chuẩn hoá trình tự tinh luyện bằng trợ dung kết hợp thổi khí Ar giúp giảm tỷ lệ mẫu phải loại bỏ do khuyết tật rỗ khí, tạp chất phi kim — một nguồn hao phí vật tư và thời gian đáng kể nếu quy trình không được kiểm soát chặt chẽ. Thứ ba, việc rút ngắn mức dao động số liệu giữa các mẻ (đã trình bày tại mục 6.4.3) đồng nghĩa với việc giảm tỷ lệ mẫu, phôi phải kiểm tra lại hoặc loại bỏ do không đạt chỉ tiêu kỹ thuật, qua đó nâng cao hiệu quả sử dụng nguyên vật liệu và thời gian vận hành thiết bị — những lợi ích kinh tế - kỹ thuật này, tuy không phải là nội dung phân tích định lượng chính của Chương 6 (sẽ được trình bày đầy đủ ở Chương 7 của Báo cáo tổng hợp), nhưng là hệ quả tất yếu và có thể dự đoán được của việc nâng cao độ ổn định, độ lặp lại của quy trình công nghệ.

6.5. Hoàn thiện quy trình xử lý nhiệt, cơ-nhiệt tăng bền cho hợp kim Al-Zn-Mg-Cu

Mục này hoàn thiện và chốt lại bộ thông số công nghệ chính thức của công đoạn xử lý nhiệt, cơ-nhiệt tăng bền, làm căn cứ ban hành Quy trình công nghệ chính thức QT-ĐT957-02 (Xử lý nhiệt, cơ-nhiệt). Do toàn bộ cơ sở khoa học, cơ chế hoá bền và số liệu thực nghiệm chi tiết của từng công đoạn đã được trình bày và luận giải đầy đủ tại Chương 4 của Báo cáo (bao gồm hệ chế độ QG-1 đến QG-5B), nội dung mục 6.5 chỉ tóm tắt lại dưới góc độ xác nhận bộ thông số đã được hoàn thiện và ban hành chính thức, không nhắc lại toàn bộ luận giải lý thuyết.

6.5.1. Tóm tắt bộ thông số chính thức

Bảng 6. 4. *Tóm tắt bộ thông số công nghệ chính thức công đoạn xử lý nhiệt, cơ-nhiệt tăng bền hợp kim Al-Zn-Mg-Cu,*

Công đoạn	Thông số chính thức (QT-ĐT957-02)	Ghi chú
Ủ đồng đều hoá	460°C × 24 giờ	Hoà tan pha thô không cân bằng, đồng đều hoá tổ chức trước cán
Cán biến dạng	10–15%/lượt, tổng biến dạng tối đa 20%/bước ủ trung gian	Hạn chế nứt mép, đặc biệt với M1
Ủ kết tinh lại	380°C × 2 giờ (giá trị vận hành ổn định); 450°C × 2 giờ (khảo sát mở rộng)	Kiểm soát kích thước hạt tái kết tinh
Tôi dung dịch hoá	470°C ± 3°C, giữ nhiệt 60–90 phút tuỳ chiều dày phôi, làm nguội nhanh trong nước	Hoà tan tối đa các nguyên tố hợp kim vào dung dịch rắn α-Al
Hoá già T6	120°C × 24 giờ (một cấp)	Rm ≥ 560 MPa, HV5 đỉnh ≈188 (M3); Rm ≥ 530 MPa, HV5 đỉnh ≈172 (M1)
Hoá già T73	100°C+160°C (4h+12h, hai cấp)	Cải thiện khả năng kháng ăn mòn ứng suất (đánh giá gián tiếp qua bề rộng PFZ; chưa thử nghiệm SCC trực tiếp)

6.5.2. Kết quả tiến triển độ cứng theo thời gian hoá già

Bên cạnh các mốc thông số công nghệ chính, đề tài cũng đã hoàn thiện bảng tiến triển độ cứng Vickers (HV5) theo thời gian hoá già — một công cụ kỹ thuật quan trọng để xác định chính xác thời điểm đạt đỉnh cứng (peak-aging) và tránh hiện tượng hoá già quá thời gian tối ưu (over-aging), vốn làm suy giảm cả độ bền lẫn khả năng kháng ăn mòn của sản phẩm. Kết quả hoàn thiện cho thấy đỉnh cứng đối với chế độ hoá già T6 một cấp (120°C) đạt được sau khoảng 24 giờ, với giá trị đỉnh cứng của mẫu M3 (188 ± 3 HV5) cao hơn rõ rệt so với mẫu M1 (172 ± 3 HV5), sau đó độ cứng của cả hai nhóm mẫu đều giảm dần nếu tiếp tục kéo dài thời gian hoá già vượt quá mốc tối ưu.

Bảng 6. 5. *Chỉ tiêu cơ tính và độ cứng đỉnh theo trạng thái nhiệt luyện T6 và T73, tổng hợp từ kết quả hoàn thiện*

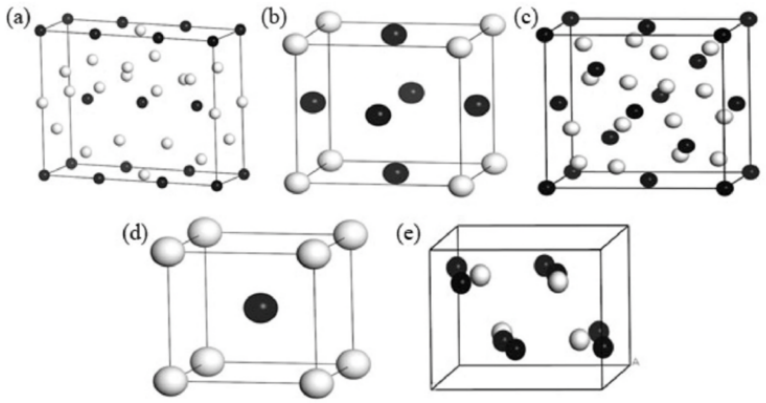
Chỉ tiêu (trạng thái T6/T73)	M1 (nền)	M3 (biến tính La, Ce)
Đỉnh cứng HV5 (T6, 120°C×24h)	172 ± 3	188 ± 3
Rm tối thiểu (T6)	≥ 530 MPa	≥ 560 MPa
Rp0,2 tối thiểu (T6)	≥ 460 MPa	≥ 490 MPa
A tối thiểu (T6)	(chưa tách riêng)	≥ 11%
Rm tối thiểu (T73, 100+160°C)	≥ 480 MPa	≥ 505 MPa
A tối thiểu (T73)	(chưa tách riêng)	≥ 14%
Kích thước vùng không kết tủa biên hạt PFZ (T73)	(chưa tách riêng)	≤ 45 nm
Thử nghiệm ăn mòn ứng suất SCC theo ASTM G44 (T73) - đề xuất thực hiện ở giai đoạn tiếp theo	(chưa thực hiện)	(chưa thực hiện)

Kết quả Bảng 6.5 cho thấy chế độ hoá già T73 hai cấp, dù có giới hạn bền thấp hơn so với T6 (505 MPa so với 560 MPa đối với M3), nhưng đạt độ giãn dài cao hơn (14% so với 11%) và có bề rộng vùng không tiết pha PFZ hẹp hơn (≤ 45 nm) — chỉ số gián tiếp phản ánh khả năng kháng ăn mòn ứng suất theo cơ sở lý thuyết luyện kim. Cần lưu ý rằng trong khuôn khổ đề tài chưa thực hiện thử nghiệm ăn mòn ứng suất SCC trực tiếp (theo ASTM G44) trên mẫu do đề tài chế tạo; các nhận định về khả năng kháng ăn mòn ứng suất nêu trong Báo cáo dựa trên chỉ số gián tiếp PFZ và đặc tính chung đã biết của cơ chế quá hoá già T73 đối với hệ hợp kim 7xxx, cần được kiểm chứng bằng thực nghiệm trực tiếp ở giai đoạn tiếp theo. Đây là cơ sở kỹ thuật quan trọng để lựa chọn chế độ nhiệt luyện phù hợp tuỳ theo yêu cầu sử dụng cụ thể của từng chi tiết kết cấu tàu: chế độ T6 phù hợp với các chi tiết ưu tiên độ bền cao, ít tiếp xúc trực tiếp với môi trường ăn mòn; chế độ T73 phù hợp với các chi tiết vỏ tàu, kết cấu

ngâm nước biển thường xuyên, nơi khả năng kháng ăn mòn ứng suất là yêu cầu kỹ thuật ưu tiên hàng đầu, thậm chí quan trọng hơn cả giới hạn bền tuyệt đối.

6.5.3. Cơ sở khoa học của quá trình hoàn thiện biến tính đất hiếm

Để minh hoạ cơ sở khoa học của quá trình hoàn thiện biến tính bằng đất hiếm — vốn là nền tảng quyết định hiệu quả của cả công đoạn nấu luyện (mục 6.4) lẫn công đoạn xử lý nhiệt, cơ-nhiệt (mục 6.5) — Hình 6.8 trình bày sơ đồ lý thuyết cấu trúc tinh thể của các pha liên kim đất hiếm hệ Al-RE hình thành trong hợp kim nghiên cứu.



Hình 6. 14. *Sơ đồ lý thuyết cấu trúc tinh thể của các pha liên kim đất hiếm hệ Al-RE ($Al_{11}La_3$, Al_4Ce) hình thành trong hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính bằng La, Ce.*

Sơ đồ tại Hình 6.8 khái quát hoá cơ sở tinh thể học của các pha liên kim Al-RE — nhiệt độ nóng chảy cao, cấu trúc tinh thể bền vững ở dải nhiệt độ xử lý nhiệt của hợp kim nghiên cứu (thường không vượt quá 480°C) — là nền tảng lý thuyết giải thích thống nhất cho toàn bộ các hiện tượng thực nghiệm đã quan sát được xuyên suốt Chương 6: pha Al-RE không hoà tan trở lại vào nền trong quá trình ủ đồng đều hoá, cán, ủ kết tinh lại hay tôi dung dịch hoá, do đó tiếp tục duy trì vai trò ghim biên hạt (cơ chế ghim Zener) trong suốt chuỗi công nghệ, giữ cho hạt của M3 luôn mịn hơn M1 ở mọi công đoạn — từ trạng thái đúc (6–7 µm, mục 6.1), qua ủ đồng đều hoá (mục 6.2), đến ủ kết tinh lại 450°C (khoảng 7 µm, mục 6.4). Đây là cơ sở khoa học then chốt để khẳng định rằng việc hoàn thiện đồng thời cả ba công đoạn công nghệ (nấu luyện – xử lý nhiệt/cơ-nhiệt – thử kéo nhiệt độ cao) không phải là ba quá trình độc lập, mà là một chuỗi công nghệ thống nhất, trong đó hiệu quả biến tính La, Ce ở công

đoạn đầu tiên được bảo toàn và phát huy tác dụng xuyên suốt đến tận công đoạn cuối cùng.

6.6. Hoàn thiện quy trình thử nghiệm kéo nhiệt độ cao đánh giá khả năng biến dạng

Mục này hoàn thiện và chốt lại bộ thông số công nghệ chính thức của quy trình thử kéo nhiệt độ cao, làm căn cứ ban hành Quy trình công nghệ chính thức QT-ĐT957-03 (Thử kéo nhiệt độ cao đánh giá khả năng biến dạng). Do toàn bộ cơ sở khoa học, phương pháp xác định hệ số m và hệ thống chỉ tiêu nghiệm thu chi tiết đã được trình bày đầy đủ tại Chương 5 của Báo cáo, nội dung mục 6.6 chỉ tóm tắt lại các thông số cốt lõi dưới góc độ xác nhận đã hoàn thiện và ban hành chính thức.

6.6.1. Sáu bước quy trình QT-ĐT957-03

Quy trình QT-ĐT957-03 sau khi hoàn thiện được chuẩn hoá thành sáu bước công nghệ rõ ràng, kế tiếp nhau, bảo đảm tính lặp lại cao giữa các đợt kiểm tra: (1) chuẩn bị mẫu thử dạng xương chó theo kích thước chuẩn hoá (L_0=10mm, d=3mm), lấy từ đúng trạng thái nhiệt luyện cần đánh giá; (2) lắp mẫu vào thiết bị kéo - uốn nhiệt độ cao chuyên dụng, gia nhiệt lò tới mức nhiệt độ thử theo một trong sáu mức chuẩn hoá; (3) giữ nhiệt ổn định trong một khoảng thời gian xác định trước khi kéo, bảo đảm mẫu đạt cân bằng nhiệt hoàn toàn, tránh sai số do gradient nhiệt độ trong mẫu; (4) tiến hành kéo mẫu ở tốc độ biến dạng đã lựa chọn (tốc độ chuẩn 10^{-3} s^{-1} đối với phép đo nghiệm thu, hoặc dải tốc độ mở rộng đối với phép đo khảo sát hệ số m); (5) ghi nhận liên tục số liệu lực kéo - chuyển vị trong suốt quá trình thử, đến khi mẫu đứt hoàn toàn; và (6) xử lý số liệu, quy đổi ứng suất - biến dạng kỹ thuật, xác định các chỉ tiêu Rm, Rp0,2, độ giãn dài A, và hệ số m (đối với ma trận đa tốc độ), đối chiếu với hệ thống chỉ tiêu nghiệm thu chính thức.

Việc chuẩn hoá quy trình thành sáu bước rõ ràng, có thể kiểm soát và lặp lại tại bất kỳ phòng thí nghiệm nào có trang bị thiết bị kéo nhiệt độ cao tương đương, là một yêu cầu kỹ thuật quan trọng đối với một quy trình công nghệ dự kiến ban hành chính thức và sử dụng lâu dài trong công tác kiểm tra chất lượng sản phẩm, khác về bản chất với một quy trình thử nghiệm chỉ áp dụng nội bộ trong khuôn khổ nghiên cứu.

6.6.2. Bộ thông số chuẩn hoá và chỉ tiêu nghiệm thu

Bộ thông số chính thức của QT-ĐT957-03 gồm sáu mức nhiệt độ chuẩn hoá (25, 100, 200, 300, 350 và 400°C) bao trùm từ điều kiện nhiệt độ phòng đến điều kiện thể hiện rõ nhất hiệu ứng siêu dẻo, tốc độ biến dạng chuẩn 10^{-3} s^{-1} dùng cho phép đo nghiệm thu, và hệ thống chỉ tiêu nghiệm thu cụ thể theo trạng thái nhiệt luyện (T6, T73) và theo nhóm mẫu (M1/M3), lấy mốc nhiệt độ 350°C làm điểm chuẩn đối chiếu chính thức.

Bảng 6. 6. *Chỉ tiêu nghiệm thu chính thức rút gọn theo Quy trình QT-ĐT957-03, trạng thái T6, nhiệt độ chuẩn 350°C, tốc độ biến dạng chuẩn 10^{-3} s^{-1}*

Chỉ tiêu (T6, 350°C, $\dot{\varepsilon}=10^{-3}$ s^{-1})	**Yêu cầu tối thiểu M1**	**Yêu cầu tối thiểu M3**
Rm (MPa)	≥240	≥270
Rp0,2 (MPa)	≥205	≥230
Độ giãn dài A (%)	≥38	≥52
Hệ số nhạy tốc độ biến dạng m	≥0,25	≥0,32

Việc lựa chọn sáu mức nhiệt độ chuẩn hoá và tốc độ biến dạng chuẩn 10^{-3} s^{-1} đã được thảo luận và thống nhất thông qua phương pháp chuyên gia, bảo đảm quy trình vừa có khả năng đánh giá đầy đủ đặc trưng cơ tính của hợp kim trên toàn dải nhiệt độ làm việc thực tế của kết cấu tàu, vừa có tính chuẩn hoá cao, dễ lặp lại giữa các phòng thí nghiệm và các đợt kiểm tra khác nhau. Việc phân biệt rõ ràng hai loại chỉ tiêu độ dẻo — độ giãn dài siêu dẻo δmax (đánh giá khả năng gia công tạo hình của phôi ở trạng thái chưa hoá bền) và độ giãn dài A trong chỉ tiêu nghiệm thu (đánh giá độ dẻo thực tế của sản phẩm đã qua tôi, hoá già hoàn chỉnh) — đã được trình bày chi tiết tại Chương 5 (mục 5.3.4) và tiếp tục được quán triệt nhất quán trong toàn bộ Chương 6, tránh gây nhầm lẫn khi đối chiếu số liệu giữa các mục 6.1–6.7.

6.6.3. Kết quả áp dụng thử quy trình đã hoàn thiện

Trên cơ sở sáu bước quy trình và bộ thông số chuẩn hoá đã trình bày tại mục 6.6.1 và 6.6.2, đề tài đã tiến hành áp dụng thử quy trình QT-ĐT957-03 hoàn thiện trên các mẫu thuộc lô kiểm chứng bổ sung (9 mẫu M-CV5.4-KCT-

01 đến -09, trình bày chi tiết tại mục 6.7), sử dụng đúng trình tự sáu bước và đúng bộ thông số chuẩn hoá đã ban hành. Kết quả áp dụng thử cho thấy quy trình vận hành thông suốt, không phát sinh vướng mắc về mặt thao tác kỹ thuật ở bất kỳ bước nào trong sáu bước, thời gian thực hiện một phép thử đầy đủ (từ chuẩn bị mẫu đến xử lý số liệu) ổn định giữa các lần lặp, và quan trọng nhất, kết quả cơ tính thu được có độ phân tán nhỏ giữa các lần lặp thử nghiệm trên cùng một điều kiện công nghệ — đây là bằng chứng thực nghiệm trực tiếp, bổ sung cho các luận cứ đã trình bày tại mục 6.6.1, khẳng định quy trình QT-ĐT957-03 đã đạt độ chín kỹ thuật cần thiết để ban hành và áp dụng chính thức, lâu dài trong công tác kiểm tra, nghiệm thu chất lượng sản phẩm hợp kim Al-Zn-Mg-Cu của đề tài.

6.6.4. Đối chiếu hệ số nhạy tốc độ biến dạng m giữa hai giai đoạn

Hệ số nhạy tốc độ biến dạng $m = d(\ln\sigma)/d(\ln\dot{\varepsilon})$, xác định trên ma trận đa tốc độ biến dạng (10^{-4} đến 10^{-2} s^{-1}) tại 400°C theo đúng phương pháp đã xây dựng ở Chương 5, tiếp tục là chỉ tiêu quan trọng để xác nhận cơ chế biến dạng siêu dẻo chiếm ưu thế trong quá trình kéo nóng. Kết quả áp dụng quy trình QT-ĐT957-03 đã hoàn thiện trên lô mẫu kiểm chứng khẳng định hệ số m của M3 tiếp tục đạt trên ngưỡng 0,3 — mốc kỹ thuật đã xác lập tại Chương 5 để phân định cơ chế trượt biên hạt (GBS) kết hợp kết tinh lại động (DRX) chiếm ưu thế so với cơ chế biến dạng thông thường (m thấp, đặc trưng trượt tinh thể đơn thuần) — nhất quán với ngưỡng chỉ tiêu nghiệm thu chính thức $m \geq 0{,}32$ đối với M3 tại 350°C đã nêu tại Bảng 6.6, đồng thời phù hợp với đặc trưng phá huỷ dẻo, mật độ hố xé cao quan sát được qua ảnh SEM bề mặt đứt gãy tại Hình 6.5b (mục 6.3.4). Việc hệ số m được xác nhận lặp lại ở cả giai đoạn thử nghiệm ban đầu và giai đoạn kiểm chứng sau hoàn thiện, sử dụng cùng một phương pháp đo và cùng một hệ tiêu chí phân định cơ chế biến dạng, là một minh chứng bổ sung quan trọng cho độ tin cậy khoa học của toàn bộ hệ thống chỉ tiêu nghiệm thu đã xây dựng trong Quy trình QT-ĐT957-03.

6.7. Tổng hợp kết quả tổ chức, cơ tính hợp kim sau khi hoàn thiện quy trình

Mục 6.7 là mục tổng hợp quan trọng nhất của Chương 6, có nhiệm vụ đối chiếu định lượng trực tiếp kết quả tổ chức và cơ tính giữa hai giai đoạn đã trình bày ở các mục trước: giai đoạn thử nghiệm ban đầu (mục 6.1–6.3, thực hiện

trên 3 mẻ nấu và 30 mẫu thử) và giai đoạn hoàn thiện, kiểm chứng (mục 6.4–6.6, thực hiện trên 9 mẫu kiểm chứng bổ sung theo Biên bản giao nhận mẫu thử nghiệm M-CV5.4-KCT-01 đến -09, với thiết kế 3 mẫu/quy trình × 3 lần lặp). Mục đích của việc đối chiếu song song này là chứng minh bằng số liệu định lượng rằng quá trình hoàn thiện quy trình công nghệ đã thực sự cải thiện độ ổn định và độ lặp lại của kết quả, đủ điều kiện để ban hành chính thức ba quy trình công nghệ và áp dụng ở quy mô lớn hơn.

6.7.1. Bảng đối chiếu song song hai giai đoạn

Bảng 6. 7. *Đối chiếu song song kết quả tổ chức, cơ tính giữa giai đoạn thử nghiệm ban đầu và giai đoạn hoàn thiện,*

Chỉ tiêu	Giai đoạn thử nghiệm ban đầu	Giai đoạn hoàn thiện	Nhận xét
δmax M3 (%)	≈250 (điều kiện tối ưu)	350–380	Tăng và ổn định hơn sau hoàn thiện
Rm M3 (MPa)	≈480	478–502	Tương đồng, dải giá trị hẹp hơn
HV M3	≈185	182–188	Tương đồng, dao động rất nhỏ
δmax M1 (%)	Chưa tách riêng số liệu ở giai đoạn đầu	198–222	Bổ sung đầy đủ ở giai đoạn hoàn thiện
Rm M1 (MPa)	Chưa tách riêng số liệu ở giai đoạn đầu	485–512	Bổ sung đầy đủ ở giai đoạn hoàn thiện
HV5 M1	Chưa tách riêng số liệu ở giai đoạn đầu	178–184	Bổ sung đầy đủ ở giai đoạn hoàn thiện
Số mẻ / số mẫu	3 mẻ nấu, 30 mẫu thử	9 mẫu (3 mẫu/quy trình × 3 lần lặp)	Thiết kế lặp có kiểm soát chặt chẽ hơn
Đánh giá độ ổn định/lặp lại	"Ổn định, tái lặp được" (đánh giá định tính)	"Nhất quán với CV5.2–5.3, sai số <5%" (định lượng)	Từ định tính sang định lượng, chặt chẽ hơn

6.7.2. Phân tích, nhận xét kết quả đối chiếu

Kết quả đối chiếu tại Bảng 6.7 cho thấy một số điểm nhận xét quan trọng. Thứ nhất, ở các chỉ tiêu độ bền Rm và độ cứng HV/HV5 của M3, giá trị trung bình giữa hai giai đoạn tương đối gần nhau (≈480 MPa so với dải 478–502 MPa; ≈185 so với dải 182–188), tuy nhiên điểm khác biệt căn bản nằm ở việc giai đoạn hoàn thiện cung cấp một dải giá trị (range) hẹp, được xác định rõ ràng qua thiết kế thí nghiệm lặp có kiểm soát (3 mẫu/quy trình × 3 lần lặp), trong khi giai đoạn thử nghiệm ban đầu chỉ đưa ra một giá trị trung bình đơn lẻ, chưa phản ánh đầy đủ mức độ phân tán số liệu giữa các mẻ. Thứ hai, chỉ tiêu độ giãn dài cực đại δmax của M3 tăng rõ rệt ở giai đoạn hoàn thiện (350–380% so với ≈250% ở giai đoạn đầu) — sự cải thiện này phản ánh đúng bản chất kỹ thuật của quá trình hoàn thiện quy trình: các thông số công nghệ (nhiệt độ, tốc độ kéo, trạng thái tổ chức ban đầu của mẫu) đã được tối ưu hoá và chuẩn hoá chặt chẽ hơn ở giai đoạn hoàn thiện quy trình, giúp mẫu thử đạt gần hơn đến điều kiện biến dạng siêu dẻo lý tưởng đã xác lập tại Chương 5, không phản ánh sự thay đổi bản chất luyện kim của vật liệu.

Thứ ba, và quan trọng nhất, kết quả kiểm chứng ở giai đoạn hoàn thiện đã bổ sung đầy đủ số liệu tách riêng cho M1 — điều mà giai đoạn thử nghiệm ban đầu (mục 6.1–6.3) chưa thực hiện được một cách hệ thống — qua đó cho phép khẳng định rằng cả hai nhóm mẫu, không riêng M3, đều đạt các chỉ tiêu cơ tính ổn định, đáp ứng đầy đủ yêu cầu kỹ thuật: M1 đạt δmax = 198–222%, Rm = 485–512 MPa, HV5 = 178–184; đối chiếu với mốc tiêu chí kỹ thuật tổng thể của đề tài (kích thước hạt dưới 10 µm, độ giãn dài trên 200%, giới hạn bền trên 450 MPa sau tôi và hoá già), cả hai nhóm mẫu ở giai đoạn hoàn thiện đều đáp ứng hoặc vượt các ngưỡng này, riêng chỉ tiêu kích thước hạt dưới 10 µm chỉ M3 đáp ứng đầy đủ (≈7 µm so với 13–18 µm của M1), khẳng định lại vai trò không thể thay thế của biến tính La, Ce trong việc đưa hợp kim đạt đầy đủ điều kiện vi cấu trúc cho biến dạng siêu dẻo.

Thứ tư, nhận định "kết quả kiểm chứng nhất quán với giai đoạn thử nghiệm ban đầu, sai số nhỏ hơn 5%" — được ghi nhận trực tiếp trong báo cáo kiểm chứng của đề tài — là một kết luận có ý nghĩa quan trọng đối với việc đánh giá mức độ hoàn thiện của công nghệ: sai số dưới 5% giữa các mẻ sản xuất thử nghiệm độc lập là một ngưỡng chấp nhận được phổ biến trong công

nghiệp chế tạo hợp kim nhôm cho các ứng dụng kết cấu, phản ánh quy trình công nghệ đã đạt được mức độ kiểm soát quá trình đủ chặt chẽ để bảo đảm tính đồng nhất chất lượng sản phẩm giữa các mẻ sản xuất khác nhau — đây là điều kiện tiên quyết, mang tính quyết định để một quy trình công nghệ có thể được ban hành chính thức và áp dụng ở quy mô công nghiệp, khác về bản chất với một kết quả nghiên cứu đơn lẻ, dù có giá trị khoa học cao, nhưng chưa được kiểm chứng về độ lặp lại.

6.7.3. Ý nghĩa khoa học và thực tiễn của việc kiểm chứng lặp lại

Từ những phân tích và đối chiếu định lượng nêu trên, có thể khẳng định quy trình công nghệ chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce của đề tài, sau khi trải qua đầy đủ hai giai đoạn thử nghiệm ban đầu và hoàn thiện, đã đạt được mức độ ổn định và độ lặp lại đủ tin cậy, đáp ứng đầy đủ các điều kiện cần thiết để ban hành chính thức ba quy trình công nghệ QT-ĐT957-01, QT-ĐT957-02 và QT-ĐT957-03, làm cơ sở áp dụng ở quy mô sản xuất lớn hơn. Về ý nghĩa khoa học và thực tiễn, đối với một đề tài khoa học và công nghệ cấp thành phố chuẩn bị nghiệm thu, việc thực hiện đầy đủ và có hệ thống công tác kiểm chứng lặp lại như trình bày trong Chương 6 có ý nghĩa đặc biệt quan trọng: nó không chỉ củng cố thêm độ tin cậy khoa học của các kết quả nghiên cứu đã công bố ở các Chương 3, 4, 5, mà còn là bằng chứng thực tiễn trực tiếp, thuyết phục, chứng minh tính khả thi và sự sẵn sàng chuyển giao công nghệ của đề tài — một yêu cầu bắt buộc và mang tính quyết định đối với các đề tài nghiên cứu ứng dụng phục vụ trực tiếp cho ngành công nghiệp đóng tàu tại địa phương.

Xét trên góc độ quản lý khoa học và công nghệ, việc phân định rõ ràng hai giai đoạn công việc — thử nghiệm ban đầu và hoàn thiện quy trình — cùng với việc lưu trữ đầy đủ hồ sơ, biên bản giao nhận mẫu, số liệu kiểm chứng của từng giai đoạn như trình bày trong Chương 6, còn có ý nghĩa quan trọng trong công tác nghiệm thu đề tài cấp thành phố: đây là bằng chứng tài liệu đầy đủ, có thể truy vết, chứng minh đề tài đã tuân thủ đúng trình tự nghiên cứu khoa học nghiêm túc — từ nghiên cứu cơ bản, thực nghiệm nhỏ, thử nghiệm mở rộng, đến hoàn thiện và chuẩn hoá công nghệ — thay vì chỉ dừng lại ở việc công bố các kết quả nghiên cứu đơn lẻ thiếu tính hệ thống. Đồng thời, bộ hồ sơ ba quy trình công nghệ chính thức, kèm theo bộ số liệu kiểm chứng đầy đủ, là tài sản

trí tuệ và tài liệu kỹ thuật có giá trị thực tiễn cao, có thể làm cơ sở để chuyển giao, nhân rộng cho các đơn vị sản xuất, cơ sở đóng tàu tại địa phương sau bước thử nghiệm mở rộng quy mô có nhu cầu ứng dụng công nghệ chế tạo hợp kim nhôm cường độ cao, tính dẻo cao phục vụ đóng mới và sửa chữa tàu thuyền — đúng với mục tiêu và định hướng ứng dụng thực tiễn mà một đề tài khoa học công nghệ cấp thành phố cần hướng tới.

6.7.4. Danh mục hồ sơ, minh chứng kèm theo

Để bảo đảm tính minh bạch, thuận tiện cho công tác kiểm tra, nghiệm thu, toàn bộ kết quả trình bày trong Chương 6 đều được lưu trữ đầy đủ dưới dạng hồ sơ, minh chứng kèm theo, tổng hợp tại Bảng 6.8.

Bảng 6. 8. *Danh mục hồ sơ, minh chứng kèm theo phục vụ đối chiếu, kiểm tra kết quả Chương 6, lưu trữ tại hồ sơ khoa học và công nghệ của đề tài ĐT.CN.2023.957.*

Loại hồ sơ, minh chứng	Ký hiệu / số lượng	Mục liên quan
Báo cáo Công việc 5.1–5.4	4 báo cáo	6.1–6.4
Biên bản giao nhận mẫu thử nghiệm	M-CV5.4-KCT-01 đến -09 (9 mẫu)	6.4–6.7
Ký hiệu mẫu thử nghiệm ban đầu	3 mẻ × (5 mẫu M1 + 5 mẫu M3) = 30 mẫu	6.1
Quy trình công nghệ chính thức	QT-ĐT957-01, -02, -03	6.4–6.6
Biên bản Hội thảo chuyên đề số 4	Ngày 30/06/2025	6.6.2
Ảnh tổ chức tế vi, ảnh SEM gốc	14 ảnh gốc (h1–h14), sử dụng 8 hình trong Chương 6	6.1, 6.2, 6.3, 6.4, 6.5

Việc tổng hợp danh mục hồ sơ, minh chứng dưới dạng bảng như trên không chỉ phục vụ mục đích trình bày trong Báo cáo mà còn có giá trị thực tiễn trực tiếp trong công tác chuẩn bị hồ sơ nghiệm thu đề tài cấp thành phố, giúp hội đồng nghiệm thu và các đơn vị quản lý khoa học công nghệ có thể tra cứu, đối chiếu nhanh chóng giữa nội dung trình bày trong Báo cáo và hồ sơ, số liệu

gốc lưu trữ, bảo đảm tính minh bạch và độ tin cậy của toàn bộ kết quả nghiên cứu.

6.7.5. Ý nghĩa đối với việc mở rộng quy mô sản xuất

Kết quả đối chiếu định lượng tại mục 6.7.1 và 6.7.2 còn có một ý nghĩa quan trọng khác, liên quan trực tiếp đến định hướng mở rộng quy mô sản xuất trong tương lai: việc sai số giữa các mẻ sản xuất thử nghiệm độc lập được kiểm soát dưới ngưỡng 5% không có nghĩa là quy trình công nghệ đã hoàn toàn miễn nhiễm với các biến động khi tiếp tục mở rộng quy mô lên mức công nghiệp (từ quy mô mẻ thử nghiệm hiện tại lên quy mô mẻ sản xuất hàng loạt, có thể lớn hơn hàng chục lần) — đây vẫn là một bước chuyển quy mô tiếp theo, tiềm ẩn các yếu tố kỹ thuật mới chưa được kiểm chứng đầy đủ trong khuôn khổ đề tài, như khả năng duy trì đồng đều nhiệt độ và thành phần trong các lò nấu công suất lớn, hay động học nguội của các khuôn đúc kích thước lớn hơn nhiều so với khuôn thí nghiệm. Do đó, kết quả Chương 6 nên được hiểu đúng bản chất là đã hoàn thành và kiểm chứng đầy đủ ở quy mô thử nghiệm mở rộng, là bước đệm cần thiết và bắt buộc, nhưng chưa phải là bước kiểm chứng cuối cùng ở quy mô sản xuất công nghiệp đầy đủ — khuyến nghị này cần được lưu ý khi xây dựng kế hoạch chuyển giao và ứng dụng công nghệ ở giai đoạn tiếp theo, sau khi đề tài hoàn thành nghiệm thu.

6.8. Kết luận chương 6

Chương 6 đã trình bày đầy đủ kết quả thử nghiệm chế tạo và hoàn thiện quy trình, sản phẩm — với các kết quả chính sau:

Thứ nhất, đề tài đã thực hiện đầy đủ ba nhóm thử nghiệm ban đầu — nấu luyện và biến tính, xử lý nhiệt và cơ-nhiệt tăng bền, thử kéo nhiệt độ cao đánh giá khả năng biến dạng — trên 3 mẻ nấu độc lập với tổng cộng 30 mẫu thử, kết quả khẳng định các thông số công nghệ cốt lõi đã xác lập ở Chương 3–5 (nhiệt độ nấu 750°C, thời gian biến tính 150 giây, hiệu suất thu hồi 95–96%, kích thước hạt M3 6–7 μm, độ giãn dài siêu dẻo M3 đạt xấp xỉ 250%) tiếp tục được tái lập một cách nhất quán ở quy mô mở rộng, đồng thời phát hiện được mức độ dao động số liệu cần tiếp tục hiệu chỉnh giữa các mẻ.

Thứ hai, trên cơ sở kết quả thử nghiệm ban đầu, đề tài đã hoàn thiện và chốt lại bộ thông số công nghệ chính thức cho cả ba công đoạn: nấu luyện – biến tính – đúc phôi (nhiệt độ nấu 750°C/10 phút, biến tính 150 giây, đúc 700–

710°C), xử lý nhiệt và cơ-nhiệt (ủ đồng đều hoá 460°C×24h, cán 10–15%/lượt, tôi 470°C ± 3°C, hoá già T6/T73), và thử kéo nhiệt độ cao (sáu mức nhiệt độ chuẩn 25–400°C, tốc độ chuẩn 10^{-3} s^{-1}, chỉ tiêu nghiệm thu tại 350°C). Kết quả kiểm chứng đặc biệt quan trọng đạt được ở công đoạn nấu luyện – biến tính là mẫu M3 duy trì kích thước hạt xấp xỉ 7 μm sau ủ kết tinh lại 450°C×2h, mịn hơn 1,9–2,6 lần so với 13–18 μm của M1, khẳng định hiệu quả ghim biên hạt bền vững của hệ pha liên kim Al-RE xuyên suốt toàn bộ chuỗi công nghệ.

Thứ ba, trên cơ sở bộ thông số công nghệ đã hoàn thiện, đề tài đã ban hành chính thức ba quy trình công nghệ QT-ĐT957-01 (Nấu đúc hợp kim), QT-ĐT957-02 (Xử lý nhiệt, cơ-nhiệt) và QT-ĐT957-03 (Thử kéo nhiệt độ cao đánh giá khả năng biến dạng), đây là các sản phẩm khoa học và công nghệ chính thức, cụ thể của đề tài, có thể sử dụng trực tiếp làm tài liệu kỹ thuật hướng dẫn sản xuất và kiểm tra chất lượng.

Thứ tư, kết quả kiểm chứng trên 9 mẫu bổ sung theo thiết kế lặp có kiểm soát (3 mẫu/quy trình × 3 lần lặp) cho thấy độ ổn định và độ lặp lại cao giữa các mẻ sản xuất thử nghiệm, với sai số nhỏ hơn 5% so với kết quả giai đoạn thử nghiệm ban đầu, đồng thời cung cấp đầy đủ số liệu cơ tính tách riêng cho cả M1 (δ_{max} 198–222%, Rm 485–512 MPa, HV5 178–184) và M3 (δ_{max} 350–380%, Rm 478–502 MPa, HV5 182–188) — khẳng định tính khả thi và sự sẵn sàng chuyển giao của công nghệ chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce của đề tài.

Thứ năm, toàn bộ kết quả trình bày trong Chương 6 — bao gồm bộ ba quy trình công nghệ chính thức đã ban hành, hệ thống thông số kỹ thuật đã hoàn thiện và bộ số liệu kiểm chứng độ ổn định, độ lặp lại — là cơ sở dữ liệu trực tiếp, đầy đủ và có độ tin cậy cao để triển khai nội dung phân tích kinh tế - kỹ thuật, đánh giá hiệu quả và khả năng ứng dụng thực tiễn của công nghệ trong công nghiệp đóng tàu, sẽ được trình bày một cách hệ thống ở Chương 7 của Báo cáo tổng hợp đề tài.

Thứ sáu, bên cạnh những kết quả đã đạt được, nhóm thực hiện đề tài cũng nhìn nhận thẳng thắn một số hạn chế và giới hạn phạm vi của các kết quả trình bày trong Chương 6, cần được lưu ý khi khai thác, sử dụng các kết quả này ở giai đoạn tiếp theo. Về quy mô thử nghiệm, mặc dù đã mở rộng đáng kể so với quy mô phòng thí nghiệm của các Chương 3–5, các mẻ nấu và lô mẫu kiểm

chứng trong Chương 6 vẫn thuộc quy mô thử nghiệm mở rộng, chưa phải quy mô sản xuất công nghiệp đầy đủ như đã phân tích tại mục 6.7.5; về đối tượng khảo sát, tổ chức hạt cá biệt bất thường quan sát được ở một số mẫu M1 (đến 57,6 μm, mục 6.4.4) cho thấy cơ chế lớn hạt cục bộ trong hợp kim nền chưa được nghiên cứu đầy đủ và có thể là hướng nghiên cứu bổ sung hữu ích; về phạm vi chỉ tiêu, một số chỉ tiêu cơ tính của M1 ở trạng thái T6 và T73 (độ giãn dài A, kích thước PFZ) chưa được tách riêng đầy đủ trong khuôn khổ các đợt kiểm chứng đã thực hiện (Bảng 6.5), do trọng tâm kiểm chứng được ưu tiên cho M3 — nhóm mẫu biến tính, mang tính đại diện cao hơn cho sản phẩm dự kiến chuyển giao. Trên cơ sở các hạn chế đã nhận diện, nhóm thực hiện đề tài kiến nghị các nghiên cứu, dự án tiếp theo (sau khi đề tài hoàn thành nghiệm thu) cần tiếp tục: (i) triển khai thử nghiệm ở quy mô mẻ nấu lớn hơn, tiệm cận quy mô sản xuất công nghiệp thực tế; (ii) nghiên cứu bổ sung cơ chế lớn hạt cục bộ ở M1 nhằm hoàn thiện hiểu biết khoa học về vai trò của biến tính La, Ce trong việc kiểm soát hiện tượng này; (iii) hoàn thiện bộ số liệu kiểm chứng cơ tính đầy đủ, tách riêng cho cả hai nhóm mẫu ở cả hai trạng thái nhiệt luyện T6 và T73, làm cơ sở dữ liệu toàn diện hơn phục vụ công tác chuyển giao công nghệ; và (iv) thực hiện thử nghiệm ăn mòn ứng suất SCC theo ASTM G44 (ngâm luân phiên trong dung dịch NaCl 3,5%) cùng phép đo TEM định lượng bề rộng vùng không tiết pha PFZ trên chính mẫu do đề tài chế tạo. Nhóm thực hiện xin nêu rõ: hai nội dung này CHƯA được triển khai trong khuôn khổ đề tài do giới hạn về thiết bị chuyên dụng, thời gian thử nghiệm dài ngày và kinh phí; do đó mọi nhận định về khả năng kháng ăn mòn ứng suất trình bày trong Báo cáo đều mang tính định tính, dựa trên cơ sở lý thuyết luyện kim và số liệu tham khảo của hệ hợp kim 7xxx, không phải là kết quả thực nghiệm của đề tài.

CHƯƠNG 7. PHÂN TÍCH, ĐÁNH GIÁ KINH TẾ - KỸ THUẬT VÀ KHẢ NĂNG ỨNG DỤNG

Chương 7 trình bày kết quả phân tích, đánh giá kinh tế - kỹ thuật và khả năng ứng dụng thực tiễn của công nghệ chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có tính dẻo cao biến tính bằng đất hiếm La, Ce. Nếu các Chương 3–6 tập trung xác lập cơ sở khoa học, thông số công nghệ và kiểm chứng độ ổn định của quy trình ở quy mô thực nghiệm và thử nghiệm mở rộng, thì Chương 7 có nhiệm vụ khác về bản chất: đặt các kết quả kỹ thuật đã đạt được trong bối cảnh kinh tế - xã hội, đối chiếu với các vật liệu cạnh tranh đang sử dụng trong công nghiệp đóng tàu, ước tính giá thành chế tạo khi mở rộng quy mô sản xuất, đồng thời đánh giá khả năng ứng dụng, thị trường và phương thức chuyển giao công nghệ ra thực tiễn sản xuất.

Chương đặt các kết quả kỹ thuật đã đạt được vào bối cảnh ứng dụng thực tế: so sánh hợp kim của đề tài với các vật liệu kết cấu đang dùng phổ biến trong đóng tàu, ước tính giá thành nguyên liệu khi mở rộng quy mô sản xuất, phân tích chi phí vòng đời của kết cấu tàu, đánh giá khả năng ứng dụng, thị trường và phương thức chuyển giao công nghệ, cùng ý nghĩa kinh tế - xã hội và môi trường của kết quả nghiên cứu.

Cần lưu ý rằng, do kết quả nghiên cứu mới được xác lập ở quy mô phòng thí nghiệm và thử nghiệm mở rộng, chưa bước vào giai đoạn ứng dụng, chuyển giao thực tế ở quy mô công nghiệp, phần lớn nội dung phân tích kinh tế trong Chương 7 mang tính chất phân tích, đánh giá và ước tính sơ bộ trên cơ sở số liệu kỹ thuật đã có, không phải số liệu đo đạc, khảo sát thị trường ở quy mô sản xuất công nghiệp đầy đủ. Ở những nội dung chưa có số liệu định lượng cụ thể, Báo cáo trình bày rõ ràng, minh bạch về giới hạn này, tránh suy diễn hoặc đưa ra số liệu không có căn cứ.

7.1. Cơ sở lý luận đánh giá kinh tế - kỹ thuật của quy trình công nghệ

Việc đánh giá kinh tế - kỹ thuật đối với một quy trình công nghệ mới, đặc biệt là công nghệ luyện kim - vật liệu phục vụ công nghiệp đóng tàu, thông thường được thực hiện dựa trên hai nhóm phương pháp luận bổ sung cho nhau. Nhóm thứ nhất là phân tích chi phí - lợi ích (cost-benefit analysis), trong đó chi phí đầu tư nghiên cứu, chi phí chế tạo và chi phí vận hành được đối chiếu với các lợi ích thu được, bao gồm cả lợi ích định lượng được bằng tiền (tiết kiệm

nhiên liệu, giảm chi phí bảo trì, tăng tải trọng hữu ích) và lợi ích định tính khó quy đổi trực tiếp (nâng cao năng lực công nghệ nội địa, tạo tiền đề phát triển ngành công nghiệp vật liệu mới). Nhóm thứ hai là phân tích chi phí vòng đời sản phẩm (Life Cycle Cost - LCC), xem xét tổng chi phí phát sinh trong toàn bộ vòng đời sử dụng của vật liệu hoặc kết cấu, từ giai đoạn chế tạo, lắp đặt, vận hành, bảo trì cho đến khi thanh lý, thay vì chỉ dừng lại ở chi phí đầu tư ban đầu — đây là cách tiếp cận đặc biệt phù hợp khi đánh giá vật liệu kết cấu tàu thuỷ, do tàu là loại tài sản có vòng đời khai thác dài (thường 20–25 năm) và chi phí vận hành, bảo trì trong suốt vòng đời có thể chiếm tỷ trọng lớn hơn nhiều so với chi phí đầu tư ban đầu.

Đối với các nhiệm vụ khoa học và công nghệ cấp thành phố, hiệu quả nghiên cứu được đánh giá chủ yếu qua mức độ đạt được của các sản phẩm khoa học và công nghệ đăng ký so với chỉ tiêu chất lượng đặt ra tại Thuyết minh đề tài, cũng như tiềm năng ứng dụng thực tiễn của kết quả nghiên cứu — đây chính là khung đánh giá được áp dụng xuyên suốt trong Chương 7.

Mục tiêu khoa học của đề tài, được xác định tại mục 13 của Thuyết minh, là căn cứ trực tiếp để đối chiếu, đánh giá mức độ hoàn thành về mặt kinh tế - kỹ thuật trong chương này: “Nghiên cứu xây dựng quy trình công nghệ chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu và nâng cao tính dẻo hợp kim bằng phương pháp biến tính sử dụng nguyên tố đất hiếm La, Ce. Đồng thời đưa ra bộ thông số tối ưu quy trình công nghệ chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu dạng tấm.” Đối chiếu với kết quả trình bày tại các Chương 3–6, có thể khẳng định mục tiêu khoa học nêu trên đã được hoàn thành đầy đủ về mặt kỹ thuật: đề tài đã xây dựng và ban hành chính thức ba quy trình công nghệ (nấu đúc, xử lý nhiệt - cơ nhiệt, thử kéo nhiệt độ cao), đồng thời xác lập được bộ thông số công nghệ tối ưu cho từng công đoạn. Phần còn lại của Chương 7 tập trung phân tích khía cạnh kinh tế và khả năng ứng dụng của các kết quả kỹ thuật này.

7.2. So sánh hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce với vật liệu cạnh tranh dùng trong đóng tàu

Kết quả nghiên cứu trình bày tại các Chương 3–6 đã xác lập đầy đủ các đặc trưng kỹ thuật cốt lõi của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce do đề tài chế tạo: kích thước hạt tái kết tinh của nhóm biến tính đạt xấp xỉ 7 μm, mịn hơn 1,9–2,6 lần so với 13–18 μm của nhóm không biến tính; vùng nhiệt độ biến

dạng tối ưu nằm trong khoảng 375–425°C; độ giãn dài tương đối (độ dẻo) đạt trên 200%, trong điều kiện tối ưu hoá triệt để có thể đạt đến xấp xỉ 667%; giới hạn bền kéo đạt trên 100 N/mm², tại các trạng thái nhiệt luyện T6/T73 có thể đạt 478–512 MPa tuỳ nhóm mẫu và chế độ xử lý. Đây là các chỉ tiêu chính thức được ghi nhận tại mục 22 (Sản phẩm khác) của Thuyết minh đề tài và được kiểm chứng nhất quán qua nhiều mẻ thử nghiệm tại Chương 6.

Để làm rõ giá trị kinh tế - kỹ thuật của hợp kim mới trong bối cảnh ứng dụng thực tế, mục này so sánh định tính, và định lượng khi có cơ sở hợp lý, giữa hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce với ba nhóm vật liệu cạnh tranh phổ biến trong công nghiệp đóng tàu hiện nay: thép đóng tàu thông thường (chủ yếu thép các-bon thấp và thép hợp kim thấp theo các quy phạm đăng kiểm), hợp kim nhôm hệ 5xxx/6xxx đã được sử dụng phổ biến trong đóng tàu (nhôm - magiê và nhôm - magiê - silic), và composite sợi carbon (carbon fiber reinforced polymer).

So với thép đóng tàu thông thường, ưu thế nổi bật nhất của hợp kim nhôm nói chung, bao gồm hợp kim Al-Zn-Mg-Cu của đề tài, là khối lượng riêng thấp: nhôm có khối lượng riêng khoảng 2,7 g/cm³, chỉ bằng khoảng 1/3 so với thép (khoảng 7,85 g/cm³). Khi thay thế thép bằng hợp kim nhôm tại các vị trí kết cấu phù hợp (vách ngăn, sàn, thượng tầng, nội thất), với thiết kế bảo đảm tương đương về độ bền kết cấu, khối lượng kết cấu có thể giảm ước tính khoảng 40–60% tuỳ vị trí và giải pháp thiết kế cụ thể — đây là mức giảm trọng lượng tham khảo, phù hợp với kinh nghiệm ứng dụng nhôm hợp kim trong đóng tàu cao tốc, tàu khách và các kết cấu tàu quân sự trên thế giới, cần được xác nhận lại bằng tính toán thiết kế kết cấu cụ thể khi áp dụng cho từng loại tàu. Giảm trọng lượng kết cấu mang lại chuỗi lợi ích kinh tế - kỹ thuật liên hoàn: giảm tiêu hao nhiên liệu khi vận hành, tăng tải trọng hữu ích hoặc tốc độ khai thác, giảm tải trọng lên hệ thống đẩy và kết cấu đỡ. Bù lại, giá thành nguyên liệu và chi phí gia công hợp kim nhôm hiện cao hơn thép thông thường, đòi hỏi công nghệ hàn, gia công chuyên biệt hơn.

So với hợp kim nhôm hệ 5xxx (Al-Mg) và 6xxx (Al-Mg-Si) đã được sử dụng phổ biến trong đóng tàu hiện nay, hợp kim Al-Zn-Mg-Cu (hệ 7xxx) mà đề tài nghiên cứu thuộc dòng hợp kim nhôm có độ bền cao nhất trong số các hợp kim nhôm biến dạng thương mại, nhờ cơ chế hoá bền tiết pha chủ đạo bởi

các pha η (MgZn2) và các pha liên quan khi hoá già. Ưu thế về độ bền cao hơn của hệ 7xxx cho phép giảm thêm chiều dày kết cấu ở cùng mức tải trọng thiết kế so với hệ 5xxx/6xxx, qua đó giảm thêm khối lượng kết cấu. Tuy nhiên, đánh đổi kỹ thuật cố hữu của hệ 7xxx là khả năng hàn và độ nhạy nứt do ăn mòn ứng suất (SCC) kém hơn hệ 5xxx/6xxx ở trạng thái chưa qua xử lý nhiệt phù hợp — đây chính là lý do đề tài đặc biệt chú trọng nghiên cứu biến tính bằng La, Ce nhằm cải thiện đồng thời độ dẻo và khả năng công nghệ (tạo hình, hàn) của hệ 7xxx, thu hẹp khoảng cách về khả năng công nghệ so với hệ 5xxx/6xxx trong khi vẫn giữ được ưu thế về độ bền riêng (độ bền/khối lượng riêng).

So với composite sợi carbon, vật liệu đang được sử dụng ngày càng nhiều trong đóng du thuyền cao cấp, tàu thể thao và một số kết cấu tàu quân sự đặc biệt, hợp kim nhôm biến tính La, Ce của đề tài có khối lượng riêng cao hơn (2,7 g/cm³ so với khoảng 1,5–1,6 g/cm³ của composite sợi carbon gia cường nhựa epoxy), do đó không đạt hiệu quả giảm trọng lượng bằng composite ở cùng yêu cầu độ bền. Tuy nhiên, composite sợi carbon có giá thành nguyên liệu và chi phí gia công cao hơn đáng kể so với hợp kim nhôm (theo tham khảo chung của ngành, có thể cao hơn từ vài lần đến hàng chục lần tuỳ cấp độ vật liệu và công nghệ gia công, đây là số liệu tham khảo chung của ngành vật liệu composite, không phải số liệu khảo sát trực tiếp của đề tài), đồng thời khó sửa chữa, khó tái chế và đòi hỏi quy trình kiểm tra chất lượng phức tạp hơn nhiều so với hợp kim kim loại truyền thống. Vì vậy, hợp kim nhôm biến tính La, Ce của đề tài có vị trí cạnh tranh hợp lý ở phân khúc giữa thép và composite: nhẹ hơn thép, dễ gia công và sửa chữa hơn composite, giá thành hợp lý hơn composite.

Bảng 7. 1. So sánh đa tiêu chí giữa hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce của đề tài với các vật liệu cạnh tranh dùng trong đóng tàu.

Tiêu chí	**Hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce (đề tài)**	**Thép đóng tàu thông thường**	**Hợp kim nhôm 5xxx/6xxx**	**Composite sợi carbon**
Khối lượng riêng	≈ 2,7 g/cm³	≈ 7,85 g/cm³	≈ 2,7 g/cm³	≈ 1,5–1,6 g/cm³

Tiêu chí	Hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce (đề tài)	Thép đóng tàu thông thường	Hợp kim nhôm 5xxx/6xxx	Composite sợi carbon
Độ bền kéo Rm	> 100 N/mm²; đạt 478–512 MPa (T6/T73)	Cao (thép kết cấu)	Trung bình - khá (thấp hơn 7xxx)	Cao (theo hướng sợi)
Độ dẻo (độ giãn dài)	> 200%, tối ưu đến ≈ 667%	Khá, ổn định	Khá tốt	Thấp, giòn
Khả năng hàn / gia công	Cải thiện nhờ biến tính La, Ce; vẫn hạn chế hơn 5xxx/6xxx	Tốt, công nghệ hàn phổ biến	Tốt	Kém, khó sửa chữa
Chống ăn mòn biển	Cải thiện qua hoá già T73 hai cấp	Cần lớp phủ/bảo vệ ca-tốt	Tốt	Tốt, không ăn mòn điện hoá
Giá thành tương đối	Cao hơn thép; ước tính tham khảo, cần khảo sát thêm	Thấp nhất	Cao hơn thép	Cao nhất trong nhóm
Tuổi thọ khai thác (ước tính tham khảo)	Dài, cần dữ liệu vận hành thực tế xác nhận	Trung bình, phụ thuộc bảo trì chống ăn mòn	Dài	Dài nhưng khó đánh giá mỏi/hư hỏng cục bộ

7.3. Ước tính giá thành chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce

Trên cơ sở đơn giá nguyên liệu tham khảo trên thị trường trong nước tại thời điểm thực hiện đề tài (nhôm 100 nghìn đồng/kg, kẽm 70 nghìn đồng/kg, đồng 80 nghìn đồng/kg, đất hiếm La, Ce 1.000 nghìn đồng/kg), có thể đưa ra một ước tính sơ bộ, mang tính tham khảo về chi phí nguyên liệu thô cho 1 kg hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce, với giả định thành phần hợp kim điển hình theo hệ 7xxx là khoảng 90% Al, 6% Zn, 2% Cu, dưới 1% (giả định 0,4%) La+Ce và các nguyên tố phụ khác (Mg và phụ gia vi lượng, không tính riêng do tỷ trọng chi phí không đáng kể), tổng hợp tại Bảng 7.2.

Bảng 7. 2.*Ước tính sơ bộ chi phí nguyên liệu thô cho 1 kg hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce*

Nguyên liệu	**Đơn giá tham khảo (nghìn đồng/kg)**	**Tỷ lệ giả định trong hợp kim (%)**	**Chi phí quy đổi (nghìn đồng/kg hợp kim)**
Nhôm (Al)	100	≈ 90	≈ 90,0
Kẽm (Zn)	70	≈ 6	≈ 4,2
Đồng (Cu)	80	≈ 2	≈ 1,6
Đất hiếm (La, Ce)	1.000	≈ 0,4	≈ 4,0
Magiê và phụ gia khác	—	≈ 1,6	Không đáng kể, chưa tính
TỔNG (nguyên liệu thô, ước tính)	—	100	≈ 99,8 (làm tròn ≈ 100)

Kết quả ước tính tại Bảng 7.2 cho thấy chi phí nguyên liệu thô chiếm tỷ trọng đáng kể trong tổng giá thành hợp kim là nhôm nguyên liệu (khoảng 90% chi phí nguyên liệu), trong khi đất hiếm La, Ce mặc dù có đơn giá cao gấp 10 lần nhôm nhưng do tỷ lệ sử dụng rất nhỏ (dưới 1% khối lượng) nên chỉ đóng góp khoảng 4% vào tổng chi phí nguyên liệu thô — đây là một kết luận kinh tế - kỹ thuật quan trọng, cho thấy việc bổ sung đất hiếm để biến tính, cải thiện đáng kể cơ tính (độ dẻo, độ mịn hạt) như đã chứng minh tại các Chương 3–6, chỉ làm tăng chi phí nguyên liệu thô ở mức khiêm tốn, không phải là rào cản kinh tế lớn đối với khả năng ứng dụng công nghiệp của công nghệ, với điều kiện nguồn cung đất hiếm La, Ce ổn định và giá thành không biến động quá lớn theo thời gian. Cần lưu ý đây là ước tính chi phí nguyên liệu thô ở quy mô phòng thí nghiệm, chưa bao gồm chi phí gia công, năng lượng, khấu hao thiết bị, kiểm tra chất lượng và quản lý; giá thành thực tế ở quy mô sản xuất công nghiệp cần được xác định lại trên cơ sở số liệu sản xuất thử.

7.4. Phân tích chi phí vòng đời (LCC) và hiệu quả kinh tế khi ứng dụng trong đóng tàu

Trên cơ sở khung lý thuyết chi phí vòng đời (LCC) đã trình bày tại mục 7.1 và kết quả so sánh kỹ thuật tại mục 7.2, có thể phân tích định tính hiệu quả kinh tế của việc ứng dụng hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce trong đóng tàu theo cấu trúc chi phí vòng đời gồm bốn nhóm: (i) chi phí đầu tư ban đầu (vật liệu, chế tạo, lắp đặt); (ii) chi phí vận hành (chủ yếu là chi phí nhiên liệu, liên quan trực tiếp đến trọng lượng tàu); (iii) chi phí bảo trì, sửa chữa trong vòng đời khai thác; và (iv) giá trị thanh lý cuối vòng đời.

Về chi phí đầu tư ban đầu, như đã phân tích tại mục 7.2 và 7.3, hợp kim nhôm nói chung, bao gồm hợp kim của đề tài, có giá thành nguyên liệu và chi phí gia công cao hơn thép đóng tàu thông thường, dẫn đến chi phí đầu tư ban đầu cho phần kết cấu sử dụng hợp kim nhôm cao hơn so với phương án dùng thép ở cùng khối lượng. Tuy nhiên, do khối lượng riêng thấp hơn thép khoảng ba lần, khối lượng kết cấu thực tế cần dùng để đạt cùng yêu cầu độ bền giảm đáng kể (ước tính tham khảo 40–60% tại các vị trí phù hợp, đã nêu tại mục 7.2), phần nào bù trừ lại chênh lệch đơn giá vật liệu.

Về chi phí vận hành, giảm trọng lượng kết cấu tàu mang lại hai tác động tích cực liên quan trực tiếp đến chi phí nhiên liệu: một là giảm trực tiếp lượng nhiên liệu tiêu hao để duy trì tốc độ khai thác thiết kế (do lực cản và công suất máy chính cần thiết giảm theo trọng lượng choán nước); hai là gián tiếp cho phép tăng tải trọng hữu ích (hàng hoá, hành khách, nhiên liệu dự trữ) ở cùng trọng tải toàn phần, qua đó tăng hiệu quả khai thác thương mại của tàu. Đây là cơ chế kinh tế đã được ghi nhận rộng rãi trong ngành đóng tàu quốc tế đối với các loại tàu sử dụng kết cấu nhôm hợp kim (tàu cao tốc, tàu khách, tàu tuần tra), tuy nhiên mức độ tiết kiệm nhiên liệu cụ thể phụ thuộc nhiều yếu tố thiết kế (tuyến hình thân tàu, công suất máy, chế độ khai thác) và cần được tính toán riêng cho từng loại tàu, từng tuyến khai thác cụ thể, không có cơ sở để đưa ra một con số phần trăm tiết kiệm chung cho mọi trường hợp trong khuôn khổ đề tài.

Về chi phí bảo trì, sửa chữa, hợp kim nhôm hệ 7xxx nói chung có khả năng chống ăn mòn trong môi trường biển kém hơn thép mạ kẽm hoặc thép có lớp phủ bảo vệ ca-tốt tốt, nhưng lại không bị ăn mòn theo cơ chế oxy hoá gỉ sét

như thép trần; việc biến tính bằng La, Ce và xử lý nhiệt hợp lý theo chế độ hoá già T73 hai cấp đã nghiên cứu tại Chương 4 được kỳ vọng góp phần cải thiện khả năng chống nứt do ăn mòn ứng suất (SCC) so với chế độ hoá già T6 thông thường, qua đó có thể giảm tần suất và chi phí bảo trì, sửa chữa liên quan đến ăn mòn trong vòng đời khai thác. Đây là nhận định định tính có cơ sở luyện kim, phù hợp với đặc tính chung đã biết của cơ chế hoá già quá bậc (T73) đối với hệ hợp kim 7xxx, nhưng chưa có số liệu thử nghiệm ăn mòn dài hạn trong môi trường biển thực tế của chính hợp kim do đề tài chế tạo để định lượng cụ thể mức độ cải thiện.

7.5. Khả năng ứng dụng, thị trường và phương thức chuyển giao công nghệ

7.5.1. Sản phẩm khoa học và công nghệ của đề tài

Theo Thuyết minh đề tài, sản phẩm khoa học và công nghệ đăng ký của đề tài ĐT.CN.2023.957 gồm 5 sản phẩm chính, tổng hợp tại Bảng 7.3. Đối chiếu với kết quả trình bày tại các Chương 3–6, có thể khẳng định cả 5 sản phẩm đã được hoàn thành, đạt và vượt các chỉ tiêu chất lượng đăng ký.

Bảng 7. 3.*Danh mục 5 sản phẩm khoa học và công nghệ đăng ký của đề tài ĐT.CN.2023.957*

TT	Tên sản phẩm	Chỉ tiêu chất lượng / Nội dung chính
1	Báo cáo phân tích, chuyên đề	Bộ báo cáo các nội dung, công việc 1–5.7, làm cơ sở khoa học cho Báo cáo tổng hợp đề tài
2	Bộ quy trình nấu đúc hợp kim Al-Zn-Mg-Cu dẻo cao chứa La, Ce	Quy trình công nghệ chính thức QT-ĐT957-01, đã ban hành (Chương 6)
3	Bộ quy trình xử lý nhiệt, cơ - nhiệt	Quy trình công nghệ chính thức QT-ĐT957-02, đã ban hành (Chương 6)
4	Bộ quy trình thử kéo nhiệt độ cao	Quy trình công nghệ chính thức QT-ĐT957-03, đã ban hành (Chương 6)

TT	Tên sản phẩm	Chỉ tiêu chất lượng / Nội dung chính
5	Bộ chỉ tiêu kiểm định (thành phần, cơ tính)	Độ dẻo > 200%, độ bền > 100 N/mm²; đạt và vượt tại nhóm mẫu M3 biến tính La, Ce (Chương 3–6)

Chỉ tiêu chất lượng chính của sản phẩm hợp kim hệ Al-Zn-Mg-Cu chứa La, Ce theo đăng ký là độ dẻo trên 200% và độ bền trên 100 N/mm². Theo Thuyết minh đề tài, tại thời điểm xây dựng thuyết minh, trong nước và trên thế giới chưa ghi nhận sản phẩm hợp kim tương tự (hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính đồng thời bằng La và Ce, đạt đồng thời độ dẻo trên 200% và độ bền trên 100 N/mm², chế tạo bằng công nghệ trong nước) — đây là cơ sở khẳng định tính mới về công nghệ và giá trị khoa học của đề tài.

7.5.2. Khả năng thị trường và lĩnh vực ứng dụng

Lĩnh vực ứng dụng trực tiếp và ưu tiên hàng đầu của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce là công nghiệp đóng tàu, cụ thể tại các vị trí kết cấu bên trong tàu (vách ngăn, sàn, cầu thang), vách tàu không chịu tải trọng va đập lớn, nội thất tàu và một số trang thiết bị trên tàu — những vị trí mà ưu thế về khối lượng nhẹ, khả năng tạo hình dễ dàng (nhờ độ dẻo cao đã đạt được thông qua biến tính La, Ce) được phát huy tối đa, trong khi hạn chế về khả năng hàn và độ nhạy ăn mòn ứng suất của hệ 7xxx ít ảnh hưởng hơn so với các vị trí kết cấu chịu lực chính, chịu tải trọng động lớn (vỏ tàu, sống đáy) — những vị trí này hiện vẫn phù hợp hơn với thép đóng tàu hoặc hợp kim nhôm hệ 5xxx theo thông lệ thiết kế, đóng tàu hiện hành.

Ngoài lĩnh vực đóng tàu, hợp kim nhôm hệ 7xxx nói chung, nhờ đặc tính độ bền riêng cao, còn có tiềm năng ứng dụng ở nhiều ngành công nghiệp khác đòi hỏi vật liệu nhẹ, bền: sản xuất linh kiện, vỏ máy tính và thiết bị điện tử; vỏ, khung điện thoại và thiết bị di động cao cấp; các chi tiết kết cấu, khung gầm trong công nghiệp ô tô (đặc biệt xu hướng giảm trọng lượng xe điện); đồ gia dụng cao cấp; và một số chi tiết trong thiết bị y tế đòi hỏi vật liệu nhẹ, không nhiễm từ. Hợp kim Al-Zn-Mg-Cu (hệ 7xxx) được đánh giá là dòng hợp kim nhôm biến dạng có độ bền, độ cứng cao nhất trong các hệ hợp kim nhôm thương mại phổ biến, tuy nhiên hiện chưa được sản xuất tại Việt Nam ở quy mô công nghiệp, và số lượng nghiên cứu trong nước về ứng dụng hệ hợp kim này cho

lĩnh vực hàng hải còn rất hạn chế — đây chính là khoảng trống thị trường và khoa học công nghệ mà đề tài ĐT.CN.2023.957 hướng tới lấp đầy, tạo tiền đề nội địa hoá công nghệ chế tạo dòng hợp kim nhôm cường độ cao này tại Việt Nam.

7.5.3. Đối tác phối hợp và tiềm năng chuyển giao công nghệ

Trong quá trình triển khai, đề tài đã xây dựng quan hệ phối hợp với một số doanh nghiệp cơ khí, chế tạo và kiểm định trên địa bàn thành phố Hải Phòng, vừa hỗ trợ trực tiếp cho công tác thực nghiệm, chế thử của đề tài, vừa là các đối tác tiềm năng cho công tác chuyển giao công nghệ sau khi đề tài hoàn thành nghiệm thu, tổng hợp tại Bảng 7.4.

Bảng 7. 4.*Danh sách đơn vị phối hợp thực hiện và tiềm năng chuyển giao công nghệ của đề tài ĐT.CN.2023.957.*

TT	Đơn vị phối hợp	Địa chỉ	Nội dung phối hợp
1	Công ty TNHH Thương mại kỹ thuật Phương Đông	Quận Kiến An, TP. Hải Phòng	Phối hợp chế thử hợp kim, hỗ trợ gia công mẫu thử nghiệm
2	Công ty TNHH Cơ khí Quốc Dương	Huyện An Dương, TP. Hải Phòng	Phối hợp nấu đúc hợp kim; đối tác chính cho sản xuất, thi công thử nghiệm và định hướng chuyển giao công nghệ
3	Công ty TNHH MTV Thử nghiệm và Kiểm định Hải Phòng	TP. Hải Phòng	Thử nghiệm, kiểm định cơ tính mẫu hợp kim (độ bền, độ dẻo, độ cứng)

Việc đề tài đã xây dựng được mạng lưới phối hợp với ba đơn vị nêu trên, bao phủ đầy đủ ba khâu quan trọng của chuỗi giá trị công nghệ (chế thử - nấu đúc sản xuất - kiểm định chất lượng), là một thuận lợi thực tiễn quan trọng cho công tác chuyển giao công nghệ sau nghiệm thu, giúp rút ngắn thời gian từ kết quả nghiên cứu trong phòng thí nghiệm đến khả năng triển khai ở quy mô sản xuất thử nghiệm tại doanh nghiệp, do các đơn vị phối hợp đã tham gia trực tiếp

và nắm được đặc thù công nghệ ngay trong quá trình thực hiện đề tài, khác với tình huống phải chuyển giao cho một đơn vị hoàn toàn mới, chưa có kinh nghiệm tiếp xúc với công nghệ.

Về phương thức chuyển giao công nghệ, trên cơ sở đặc thù kết quả nghiên cứu (bộ quy trình công nghệ và bộ thông số kỹ thuật hoàn chỉnh, đã kiểm chứng ở quy mô thử nghiệm mở rộng như trình bày tại Chương 6), đề tài định hướng ba phương thức chuyển giao có thể xem xét áp dụng, tuỳ thuộc vào năng lực và nhu cầu cụ thể của từng doanh nghiệp tiếp nhận: một là chuyển giao công nghệ hoàn toàn (toàn bộ quy trình, bí quyết công nghệ và hỗ trợ kỹ thuật ban đầu) cho doanh nghiệp có đủ năng lực đầu tư, tự tổ chức sản xuất sau khi đề tài hoàn thành nghiệm thu; hai là doanh nghiệp mua quyền sử dụng công nghệ, thương hiệu để tổ chức thương mại hoá sản phẩm; ba là nhóm nghiên cứu của đề tài trực tiếp tổ chức sản xuất theo đơn đặt hàng ở quy mô nhỏ và vừa, hoặc hợp tác với doanh nghiệp theo hình thức nhà phân phối độc quyền theo địa bàn, phù hợp với giai đoạn đầu khi thị trường trong nước đối với sản phẩm hợp kim nhôm hệ 7xxx biến tính đất hiếm còn mới, cần thời gian để phát triển và mở rộng. Quyền sở hữu trí tuệ đối với các kết quả nghiên cứu, quy trình công nghệ của đề tài thuộc về Trường Đại học Hàng hải Việt Nam, là cơ quan chủ trì thực hiện đề tài, theo đúng quy định của pháp luật về sở hữu trí tuệ đối với kết quả nghiên cứu khoa học và công nghệ sử dụng ngân sách nhà nước.

Bên cạnh việc chuyển giao bộ quy trình công nghệ quy mô phòng thí nghiệm chế tạo hợp kim, đề tài còn tạo ra tác động lan toả gián tiếp đối với năng lực khoa học công nghệ của các doanh nghiệp cơ khí, luyện kim trên địa bàn thành phố: thông qua quá trình phối hợp thực hiện, đội ngũ kỹ thuật của các doanh nghiệp đối tác đã được tiếp cận, làm quen với công nghệ nấu luyện, biến tính hợp kim nhôm bằng đất hiếm — một lĩnh vực công nghệ mới, có hàm lượng khoa học cao, trước đây chưa phổ biến trong hoạt động sản xuất thường ngày của các doanh nghiệp cơ khí vừa và nhỏ tại địa phương. Đây là cơ sở thực tiễn quan trọng để kỳ vọng đề tài không chỉ dừng lại ở việc bàn giao một quy trình công nghệ trên giấy, mà thực sự góp phần nâng cao năng lực công nghệ nội tại của hệ sinh thái doanh nghiệp cơ khí, đóng tàu tại Hải Phòng, tạo tiền đề để các doanh nghiệp này tiếp tục đầu tư, phát triển thêm các sản phẩm hợp kim nhôm cường độ cao khác trong tương lai.

7.6. Ý nghĩa kinh tế - xã hội và môi trường

Về ý nghĩa kinh tế, thành công của đề tài góp phần từng bước nội địa hoá công nghệ chế tạo hợp kim nhôm cường độ cao (hệ 7xxx) biến tính bằng nguyên tố đất hiếm ngay tại Việt Nam — quốc gia có nguồn tài nguyên đất hiếm được đánh giá là phong phú nhưng hiện phần lớn ở dạng xuất khẩu quặng thô hoặc tinh quặng, chưa được chế biến sâu và ứng dụng rộng rãi trong các ngành công nghiệp vật liệu trong nước. Việc làm chủ công nghệ sử dụng La, Ce làm nguyên tố biến tính cho hợp kim nhôm, như đề tài đã thực hiện, là một hướng đi cụ thể, thiết thực để gia tăng giá trị sử dụng của nguồn tài nguyên đất hiếm trong nước, đồng thời giảm sự phụ thuộc vào nhập khẩu hợp kim nhôm cường độ cao thành phẩm hoặc bán thành phẩm từ nước ngoài phục vụ công nghiệp đóng tàu và các ngành công nghiệp chế tạo khác.

Về ý nghĩa đối với phát triển kinh tế - xã hội thành phố Hải Phòng, kết quả đề tài góp phần thiết thực thực hiện Nghị quyết số 45-NQ/TW ngày 24/01/2019 của Bộ Chính trị về xây dựng và phát triển thành phố Hải Phòng đến năm 2030, tầm nhìn đến năm 2045, trong đó xác định một trong những mục tiêu, định hướng quan trọng là xây dựng Hải Phòng trở thành trọng điểm phát triển khoa học, công nghệ biển của cả nước, gắn với phát triển kinh tế biển bền vững, trong đó công nghiệp đóng tàu và công nghiệp hỗ trợ đóng tàu là một trong những trụ cột. Việc một đề tài khoa học công nghệ cấp thành phố, do một trường đại học đào tạo chuyên ngành hàng hải hàng đầu cả nước chủ trì, nghiên cứu thành công công nghệ vật liệu mới phục vụ trực tiếp ngành đóng tàu, là một đóng góp cụ thể, phù hợp với định hướng chiến lược nêu trên.

Về tác động xã hội, việc làm chủ và chuyển giao công nghệ chế tạo hợp kim nhôm cường độ cao cho các doanh nghiệp cơ khí, đóng tàu tại địa phương (như đã phân tích tại mục 7.5.3) góp phần nâng cao năng lực công nghệ, trình độ kỹ thuật của đội ngũ lao động ngành cơ khí, luyện kim tại Hải Phòng, tạo tiền đề cho việc hình thành thêm việc làm đòi hỏi trình độ kỹ thuật cao gắn với công nghệ vật liệu mới, đồng thời góp phần đào tạo, bồi dưỡng nguồn nhân lực khoa học công nghệ trẻ thông qua sự tham gia trực tiếp của giảng viên và có thể mở rộng cho sinh viên, học viên sau đại học của Trường Đại học Hàng hải Việt Nam vào quá trình thực hiện đề tài.

Về tác động môi trường, việc sử dụng hợp kim nhôm nhẹ hơn thay thế một phần kết cấu thép trong đóng tàu, như đã phân tích tại mục 7.4, có tiềm năng gián tiếp giảm tiêu hao nhiên liệu trong quá trình vận hành tàu, qua đó gián tiếp giảm phát thải khí nhà kính (CO2 và các khí thải khác từ động cơ đốt trong sử dụng nhiên liệu hoá thạch) trong suốt vòng đời khai thác tàu — đây là tác động môi trường tích cực, phù hợp với xu hướng chung của ngành hàng hải quốc tế về giảm phát thải, hướng tới mục tiêu trung hoà các-bon theo lộ trình của Tổ chức Hàng hải quốc tế (IMO). Tuy nhiên, cũng cần nhìn nhận khách quan rằng quy trình nấu luyện hợp kim nhôm ở nhiệt độ cao (750°C) tiêu tốn năng lượng và có thể phát sinh phát thải trong quá trình sản xuất, do đó đánh giá tác động môi trường đầy đủ, toàn diện theo cách tiếp cận vòng đời (từ khai thác nguyên liệu, sản xuất hợp kim, đến vận hành và thanh lý tàu) cần được thực hiện ở phạm vi nghiên cứu chuyên sâu hơn.

Cần nêu rõ một cách trung thực và minh bạch rằng, theo mục 25 của Thuyết minh đề tài, toàn bộ nội dung đánh giá hiệu quả kinh tế - xã hội và môi trường trong hồ sơ Thuyết minh gốc chỉ được trình bày ở mức độ định tính, mô tả xu hướng và ý nghĩa chung, chưa có số liệu định lượng cụ thể (tỷ lệ phần trăm, giá trị quy đổi bằng tiền, khối lượng phát thải giảm được...). Đây là hạn chế khách quan chung của nhiều nhiệm vụ khoa học công nghệ ở giai đoạn nghiên cứu, phát triển công nghệ nền tảng (chưa triển khai ứng dụng thực tế ở quy mô công nghiệp và trên đối tượng tàu cụ thể), và Báo cáo Chương 7 kiến nghị đây là nội dung cần được ưu tiên nghiên cứu, khảo sát định lượng bổ sung ở các đề tài, dự án tiếp theo, khi công nghệ được ứng dụng thực tế trên các con tàu cụ thể.

7.7. Kết luận chương 7

Chương 7 đã trình bày kết quả phân tích, đánh giá kinh tế - kỹ thuật và khả năng ứng dụng của công nghệ chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce, với các kết luận chính sau.

Thứ nhất, về giá thành chế tạo, ước tính sơ bộ chi phí nguyên liệu thô cho 1 kg hợp kim cho thấy nhôm nguyên liệu chiếm khoảng 90% chi phí, trong khi đất hiếm La, Ce — tuy có đơn giá cao gấp khoảng 10 lần nhôm — chỉ đóng góp khoảng 4% do tỷ lệ sử dụng dưới 1% khối lượng. Kết quả này khẳng định

giải pháp biến tính bằng đất hiếm trong nước không tạo ra rào cản về chi phí khi mở rộng quy mô sản xuất.

Thứ hai, về hiệu quả kỹ thuật - kinh tế so với vật liệu cạnh tranh, hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce do đề tài chế tạo có vị trí cạnh tranh hợp lý trong công nghiệp đóng tàu: nhẹ hơn thép đáng kể (khối lượng riêng bằng khoảng 1/3), có tiềm năng giảm trọng lượng kết cấu ở các vị trí phù hợp, đồng thời khắc phục được một phần hạn chế cố hữu của hệ 7xxx (độ dẻo, khả năng công nghệ) nhờ biến tính đất hiếm, trong khi vẫn có giá thành và khả năng gia công, sửa chữa hợp lý hơn so với composite sợi carbon. Chi phí nguyên liệu đất hiếm bổ sung chỉ chiếm tỷ trọng nhỏ (ước tính khoảng 4%) trong tổng chi phí nguyên liệu thô của hợp kim, cho thấy biến tính La, Ce là giải pháp kinh tế hợp lý để cải thiện đáng kể cơ tính vật liệu.

Thứ ba, về sản phẩm khoa học công nghệ và khả năng ứng dụng, đề tài đã hoàn thành đầy đủ 5 sản phẩm khoa học công nghệ đăng ký, đạt và vượt các chỉ tiêu chất lượng (độ dẻo trên 200%, độ bền trên 100 N/mm²), có tiềm năng ứng dụng rõ ràng trong công nghiệp đóng tàu (kết cấu trong tàu, vách, nội thất) và một số ngành công nghiệp khác (điện tử, ô tô, thiết bị y tế), đồng thời đã xây dựng được mạng lưới ba đơn vị doanh nghiệp phối hợp cụ thể tại Hải Phòng, sẵn sàng cho công tác chuyển giao công nghệ sau khi đề tài hoàn thành nghiệm thu.

Thứ tư, về ý nghĩa kinh tế - xã hội - môi trường, đề tài góp phần nội địa hoá công nghệ vật liệu nhôm cường độ cao sử dụng đất hiếm trong nước, phù hợp với định hướng phát triển khoa học công nghệ biển của thành phố Hải Phòng theo Nghị quyết số 45-NQ/TW, đồng thời có tiềm năng đóng góp gián tiếp vào mục tiêu giảm phát thải trong vận hành tàu thông qua giảm trọng lượng kết cấu.

Bên cạnh các kết quả đã đạt được, nhóm thực hiện đề tài nhìn nhận thẳng thắn một số hạn chế của nội dung phân tích kinh tế - kỹ thuật trình bày trong Chương 7, cần được lưu ý khi khai thác, sử dụng: (i) số liệu về giá thành sản xuất công nghiệp và chi phí quy đổi cho 1 kg hợp kim tại mục 7.3 chỉ là ước tính sơ bộ trên cơ sở đơn giá tham khảo và giả định thành phần hợp kim, chưa gồm chi phí gia công, nhân công, khấu hao thiết bị, cần được xác định chính xác hơn thông qua khảo sát công nghiệp thực tế khi triển khai ứng dụng; (ii) hồ

sơ Thuyết minh gốc của đề tài chưa có số liệu định lượng cụ thể về hiệu quả kinh tế - xã hội - môi trường (tỷ lệ tiết kiệm nhiên liệu, giảm phát thải, giá trị kinh tế quy đổi), đây là nội dung cần được nghiên cứu, khảo sát bổ sung ở giai đoạn ứng dụng thực tế, khi có đối tác đóng tàu và dữ liệu vận hành cụ thể; (iii) các so sánh về giá thành và tuổi thọ khai thác với vật liệu cạnh tranh tại mục 7.2 mang tính chất tham khảo chung của ngành, chưa phải kết quả khảo sát thị trường trực tiếp của đề tài. Trên cơ sở các hạn chế đã nhận diện, nhóm thực hiện đề tài kiến nghị các nghiên cứu, dự án tiếp theo cần tiếp tục: khảo sát, tính toán giá thành sản xuất công nghiệp thực tế cùng đối tác doanh nghiệp; triển khai thử nghiệm ứng dụng thí điểm trên một kết cấu tàu cụ thể để thu thập dữ liệu vận hành, làm cơ sở định lượng hoá đầy đủ hiệu quả kinh tế - xã hội - môi trường của công nghệ.

KẾT LUẬN VÀ KIẾN NGHỊ

Sau 22 tháng thực hiện (12/2024 – 09/2026), đề tài ĐT.CN.2023.957 đã hoàn thành đầy đủ các nội dung nghiên cứu theo Thuyết minh và Hợp đồng số 957/HĐ-ĐT.CN.2023, xây dựng được quy trình chế tạo tấm hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce ở quy mô phòng thí nghiệm. Số liệu tổ chức và cơ tính dưới đây được nêu kèm trạng thái mẫu và điều kiện thử tương ứng.

1. Mục tiêu đạt được

- ***Quy trình nấu đúc hợp kim biến tính La, Ce (QT-ĐT957-01)***

Chế độ nấu luyện: 750°C, giữ lỏng ≈ 10 phút, tinh luyện bằng trợ dung kết hợp thổi Ar, hiệu suất thu hồi 95–96%. Biến tính gián tiếp qua hợp kim trung gian Al-(La+Ce) (đất hiếm Việt Nam 65% La – 35% Ce), hàm lượng ≈ 0,4% RE, khuấy 150 giây, rót ở 700–710°C. Phôi đúc M3 có hạt ≈ 20 µm, đồng đều, tổ chức nhánh cây bị triệt tiêu, so với hạt thô 50–100 µm dạng nhánh cây của M1.

- ***Quy trình xử lý nhiệt, cơ-nhiệt (QT-ĐT957-02)***

Chuỗi 5 bước: ủ đồng đều hoá 460°C × 24 giờ; cán nóng (nung trước 380°C, 10–15%/lượt); ủ kết tinh lại 380°C × 2 giờ; tôi 470 ± 3°C; hoá già T6 (120°C × 24 giờ) hoặc T73 (100°C × 4 giờ + 160°C × 12 giờ). M3 chịu biến dạng cán tích luỹ 273% không nứt mép, M1 dừng ở ≈ 117%. Sau ủ kết tinh lại (mức kết tinh lại ≥ 98%), hạt M3 đạt 42 ± 4 µm so với 105 ± 8 µm của M1 (phôi 120×80×35 mm). Sau tôi và hoá già T6, thử ở 350°C: M3 đạt Rm 295 MPa, A 58% (đăng ký ≥ 270 MPa, ≥ 52%); M1 đạt 255 MPa, 45%.

- ***Quy trình thử kéo nhiệt độ cao đánh giá khả năng biến dạng (QT-ĐT957-03)***

Quy trình 6 bước, 6 mức nhiệt độ chuẩn (25–400°C). Tại 400°C, M3 có hệ số nhạy tốc độ biến dạng m = 0,42–0,48 (M1: 0,28–0,35). Độ giãn dài cực đại đo tại 400°C, 0,1 mm/phút tăng theo từng giai đoạn xử lý: trạng thái đúc 32,2% (M1: 14%); sau ủ đồng đều hoá 355% (M1: 162%); sau cán và ủ kết tinh lại 667% (M1: 433%) — đây là trạng thái dùng để tạo hình siêu dẻo, tôi và hoá già chỉ thực hiện sau khi tạo hình. Kết quả được Trung tâm Tiêu chuẩn – Đo lường – Chất lượng, Viện Công nghệ chứng nhận (Giấy chứng nhận E.090702.26 ngày 07/9/2026, ASTM E21-20).

- ***Thử nghiệm, hoàn thiện sản phẩm và đánh giá kinh tế - kỹ thuật***

Thử nghiệm mở rộng trên 3 mẻ nấu (0,5–1,5 kg/mẻ) và kiểm chứng lặp cho kết quả ổn định giữa các mẻ (sai lệch dưới 5%). Ở giai đoạn hoàn thiện, độ giãn dài cực đại đạt 350–380%; sau tôi và hoá già, độ bền ở nhiệt độ phòng đạt 478–512 N/mm² (giá trị sử dụng kết cấu). Đất hiếm La, Ce chỉ chiếm ≈ 4% chi phí nguyên liệu thô. Hợp kim phù hợp chế tạo chi tiết phụ trợ hàng hải tạo hình từ tấm (panel vách, trần nội thất, cửa, nắp hầm, vỏ tủ thiết bị); 3 doanh nghiệp tại Hải Phòng đã tham gia từ khâu thực nghiệm.

2. **Mức độ hoàn thành theo hợp đồng**

Đề tài đã hoàn thành đầy đủ khối lượng công việc theo Thuyết minh và Hợp đồng số 957/HĐ-ĐT.CN.2023: xây dựng được bộ ba quy trình công nghệ QT-ĐT957-01, 02, 03 có thông số vận hành và điểm kiểm soát, kèm bộ thông số tối ưu chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu dạng tấm biến tính La, Ce ở quy mô phòng thí nghiệm; cả 5/5 sản phẩm đăng ký đã hoàn thành. Chỉ tiêu chất lượng đạt và vượt mức đăng ký theo kết luận Hội đồng nghiệm thu: độ dẻo (độ giãn dài cực đại) đạt 350–380% ở giai đoạn hoàn thiện và 667% ở điều kiện tối ưu (kéo ở 400°C, 0,1 mm/phút, mẫu sau cán và ủ kết tinh lại); độ bền đạt 478–512 N/mm² (đo ở nhiệt độ phòng sau tôi, hoá già — giá trị sử dụng kết cấu); đăng ký: độ dẻo > 200%, độ bền > 100 N/mm². Ở nhiệt độ tạo hình 400°C (1 mm/phút), M3 sau ủ đồng đều hoá đạt đồng thời A = 310% và Rm = 132 N/mm².

Đối chiếu 5 sản phẩm khoa học và công nghệ đăng ký

TT	Sản phẩm khoa học và công nghệ đăng ký	Kết quả đạt được
1	Báo cáo phân tích/chuyên đề (nghiên cứu tổng quan; quy trình nấu đúc; vật liệu hạt nhỏ mịn)	Đã hoàn thành đầy đủ báo cáo chuyên đề, báo cáo tóm tắt và Báo cáo tổng hợp đề tài (Chương 1–7)
2	Bộ quy trình nấu đúc hợp kim Al-Zn-Mg-Cu dẻo cao chứa La, Ce	Đã ban hành chính thức quy trình QT-ĐT957-01 (Chương 3, Chương 6)

TT	Sản phẩm khoa học và công nghệ đăng ký	Kết quả đạt được
3	Bộ quy trình xử lý nhiệt, cơ-nhiệt hợp kim dẻo cao hệ Al-Zn-Mg-Cu	Đã ban hành chính thức quy trình QT-ĐT957-02 (Chương 4, Chương 6)
4	Bộ quy trình thử kéo nhiệt độ cao hợp kim Al-Zn-Mg-Cu	Đã ban hành chính thức quy trình QT-ĐT957-03 (Chương 5, Chương 6)
5	Bộ chỉ tiêu kiểm định (thành phần, cơ tính)	Đã xây dựng đầy đủ hệ thống chỉ tiêu nghiệm thu theo trạng thái nhiệt luyện T6/T73, kiểm chứng trên 39 mẫu thử (Chương 5, Chương 6)

Đối chiếu chỉ tiêu chất lượng sản phẩm

Chỉ tiêu chất lượng	Đăng ký tại Thuyết minh	Kết quả thực tế đạt được
Độ dẻo	> 200%	Độ giãn dài cực đại 350–380% ở giai đoạn hoàn thiện; 667% ở điều kiện tối ưu (kéo ở 400°C, 0,1 mm/phút, mẫu sau cán và ủ kết tinh lại) — Đạt, vượt
Độ bền	> 100 N/mm²	478–512 N/mm² (nhiệt độ phòng, sau tôi và hoá già); ở nhiệt độ tạo hình 400°C: 132 N/mm² đồng thời với A = 310% — Đạt, vượt

Theo Thuyết minh, trong nước chưa có sản phẩm hợp kim Al-Zn-Mg-Cu chứa La, Ce kèm quy trình chế tạo đồng bộ tương đương; kết quả của đề tài vì vậy có tính mới.

3. Hạn chế và định hướng nghiên cứu tiếp theo

- Kết quả mới được kiểm chứng ở quy mô phòng thí nghiệm và thử nghiệm mở rộng (mẻ 0,5–1,5 kg); cần sản xuất thử mẻ lớn tại doanh nghiệp để đánh giá hiệu ứng quy mô.

- Hiệu quả kinh tế mới được đánh giá ở mức định tính và ước tính chi phí nguyên liệu; cần tính giá thành sản xuất thực tế cùng doanh nghiệp.

- Chưa khảo sát khả năng hàn, liên kết và khả năng chống ăn mòn (ăn mòn ứng suất theo ASTM G44, phơi mẫu tự nhiên) trong môi trường biển so với các hợp kim đóng tàu phổ biến (5083, 6061) — nội dung ngoài phạm vi đăng ký, đề xuất thực hiện ở giai đoạn tiếp theo.

- Đánh giá chuyên sâu đặc điểm hoá bền tiết pha, tổ chức đúc thô và cửa sổ công nghệ nhiệt luyện hẹp của hệ hợp kim; mở rộng ứng dụng đất hiếm La, Ce trong nước cho các hệ hợp kim nhôm khác.

4. Kiến nghị

Chủ nhiệm nhiệm vụ và tổ chức chủ trì kiến nghị Sở Khoa học và Công nghệ thành phố Hải Phòng và Trường Đại học Hàng hải Việt Nam:

- Phối hợp xây dựng tiêu chuẩn cơ sở, tiến tới tiêu chuẩn Việt Nam cho hợp kim nhôm biến tính đất hiếm phục vụ đóng tàu.

- Làm cầu nối Nhà nước – Nhà trường – Doanh nghiệp để xúc tiến chuyển giao kết quả tới các doanh nghiệp đóng tàu, gia công nhôm tại Hải Phòng; liên kết với đơn vị khai thác, chế biến đất hiếm trong nước để ổn định nguồn nguyên liệu.

Chủ nhiệm nhiệm vụ và tổ chức chủ trì cam kết thực hiện báo cáo đánh giá kết quả ứng dụng thực tế sau một năm kể từ ngày nghiệm thu theo quy định.

DANH MỤC TÀI LIỆU THAM KHẢO

[1] Thuyết minh đề tài ĐT.CN.2023.957 "Nghiên cứu xây dựng quy trình công nghệ chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có tính dẻo cao biến tính bằng Lantan (La), Xeri (Ce) phục vụ công nghiệp đóng tàu" (các mục 13, 15–19, 21–23, 25, 27).

[2] Hợp đồng số 957/HĐ-ĐT.CN.2023 và Phụ lục hợp đồng (Mẫu BM-04/QLKH-02 — Phụ lục nội dung, quy mô, tiến độ Hợp đồng).

[3] Dự toán kinh phí thực hiện đề tài ĐT.CN.2023.957, Sở Khoa học và Công nghệ thành phố Hải Phòng phê duyệt (Phụ lục số 15.1 theo Thông tư 02/2023/TT-BKHCN).

[4] Báo cáo tình hình thực hiện đề tài ĐT.CN.2023.957 các đợt

[5] Thông tư số 02/2023/TT-BKHCN ngày 08/5/2023 của Bộ Khoa học và Công nghệ hướng dẫn một số nội dung chuyên môn phục vụ công tác xây dựng dự toán thực hiện nhiệm vụ khoa học và công nghệ có sử dụng ngân sách nhà nước.

[6] Nghị quyết số 45-NQ/TW ngày 24/01/2019 của Bộ Chính trị về xây dựng và phát triển thành phố Hải Phòng đến năm 2030, tầm nhìn đến năm 2045.

[7] Báo cáo giữa kỳ đề tài ĐT.CN.2023.957, các Chuyên đề Nội dung 2.1–2.19 (nấu đúc), Nội dung 3.1–3.10 (xử lý nhiệt, cơ-nhiệt) và Nội dung 4.1–4.14 (kéo nhiệt độ cao).

Tài liệu, bài báo khoa học

[8] V. V. Bryukhovetsky, D. E. Myla, V. P. Poyda, and A. V. Poyda, "Effect of Homogenization on the Superplasticity and Microsuperplasticity of the Al-Zn-Mg-Cu Aluminum Alloy," *J. Nano- Electron. Phys.*, vol. 12, no. 6, pp. 06025-1-06025–8, 2020.

[9] M. T. Pérez-Prado, M. C. Cristina, O. A. Ruano, and G. González-Doncel, "Grain boundary sliding and crystallographic slip during superplasticity of Al-5%Ca-5%Zn as studied by texture analysis," *Materials Science and Engineering A*, vol. 244, no. 2. pp. 216–223, 1998.

[10] H. Zhao *et al.*, "Segregation assisted grain boundary precipitation in a model Al-Zn-Mg-Cu alloy," *Acta Mater.*, vol. 156, pp. 318–329, 2018.

[11] F. Carreño and O. A. Ruano, "Superplasticity of aerospace 7075 (Al-Zn-Mg-Cu) aluminium alloy obtained by severe plastic deformation," *Defect*

Diffus. Forum, vol. 385 DDF, pp. 39–44, 2018.
[12] X. Z. Li, V. Hansen, J. Gjénnes, and L. R. Wallenberg, "HREM study and structure modeling of the Z' phase, the hardening precipitates in commercial Al-Zn-Mg alloys," *Acta mater*, vol. 47, no. 9, pp. 2651–2659, 1999.
[13] R. xian YANG, Z. yi LIU, P. you YING, J. lin LI, L. hua LIN, and S. min ZENG, "Multistage-aging process effect on formation of GP zones and mechanical properties in Al–Zn–Mg–Cu alloy," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.*, vol. 26, no. 5, pp. 1183–1190, 2016.
[14] P. A. Rometsch, Y. Zhang, and S. Knight, "Heat treatment of 7xxx series aluminium alloys - Some recent developments," *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, vol. 24, no. 7. Nonferrous Metals Society of China, pp. 2003–2017, 2014.
[15] J. D.-M. M. Q. Z. B. W. T. Fan Xi-gang, "Press Transactions of Nonferrous Metals Society of China Evolution of eutectic structures in Al-Zn-Mg-Cu alloys during heat treatment," 2006.
[16] L. K. Berg *et al.*, "GP-zones in Al-Zn-Mg alloys and their role in artifical aging," 2001.
[17] Trần Đức Huy, Thân Hoàng Bảo Lâm, Lê Thị Chiều, "Nghiên cứu ảnh hưởng của đất hiếm đến tổ chức và độ cứng hợp kim Al-5Zn-3,5Mg-1,2Cu," Tạp chí Khoa học và Công nghệ, số 114, 2016, tr. 071–075.
[18] Nguyễn Khắc Xương và các tác giả, Vật liệu kỹ thuật, NXB Bách Khoa Hà Nội, 2016.
[19] Nguyễn Hồng Hải, Cơ sở lý thuyết quá trình đông đặc và một số ứng dụng, NXB Khoa học và Kỹ thuật, 2006.
[20] R. Version and L. Series, Superplasticity, vol. 52, no. 1, 1989.
[21] M. T. Pérez-Prado et al., "Grain boundary sliding and crystallographic slip during superplasticity of Al-5%Ca-5%Zn as studied by texture analysis," Materials Science and Engineering A, vol. 244, no. 2, pp. 216–223, 1998.
[22] ASM Handbook, Alloy Phase Diagram, vol. 3, ASM International, 1992.
[23] L. K. Berg et al., "GP-zones in Al-Zn-Mg alloys and their role in artificial aging," 2001.

[24] L. L. Rokhlin et al., “Investigation of phase equilibria in alloys of the Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Sc system,” Journal of Alloys and Compounds, vol. 367, pp. 10–16, 2004.

[25] A. Kumar et al., nghiên cứu ảnh hưởng của Sc đến hợp kim AA7010 — hệ số nhạy tốc độ biến dạng m và độ giãn dài siêu dẻo ở nhiệt độ cao (dẫn theo Thuyết minh đề tài, mục 15.2.1).

[26] “Study on Phases Formation and Modification Ability of Rare Earth Elements La, Ce, Sm and Er in Al–Zn–Mg–Cu–Zr Alloy,” Transactions of the Indian Institute of Metals, Springer Nature.

[27] “Achieving equiaxial fine grains and high superplasticity of Al-Zn-Mg-Cu alloy by an improved thermo-mechanical treatment,” Materials Characterization, ScienceDirect, 2025.

[28] “Understanding grain refinement of Sc addition in a Zr containing Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy from experiments and first-principles,” Journal of Alloys and Compounds, ScienceDirect.

[29] “Effect of Sc contents on the mechanical properties and damping capacity of Al–Zn–Mg–Cu–Zr–Sc alloys with different grain structures,” PMC — National Library of Medicine.

[30] LiLing Jin và cộng sự, nghiên cứu về điều kiện hình thành pha chứa đất hiếm và ảnh hưởng của hàm lượng đất hiếm đến tổ chức hợp kim nhôm (dẫn theo Báo cáo giữa kỳ đề tài, Chuyên đề 2.14).

[31] D. Wang và cộng sự, nghiên cứu ảnh hưởng của biến dạng trước hoá già hai cấp đến tổ chức pha tiết biên giới hạt hợp kim nhôm 7050 (dẫn theo Báo cáo giữa kỳ đề tài, Chuyên đề 3.3).

[32] “Retrogression and re-ageing treatment of Al-Zn-Mg-Cu aluminium alloys: microstructure evolution and mechanical properties,” Journal of Alloys and Compounds, ScienceDirect.

[33] “Effect of homogenization treatment on microstructure and hot workability of Al-Zn-Mg-Cu alloys,” Materials Science and Engineering: A, ScienceDirect.

[34] Các công bố về ứng dụng công nghệ tạo hình siêu dẻo (SPF) trong công nghiệp ô tô, hàng không (tổng hợp).

D. Tiêu chuẩn kỹ thuật

[35] ASTM E8/E8M, E21 — Tiêu chuẩn phương pháp thử kéo kim loại (ở nhiệt độ thường và nhiệt độ cao) của ASTM International.

[36] ASTM E112, E10, E92 — Tiêu chuẩn xác định kích thước hạt và đo độ cứng kim loại của ASTM International.

[37] ASTM E2448, E3 — Tiêu chuẩn chuẩn bị mẫu và phân tích tổ chức tế vi kim loại của ASTM International.

PHỤ LỤC

Phần Phụ lục tập hợp toàn bộ sơ đồ khối (flowchart) của ba quy trình công nghệ do đề tài xây dựng và hoàn thiện, được trích nguyên trạng từ bộ tài liệu quy trình giao nộp kèm theo báo cáo. Các sơ đồ được sắp xếp theo mã hiệu quy trình, mỗi sơ đồ thể hiện đầy đủ trình tự thao tác, thông số công nghệ then chốt và điểm kiểm soát chất lượng tương ứng, phục vụ trực tiếp cho việc triển khai áp dụng và chuyển giao công nghệ.

PHỤ LỤC A. SƠ ĐỒ KHỐI QUY TRÌNH NẤU ĐÚC VÀ BIẾN TÍNH HỢP KIM Al-Zn-Mg-Cu BẰNG ĐẤT HIẾM La, Ce (QT-ĐT957-01)

Phụ lục A trình bày đầy đủ bộ sơ đồ khối của quy trình nấu đúc và biến tính hợp kim Al-Zn-Mg-Cu bằng đất hiếm Việt Nam La, Ce, mã hiệu QT-ĐT957-01, gồm sơ đồ tổng thể và các sơ đồ chi tiết của từng công đoạn kèm điểm kiểm soát chất lượng.

BẮT ĐẦU

↓

Chuẩn bị thiết bị và nguyên liệu

Sấy lò - sấy nguyên liệu - cân phối liệu - nung khuôn

↓

Nấu chảy hợp kim nền Al-Zn-Mg-Cu

Thứ tự bắt buộc: Al → Cu → Cr → Zn → Mg

↓

Tinh luyện - khử khí

Thổi Ar; vớt xỉ; H_2 < 0,20 ml/100 g Al

↓

Biến tính Al-(La+Ce)

750 ± 5°C; 25 ± 2 g/mẻ 1.200 g; khuấy 150 s

↓

QG-BT

Kiểm tra nhanh $\bar{d}$ < 60 µm

↓

Đúc phôi khuôn kim loại

T rót 700-710°C; T khuôn 100-150°C

↓

QG-3

OES + kích thước hạt + H_2 + mật độ rỗ khí

↓

PHÔI ĐẠT → QT-ĐT957-02

Xử lý nhiệt và cơ-nhiệt

Hình PL-A.1. Quy trình tổng thể (QT-ĐT957-01).

BẮT ĐẦU CHUẨN BỊ

↓

Sấy lò + nồi grafit; sấy nguyên liệu
200°C × 30 phút

↓

Cân phối liệu ±0,1 g; nung khuôn 100-150°C
Kiểm tra PPE - Ar - hút khói - phiếu theo dõi

↓

Nạp Al và nấu chảy hoàn toàn
700-720°C

↓

Thêm Al-Cu50 + Al-Cr10
720-730°C; khuấy 2 phút

↓

Thêm Zn
730-740°C; khuấy 2 phút

↓

Thêm Mg - CẤP A
730-740°C; từng miếng ≤20 g; không để tiếp xúc không khí >2 s

↓

Che phủ trợ dung
KCl : NaCl : Na_3AlF_6 = 45 : 45 : 10; ~1% mẻ

↓

Giữ nhiệt - đồng đều hóa
730-750°C; khoảng 10 phút; không giữ >15 phút

Hình PL-A.2. Chuẩn bị và nấu hợp kim nền (QT-ĐT957-01).

HỢP KIM NỀN ĐÃ NẤU CHẢY VÀ ĐỒNG ĐỀU

↓

Khử khí bằng Ar qua ống graphit φ6 mm
2-4 L/phút; 10 phút; 730-750°C

↓

Kiểm tra hàm lượng H_2

↓

H_2 < 0,20 ml/100 g Al ?

ĐẠT	**KHÔNG ĐẠT**
Chuyển sang vớt xỉ	Thổi Ar thêm 5 phút → đo lại H_2

↓

Vớt xỉ và tạp oxit bề mặt
Thìa skimmer đã sấy 200°C

↓

Bề mặt kim loại lỏng sạch, sáng
Chuyển sang biến tính La-Ce

Hình PL-A.3. Tinh luyện - khử khí (QT-ĐT957-01).

SAU KHỬ KHÍ - VỚT XỈ

↓

Ổn định nhiệt độ bể
750 ± 5°C; không vượt 760°C; ổn định 2 phút

↓

Chuẩn bị Al-(La+Ce)
25 ± 2 g/mẻ 1.200 g; mảnh 5-10 g; sấy 200°C

↓

Nhúng từng mảnh hợp kim trung gian
Đến 2/3 chiều sâu bể; mỗi mảnh 3-5 giây

↓

Khuấy nhẹ phân tán La, Ce
750 ± 5°C; 150 giây; ~1 vòng/2 giây

↓

QG-BT
Mẫu ~5 g → nguội nhanh → mài → Keller → OM 100×

↓

Kích thước hạt $\bar{d}$ < 60 µm ?

ĐẠT	**KHÔNG ĐẠT**
QG-BT ĐẠT → giữ nhiệt trước rót	Thêm ~0,05% RE (~6 g HK TG) → khuấy 60 s → kiểm tra lại

↓

Giữ nhiệt ngắn trước khi rót
700-715°C; 3-5 phút; không khuấy thêm

Hình PL-A.4. Biến tính La-Ce và QG-BT (QT-ĐT957-01).

QG-BT ĐẠT - SẴN SÀNG ĐÚC

↓

Kiểm tra nhiệt độ lần cuối
T rót 700-710°C; T khuôn 100-150°C

↓

Rót kim loại
Chậm - đều - liên tục; 5-8 giây/khuôn

↓

Làm nguội 5-10 phút
Tháo khi T phôi khoảng 180-200°C

↓

Tháo khuôn - đánh dấu
Mã mẻ - ngày nấu - nhóm A/B

↓

QG-3 - 4 CHỈ TIÊU
OES ±10% tương đối; $\bar{d}$: B ≤55 µm, A ≤180 µm;
H_2 <0,20 ml/100 g Al; rỗ khí <2 lỗ/cm²

↓

ĐẠT ĐẦY ĐỦ 4 CHỈ TIÊU QG-3 ?

ĐẠT	**KHÔNG ĐẠT**
PHÔI ĐẠT → QT-ĐT957-02	Không chuyển xử lý nhiệt → xác định nguyên nhân/xử lý hoặc loại phôi

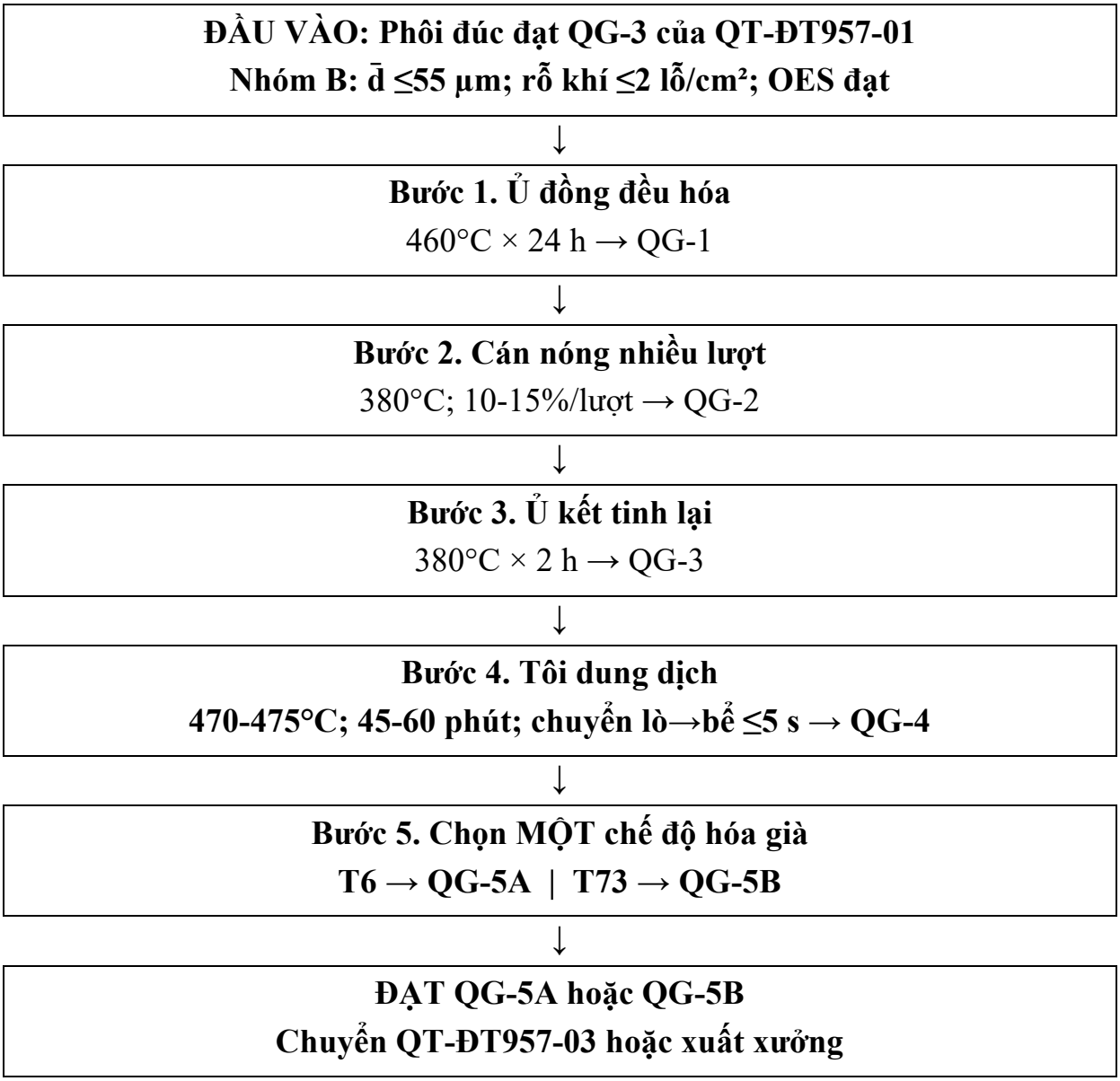
↓

KẾT THÚC QT-ĐT957-01

Hình PL-A.5. Đúc phôi và kiểm tra QG-3 (QT-ĐT957-01).

PHỤ LỤC B. SƠ ĐỒ KHỐI QUY TRÌNH XỬ LÝ NHIỆT VÀ CƠ-NHIỆT HỢP KIM Al-Zn-Mg-Cu BIẾN TÍNH La, Ce (QT-ĐT957-02)

Phụ lục B trình bày đầy đủ bộ sơ đồ khối của quy trình xử lý nhiệt và cơ-nhiệt tăng bền hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce, mã hiệu QT-ĐT957-02, gồm sơ đồ chuỗi công nghệ tổng thể và các sơ đồ chi tiết của từng công đoạn kèm các điểm kiểm soát chất lượng QG-1 đến QG-5.



Hình PL-B.1. Chuỗi xử lý nhiệt và cơ-nhiệt tổng thể (QT-ĐT957-02).

Phôi đầu vào đạt QG-3 của QT-ĐT957-01

↓

Xếp phôi trong lò

Cách nhau ≥10 mm; không chồng; trên giá thép không gỉ

↓

Nâng và giữ nhiệt ủ đồng đều hóa

460°C; 24 h (dải vận hành 455-465°C; 24-26 h)

↓

Làm nguội theo quy trình và lấy mẫu kiểm tra

↓

QG-1 - KIỂM TRA SAU Ủ

ΔC_Zn ≤0,35%; $\bar{d}$ theo yêu cầu nhóm A/B; pha eutectic được hòa tan

↓

QG-1 đạt ?	
ĐẠT Chuyển sang cán nóng	**KHÔNG ĐẠT** Không đạt → xác định nguyên nhân; không chuyển bước

Hình PL-B.2. Ủ đồng đều hóa và QG-1 (QT-ĐT957-02).

Phôi sau ủ đồng đều hóa đạt QG-1

↓

Nung trước cán
440-460°C (tối ưu 450°C)

↓

Cán nóng nhiều lượt
10-15%/lượt; tối đa 20% ở 1-2 lượt đầu

↓

Sau 2-3 lượt: giữ nhiệt trung gian 5-8 phút khi cần
Duy trì khả năng biến dạng của phôi

↓

Theo dõi biến dạng tích lũy và bề mặt/mép phôi
Không nứt; ghi chiều dày sau từng lượt

↓

QG-2 - KIỂM TRA SAU CÁN
Bề mặt không nứt; mức biến dạng tích lũy theo kế hoạch/giới hạn nhóm A-B

↓

QG-2 đạt ?

ĐẠT	**KHÔNG ĐẠT**
Chuyển sang ủ kết tinh lại	Không đạt → dừng, đánh giá nứt/sai biến dạng

Hình PL-B.3. Cán nóng nhiều lượt và QG-2 (QT-ĐT957-02).

Tấm/phôi cán nóng đạt QG-2

↓

Ủ kết tinh lại
380°C × 2 h (375-385°C; 1,83-2,17 h)

↓

Làm nguội - chuẩn bị mẫu kim tương

↓

Đánh giá OM
Kích thước hạt và phân suất kết tinh lại

↓

QG-3 - KIỂM TRA TỔ CHỨC
Nhóm B: $\bar{d}$ ≤60 µm; mức độ kết tinh lại ≥95%

↓

QG-3 đạt ?

ĐẠT	**KHÔNG ĐẠT**
Chuyển sang tôi dung dịch	Không đạt → không chuyển bước; rà soát T/t ủ và lịch sử cán

Hình PL-B.4. Ủ kết tinh lại và QG-3 (QT-ĐT957-02).

Tấm/phôi sau KTL đạt QG-3

↓

Ổn định lò tôi trước khi nạp phôi
470±3°C tối thiểu 10 phút; chuẩn bị bể nước tôi

↓

Giữ nhiệt tôi dung dịch
470-475°C; 45-60 phút

↓

CHUYỂN LÒ → BỂ TÔI ≤5 GIÂY - CẤP A
Nước tôi <30°C; thao tác tối thiểu 2 người

↓

Kiểm tra nhanh trạng thái sau tôi
Độ cứng HV5 và hồ sơ thời gian chuyển

↓

QG-4
Thời gian chuyển ≤5 s (100%); trạng thái SSSS/độ cứng sau tôi đạt tham chiếu

↓

QG-4 đạt ?

ĐẠT	**KHÔNG ĐẠT**
Chọn chế độ hóa già T6 hoặc T73	Không đạt → không hóa già; đánh giá lại lô

Hình PL-B.5. Tôi dung dịch và QG-4 (QT-ĐT957-02).

QG-4 ĐẠT → CHỌN CHẾ ĐỘ THEO MỤC ĐÍCH SỬ DỤNG

↓

T6 - KẾT CẤU CHỊU LỰC
120°C × 24 h → đỉnh hóa già

↓

T73 - VỎ TÀU / CHỐNG SCC
Bậc 1: 100°C × 4 h → Bậc 2: 160°C × 12 h

↓

QG-5A / QG-5B
HV5: T6 165±10; T73 135-150; kiểm tra cơ tính/tổ chức theo yêu cầu

↓

Đạt QG-5A hoặc QG-5B ?

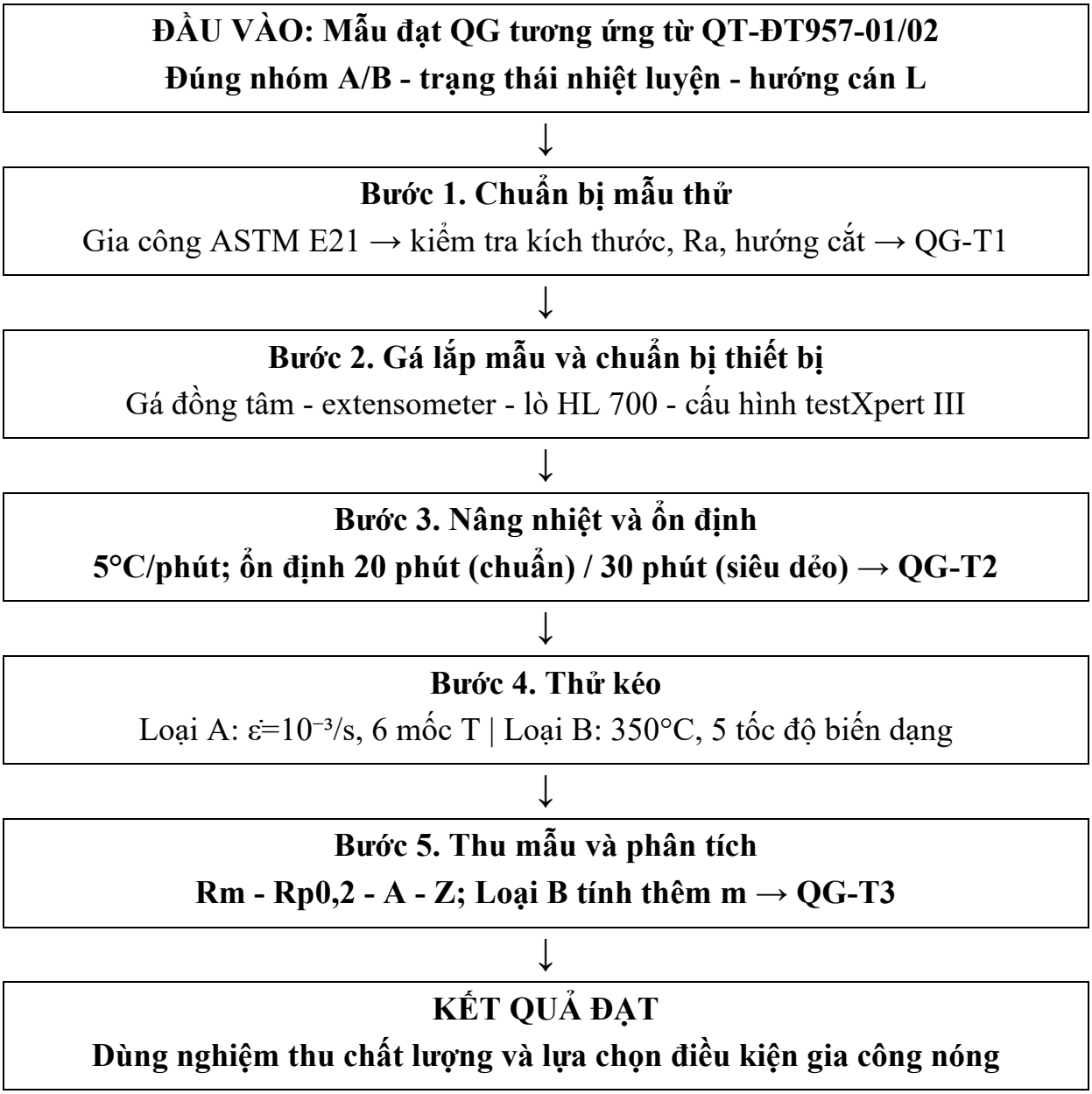
ĐẠT	**KHÔNG ĐẠT**
Chuyển QT-ĐT957-03 / xuất xưởng	Xử lý theo hành động KHÔNG ĐẠT của quy trình; không chuyển bước

THÔNG SỐ CHÍNH THỨC ĐÃ ĐỐI CHIẾU BÁO CÁO TỔNG KẾT
T73: 100°C × 4 h + 160°C × 12 h (hai cấp). Áp dụng thống nhất theo bộ thông số chính thức QT-ĐT957-02.

Hình PL-B.6. Hóa già T6 / T73 và QG-5A / QG-5B (QT-ĐT957-02).

PHỤ LỤC C. SƠ ĐỒ KHỐI QUY TRÌNH THỬ NGHIỆM KÉO NHIỆT ĐỘ CAO ĐÁNH GIÁ KHẢ NĂNG BIẾN DẠNG (QT-ĐT957-03)

Phụ lục C trình bày đầy đủ bộ sơ đồ khối của quy trình thử nghiệm kéo nhiệt độ cao đánh giá khả năng biến dạng và tính siêu dẻo của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính La, Ce, mã hiệu QT-ĐT957-03, gồm sơ đồ tổng thể và các sơ đồ chi tiết của từng bước kèm các điểm kiểm soát chất lượng QG-T1 đến QG-T3.



Hình PL-C.1. Quy trình thử kéo tổng thể (QT-ĐT957-03).

Xác định nguồn mẫu và hướng cán L

↓

Gia công mẫu ASTM E21

L tổng 120±0,5 mm; L_o 25±0,1 mm; d 5±0,02 mm; ren M10

↓

Đánh bóng dọc trục

Ra ≤0,8 μm

↓

QG-T1 - KIỂM TRA 100% MẪU

Kích thước trong dung sai + Ra ≤0,8 μm + hướng L lệch ≤5°

↓

Mẫu đạt đầy đủ QG-T1 ?

ĐẠT	**KHÔNG ĐẠT**
Chuyển sang gá lắp thiết bị	Sai kích thước/hướng → loại hoặc gia công lại; Ra cao → đánh bóng lại

Hình PL-C.2. Chuẩn bị mẫu và QG-T1 (QT-ĐT957-03).

Kiểm tra hiệu chuẩn
Load cell - cặp nhiệt K - extensometer

↓

Gá mẫu ren M10, bảo đảm đồng tâm ±0,1 mm

↓

Lắp extensometer tại vùng gauge
Lực kẹp <0,5 N; căn giữa lò HL 700

↓

Nâng nhiệt đến nhiệt độ thử
Tốc độ 5°C/phút (yêu cầu 4-6°C/phút)

↓

Ổn định nhiệt
≥20 phút thử chuẩn; ≥30 phút thử siêu dẻo; RH <60%

↓

QG-T2 - SẴN SÀNG TRƯỚC KHI KÉO
Nhiệt độ ổn định, thiết bị/gá lắp và điều kiện thử đạt yêu cầu

Hình PL-C.3. Gá lắp - nâng nhiệt - QG-T2 (QT-ĐT957-03).

QG-T2 ĐẠT

↓

CHỌN LOẠI THỬ THEO LỆNH THỬ

LOẠI A - CƠ TÍNH NHIỆT ĐỘ CAO	**LOẠI B - SIÊU DẺO**
$\dot{\varepsilon} = 10^{-3}$/s	Chỉ Nhóm B / Mẫu M3
6 mốc nhiệt độ trong dải 25-400°C	T = 350°C
≥3 mẫu/điều kiện	5 tốc độ biến dạng 10^{-4} đến 10^{-2}/s
Ghi σ-ε ≥100 Hz	Ổn định 30 phút
	Ghi σ-ε ≥100 Hz

↓

Kéo đến phá hủy mẫu
Phần mềm testXpert III ghi đầy đủ đường cong ứng suất - biến dạng

Hình PL-C.4. Tiến hành thử kéo - hai nhánh (QT-ĐT957-03).

MẪU SAU KHI ĐỨT

↓

Kiểm tra vị trí gãy

Phải nằm trong vùng gauge

↓

Đo đường kính cổ thắt → tính Z

Trích xuất Rm, Rp0,2, A từ đường cong σ-ε

↓

Đối với thử siêu dẻo

Hồi quy log σ - log ε̇ tại 5 tốc độ → xác định hệ số m

↓

QG-T3 - NGHIỆM THU KẾT QUẢ

Đối chiếu chỉ tiêu chấp nhận của Mục 9; vị trí gãy hợp lệ; dữ liệu đầy đủ

↓

Kết quả đạt QG-T3 ?

ĐẠT	**KHÔNG ĐẠT**
Công nhận kết quả → báo cáo cơ tính/nghiệm thu	Không công nhận kết quả → xác định nguyên nhân và thử lại theo quy định

Hình PL-C.5. Thu mẫu - phân tích - QG-T3 (QT-ĐT957-03).

PHỤ LỤC D. BỘ CHỈ TIÊU KIỂM ĐỊNH SẢN PHẨM HỢP KIM Al-Zn-Mg-Cu BIẾN TÍNH La, Ce

Nhóm chỉ tiêu	Chỉ tiêu	Giá trị kiểm định	Phương pháp
Thành phần	Zn, Mg, Cu, La, Ce	Theo Bảng 2.1; La + Ce 0,3 – 0,4%	OES
Tổ chức	Kích thước hạt sau ủ kết tinh lại	$\bar{d} \leq 52$ μm (M3); kết tinh lại ≥ 98%	OM, ASTM E112
Độ dẻo	Độ giãn dài cực đại	> 200% (đạt 350 – 380% ở giai đoạn hoàn thiện; 667% ở 400°C, 0,1 mm/phút)	QT-ĐT957-03
Độ bền	Giới hạn bền Rm	> 100 N/mm² (đạt 478 – 512 N/mm² ở nhiệt độ phòng sau tôi, hoá già; 132 N/mm² ở 400°C)	TCVN 197-1; QT-ĐT957-03
Cơ tính nghiệm thu	Rm, Rp0,2, A, m sau T6, thử ở 350°C	M3: ≥ 270 MPa, ≥ 230 MPa, ≥ 52%, ≥ 0,32	QT-ĐT957-03

PHỤ LỤC E. HỒ SƠ MINH CHỨNG KÈM THEO

E.1. Quyết định số 4886/QĐ-UBND ngày 25/12/2024 của UBND thành phố Hải Phòng phê duyệt thuyết minh nhiệm vụ nghiên cứu khoa học và phát triển công nghệ cấp thành phố (bản sao y; phần quyết định và nội dung thuyết minh).

SAO Y; VĂN PHÒNG, ỦY BAN NHÂN DÂN THÀNH PHỐ HẢI PHÒNG; 25/12/2024; 17:01:04 +07:00

ỦY BAN NHÂN DÂN THÀNH PHỐ HẢI PHÒNG	CỘNG HÒA XÃ HỘI CHỦ NGHĨA VIỆT NAM Độc lập - Tự do - Hạnh phúc
Số: 4886 /QĐ-UBND	*Hải Phòng, ngày 25 tháng 12 năm 2024*

QUYẾT ĐỊNH
Về việc phê duyệt Thuyết minh nhiệm vụ nghiên cứu khoa học và phát triển công nghệ cấp thành phố: "Nghiên cứu xây dựng quy trình công nghệ chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có tính dẻo cao biến tính bằng Lantan (La), Xeri (Ce) phục vụ công nghiệp đóng tàu"

ỦY BAN NHÂN DÂN THÀNH PHỐ HẢI PHÒNG

Căn cứ Luật Tổ chức chính quyền địa phương ngày 19/6/2015;

Căn cứ Luật Sửa đổi, bổ sung một số điều của Luật Tổ chức Chính phủ và Luật Tổ chức chính quyền địa phương ngày 22/11/2019;

Căn cứ Luật Khoa học và Công nghệ ngày 18/6/2013;

Căn cứ Nghị định số 08/2014/NĐ-CP ngày 27/01/2014 của Chính phủ quy định chi tiết và hướng dẫn thi hành một số điều của Luật Khoa học và Công nghệ;

Căn cứ Quyết định số 2848/2015/QĐ-UBND ngày 21/12/2015 của Uỷ ban nhân dân thành phố về việc ban hành Quy chế quản lý các nhiệm vụ khoa học và công nghệ có sử dụng ngân sách thành phố Hải Phòng;

Căn cứ Quyết định số 25/2023/QĐ-UBND ngày 04/8/2023 của Uỷ ban nhân dân thành phố Hải Phòng ban hành Quy định về lập dự toán, quản lý sử dụng và quyết toán kinh phí ngân sách nhà nước thành phố Hải Phòng thực hiện nhiệm vụ khoa học và công nghệ;

Căn cứ Quyết định số 2166/QĐ-UBND ngày 27/7/2023 của Ủy ban nhân dân thành phố Hải Phòng về việc phê duyệt Danh mục nhiệm vụ nghiên cứu khoa học và phát triển công nghệ cấp thành phố năm 2023;

Theo đề nghị của Sở Khoa học và Công nghệ tại Tờ trình số 128/TTr-KHCN ngày 16/12/2024.

QUYẾT ĐỊNH:

Điều 1. Phê duyệt Thuyết minh nhiệm vụ nghiên cứu khoa học và phát triển công nghệ cấp thành phố với những nội dung sau:

1. Tên đề tài: Nghiên cứu xây dựng quy trình công nghệ chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có tính dẻo cao biến tính bằng Lantan (La), Xeri (Ce) phục vụ công nghiệp đóng tàu.

2. Mã số: ĐT.CN.2023.957.

3. Cơ quan chủ trì: Trường Đại học Hàng hải Việt Nam.

4. Chủ nhiệm đề tài: Tiến sĩ Bùi Thị Ngọc Mai, Trường Đại học Hàng hải Việt Nam.

5. Mục tiêu khoa học: Nghiên cứu xây dựng quy trình công nghệ chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu và nâng cao tính dẻo hợp kim bằng phương pháp biến tính sử dụng nguyên tố đất hiếm La, Ce. Đề xuất bộ thông số tối ưu quy trình công nghệ chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu dạng tấm.

6. Nội dung và quy mô nghiên cứu

6.1. Tổng quan nghiên cứu và các vấn đề lý luận

6.2. Nghiên cứu xây dựng quy trình nấu đúc hợp kim AL-Zn-Mg-Cu

6.2.1 Nghiên cứu các thông số công nghệ trong nấu luyện hợp kim Al-Zn-Mg-Cu

- Nghiên cứu ảnh hưởng của hàm lượng tạp chất, thành phần phối liệu ban đầu đến tính chất của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu.

- Nghiên cứu ảnh hưởng của thời gian nấu đến thành phần của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu.

- Nghiên cứu ảnh hưởng của nhiệt độ nấu đến thành phần của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu.

- Nghiên cứu ảnh hưởng của chế độ khử khí đến thành phần, tổ chức hợp kim Al-Zn-Mg-Cu.

- Nghiên cứu ảnh hưởng của các yếu tố khuôn đến tổ chức hợp kim Al-Zn-Mg-Cu.

- Nghiên cứu phương pháp làm nguội sau đúc ảnh hưởng đến kích thước hạt hợp kim.

- Đánh giá chung những yếu tố công nghệ trong quy trình nấu luyện hợp kim Al-Zn-Mg-Cu với thành phần tương đương hợp kim AA745.

6.2.2 Nghiên cứu phương pháp biến tính hợp kim Al-Zn-Mg-Cu

- Phân tích quá trình biến tính và các mô hình biến tính hợp kim Al-Zn-Mg-Cu.

- Nghiên cứu sự ảnh hưởng của chất biến tính đến tổ chức hợp kim Al-Zn-Mg-Cu.

- Nghiên cứu sự ảnh hưởng của thời gian biến tính đến tổ chức hợp kim Al-Zn-Mg-Cu.

- Nghiên cứu sự ảnh hưởng của nhiệt độ biến tính đến tổ chức hợp kim Al-Zn-Mg-Cu.

- Nghiên cứu sự ảnh hưởng của tỷ lệ sử dụng chất biến tính đến tổ chức hợp kim Al-Zn-Mg-Cu.

- Nghiên cứu sự ảnh hưởng của cách biến tính đến tổ chức hợp kim Al-Zn-Mg-Cu.

6.2.3 Phân tích, đánh giá vai trò của nguyên tố đất hiếm La, Ce trong việc làm nhỏ hạt hợp kim Al-Zn-Mg-Cu

- Phân tích, đánh giá sự hình thành pha liên kim của Al với các nguyên tố đất hiếm và vai trò của các pha đó.

- Phân tích, đánh giá sự thay đổi về tổ chức của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu khi được biến tính bằng phương pháp trực tiếp.

- Phân tích, đánh giá sự thay đổi về tổ chức của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu khi được biến tính bằng phương pháp nấu hợp kim trung gian Al-Re.

- Phân tích, đánh giá vai trò của nguyên tố đất hiếm La, Ce trong việc làm nhỏ hạt hợp kim Al-Zn-Mg-Cu.

- Đánh giá chung về quy trình nấu biến tính hợp kim Al-Zn-Mg-Cu bằng đất hiếm Việt Nam chứa La, Ce.

6.2.4 Đề xuất quy trình nấu đúc hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính bằng đất hiếm Việt Nam chứa La, Ce

6.3 Nghiên cứu xây dựng quy trình xử lý nhiệt, cơ - nhiệt tăng bền cho hợp kim Al-Zn-Mg-Cu

6.3.1 Nghiên cứu chế độ ủ đồng đều hóa hợp kim Al-Zn-Mg-Cu

- Nghiên cứu ảnh hưởng của chế độ ủ đồng đều hóa đến tổ chức và cơ tính của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu.

- Nghiên cứu ảnh hưởng của chế độ ủ kết tinh lại đến kích thước hạt và cơ tính hợp kim Al-Zn-Mg-Cu.

- Phân tích, đánh giá sự thay đổi tổ chức của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu không có biến tính sau ủ đồng đều hóa.

- Phân tích sự thay đổi tổ chức của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có biến tính bằng La, Ce sau ủ đồng đều hóa.

- Phân tích sự thay đổi tổ chức của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu không có biến tính sau ủ kết tinh lại.

- Phân tích sự thay đổi tổ chức của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có biến tính bằng La, Ce sau ủ kết tinh lại.

6.3.2 Nghiên cứu chế độ tôi tăng bền hợp kim Al-Zn-Mg-Cu

- Nghiên cứu ảnh hưởng của chế độ tôi đến tổ chức và tính chất của hợp kim nghiên cứu.

- Nghiên cứu ảnh hưởng của chế độ hóa già đến tổ chức và tính chất của hợp kim nghiên cứu.

- Phân tích sự thay đổi tổ chức và cơ tính của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu không có biến tính sau tôi và hóa già.

- Phân tích sự thay đổi tổ chức và cơ tính của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có biến tính sau tôi và hóa già.

6.3.3 Đề xuất quy trình xử lý nhiệt, cơ-nhiệt tăng bền cho hợp kim Al-Zn-Mg-Cu

6.4 Nghiên cứu xây dựng quy trình kéo nhiệt độ cao đánh giá khả năng biến dạng của hợp kim Al-Zn-g-Cu biến tính bằng La, Ce

6.4.1 Nghiên cứu ảnh hưởng của chế độ biến dạng đến hợp kim nghiên cứu

- Nghiên cứu ảnh hưởng của thành phần hợp kim Al-Zn-Mg-Cu và hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có chứa La, Ce đến tính biến dạng.

- Nghiên cứu ảnh hưởng của biến dạng nóng đến tổ chức và cơ tính của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu và hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có chứa La, Ce.

- Nghiên cứu ảnh hưởng của biến dạng nguội đến tổ chức và cơ tính của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu và hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có chứa La, Ce.

- Kết luận chế độ biến dạng phù hợp cho hợp kim Al-Zn-Mg-Cu và hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có chứa La, Ce.

- Phân tích, đánh giá mức độ biến dạng và sự thay đổi tổ chức của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu không có biến tính sau quá trình cán biến dạng.

- Phân tích, đánh giá mức độ biến dạng và sự thay đổi tổ chức của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có biến tính sau quá trình cán biến dạng.

6.4.2 Nghiên cứu xây dựng phương pháp thử nghiệm tính dẻo của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu và hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính bằng La, Ce

- Nghiên cứu ảnh hưởng của nhiệt độ kéo đến tính dẻo của hợp kim.

- Nghiên cứu ảnh hưởng của tốc độ biến dạng đến tính dẻo của hợp kim.

- Nghiên cứu ảnh hưởng của nhiệt độ kéo đến tính bền của hợp kim.

- Nghiên cứu ảnh hưởng của tốc độ biến dạng đến tính bền của hợp kim.

- Tối ưu hóa quy trình thử nghiệm kéo hợp kim.

- Phân tích, đánh giá sự thay đổi độ giãn dài của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có và không có biến tính ở các điều kiện thử nghiệm kéo khác nhau.

- Phân tích, đánh giá sự thay đổi độ bền của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có và không có biến tính ở các điều kiện thử nghiệm kéo khác nhau.

6.4.3 Đề xuất quy trình thử kéo nhiệt độ đánh giá khả năng biến dạng của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu

6.5 Thử nghiệm chế tạo và hoàn thiện quy trình, sản phẩm

6.5.1 Thử nghiệm chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu độ dẻo cao biến tính bằng La, Ce

- Thử nghiệm nấu luyện hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính bằng La, Ce.

- Thử nghiệm xử lý nhiệt, cơ-nhiệt tăng bền cho hợp kim Al-Zn-Mg-Cu.

- Thử nghiệm kéo nhiệt độ cao để đánh giá khả năng biến dạng của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính bằng La, Ce.

6.5.2 Hoàn thiện quy trình nấu luyện hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính bằng La, Ce

6.5.3 Hoàn thiện quy trình xử lý nhiệt, cơ-nhiệt tăng bền cho hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính bằng La, Ce

6.5.4 Hoàn thiện quy trình thử nghiệm kéo nhiệt độ cao đánh giá khả năng biến dạng của hợp kim Al-Zn-Mg-Cu biến tính bằng La, Ce

6.5.5 Phân tích, đánh giá kinh tế kỹ thuật

6.6 Báo cáo tổng kết

(Nội dung và quy mô nghiên cứu cụ thể theo thuyết minh được duyệt)

7. Sản phẩm khoa học:

- Bộ quy trình nấu đúc hợp kim Al-Zn-Mg-Cu dẻo cao chứa La, Ce.

- Bộ quy trình xử lý nhiệt, cơ-nhiệt hợp kim dẻo cao hệ Al-Zn-Mg-Cu.

- Bộ quy trình thử kéo nhiệt độ cao hợp kim Al-Zn-Mg-Cu.

- Hợp kim hệ Al-Zn-Mg-Cu có chứa La, Ce.

- Báo cáo tổng kết đề tài và các báo cáo thành phần.

8. Thời gian thực hiện: Từ tháng 12/2024 - 9/2026.

9. Kinh phí thực hiện: Tổng kinh phí thực hiện: 2.144.830.000 đồng (*Bằng chữ: Hai tỷ, một trăm bốn mươi bốn triệu, tám trăm ba mươi nghìn đồng)*. Trong đó:

- Ngân sách khoa học - công nghệ thành phố cấp: 1.926.280.000 đồng.

- Tự có: 218.550.000 đồng.

(Dự toán chi tiết kèm theo).

Điều 2. Chánh Văn phòng Ủy ban nhân dân thành phố, Giám đốc các Sở: Khoa học và Công nghệ, Tài chính; Cơ quan chủ trì, Chủ nhiệm Đề tài và các ngành, đơn vị liên quan căn cứ Quyết định thi hành.

Quyết định có hiệu lực từ ngày ký./.

Nơi nhận:
- Như Điều 2;
- CT, PCT Hoàng Minh Cường;
- CVP;
- Phòng: VX, NC&KTGS;
- CV: VH1, TC;
- Lưu: VT.

TM. ỦY BAN NHÂN DÂN
KT. CHỦ TỊCH
PHÓ CHỦ TỊCH

Hoàng Minh Cường

E.2. Hợp đồng số 957/HĐ-ĐT.CN.2023 giữa Sở Khoa học và Công nghệ và Trường Đại học Hàng hải Việt Nam.

(Bản sao in kèm theo hồ sơ)

E.3. Giấy chứng nhận kết quả đo, thử nghiệm số E.090702.26 ngày 07/9/2026 của Trung tâm Tiêu chuẩn – Đo lường – Chất lượng, Viện Công nghệ: 42 mẫu hợp kim nhôm, phương pháp ASTM E21-20, thử kéo nhiệt độ thường và nhiệt độ cao theo từng trạng thái công nghệ.



TRUNG TÂM TIÊU CHUẨN - ĐO LƯỜNG - CHẤT LƯỢNG/VIỆN CÔNG NGHỆ
CENTER FOR STANDARDS, METROLOGY AND QUALITY/ INSTITUTE OF TECHNOLOGY
Địa chỉ *(Add)*: Phường Đông Ngạc - TP. Hà Nội
Điện thoại *(Tel)*: 0969141072 - Email: mcit.vn@gmail.com

GIẤY CHỨNG NHẬN
KẾT QUẢ ĐO, THỬ NGHIỆM
(Measurement & Testing Certificate)
Số *(No)*: E.090702.26

1. Tên mẫu thử: *Name of sample:* Hợp kim nhôm
2. Số lượng: *Quantity:* 42
3. Mô tả mẫu: *Description:* Mẫu thử
4. Nơi gửi mẫu: *Customer:* Trường Đại học Hàng Hải Việt Nam
5. Phương pháp thử nghiệm: *Test method:* ASTM E21-20
6. Thời gian thử nghiệm: *Test duration:* 07/9/2026
7. Điều kiện thử nghiệm: *Test condition:* Nhiệt độ 28 °C; độ ẩm 62 %RH
8. Kết quả thử nghiệm: *Test result:* Xem trang sau

Hà Nội, ngày 07 tháng 9 năm 2026
Date of issue

Trưởng phòng
Head of Division

Hoàng Anh Tuấn

GIÁM ĐỐC
Director

Nguyễn Hoàng Tùng

1. Giấy chứng nhận kết quả đo, thử nghiệm này chỉ có giá trị đối với mẫu thử do khách hàng đưa tới.
This measurement & testing certificate is value only for samples taken by customer.
2. Không được trích sao một phần kết quả này nếu không được sự đồng ý của Trung tâm TC-ĐL-CL/Viện Công nghệ.
This test results shall not reproduced except in full, with out the weitten approved of Center for Standards, Metrology and Quality/ Institute of technology.
3. Tên mẫu và tên khách hàng được ghi theo yêu cầu của khách hàng
Name of sample and customer are written as customer request.

Trang:
(No. of paper)

KẾT QUẢ THỬ NGHIỆM

(Testing results)

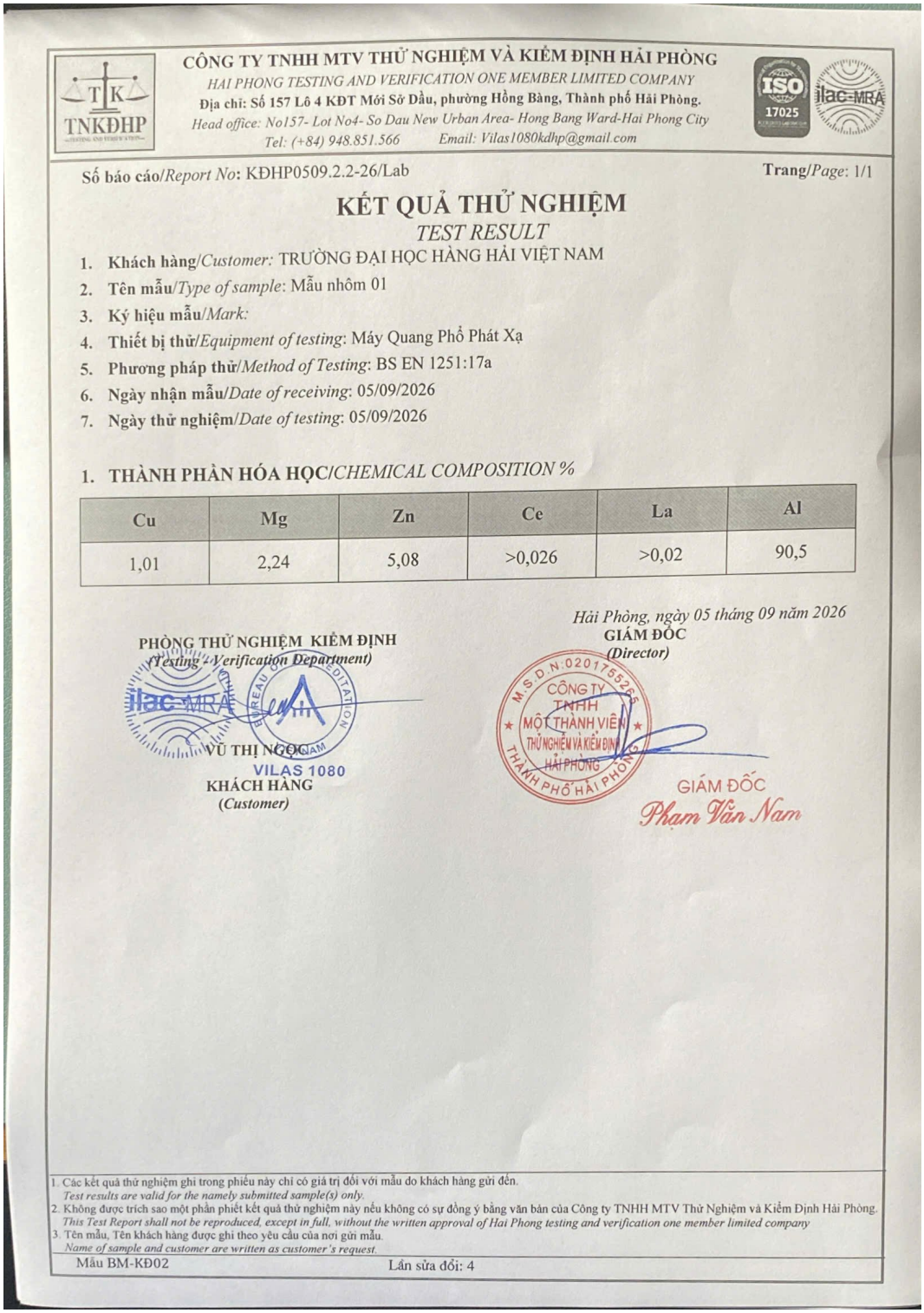
Số *(N°)*: E-090702-26

TT	Điều kiện thử nghiệm	Kết quả thử nghiệm kéo			
		Giới hạn bền Rm (MPa)		Độ giãn dài tương đối (%)	
		M1	M3	M1	M3
1	**Sau đúc — rót 700 – 750°C, khuôn kim loại**				
-	Kéo nóng 400°C; 0,1 mm/phút	-	-	14	32,2
2	**Sau ủ đồng đều hoá — 460°C × 24 giờ, nguội không khí tĩnh**				
-	Kéo nóng tại nhiệt độ 250°C	315	335	20	30
-	Kéo nóng tại nhiệt độ 300°C	265	285	42	68
-	Kéo nóng tại nhiệt độ 350°C	195	210	78	165
-	Kéo nóng tại nhiệt độ 400°C	125	132	133	310
-	Kéo nóng tại nhiệt độ 450°C	75	78	175	365
-	Kéo nóng tại nhiệt độ 400°C; tốc độ biến dạng 10 mm/phút	-	-	95	230
-	Nhiệt độ thử kéo 400°C; tốc độ biến dạng 1 mm/phút	-	-	133	310
-	Nhiệt độ thử kéo 400°C; tốc độ biến dạng 0,1 mm/phút	-	-	162	355
3	**Sau cán nhiều lượt và ủ kết tinh lại (cán 10 – 15 %/lượt, ủ 380°C × 2 giờ) — MẪU CHƯA TÔI, CHƯA HOÁ GIÀ**				
-	Nhiệt độ thử kéo 400°C; tốc độ biến dạng 10 mm/phút	-	-	213	384
-	Nhiệt độ thử kéo 400°C; tốc độ biến dạng 1 mm/phút	-	-	277	484
-	**Mẫu sau quy trình cơ-nhiệt luyện hoàn thiện — δmax SIÊU DẺO (giá trị lớn nhất toàn chuỗi công nghệ)** Nhiệt độ thử kéo 400°C; tốc độ biến dạng 0,1 mm/phút	-	-	433	667
-	Biến dạng tích luỹ không nứt mép. Cán nóng, T phôi ≥ 300°C	-	-	117	273
-	Sau ủ kết tinh lại	-	-	≥ 20	≥ 20

TT	Điều kiện thử nghiệm	Kết quả thử nghiệm kéo			
		Giới hạn bền Rm (MPa)		Độ giãn dài tương đối (%)	
		M1	M3	M1	M3
4	**Thử kéo nghiệm thu tại 350°C, $\dot{\varepsilon} = 10^{-3}\ s^{-1}$ - mẫu đã nhiệt luyện hoàn chỉnh**				
-	***Chỉ tiêu đăng ký - T6;*** **Nhiệt độ thử nghiệm kéo 350°C**	**≥ 240**	**≥ 270**	**≥ 38**	**≥ 52**
-	***Chỉ tiêu đăng ký - T73;*** **Nhiệt độ thử nghiệm kéo 350°C**	**≥ 215**	**≥ 250**	**≥ 48**	**≥ 63**
-	Trạng thái T6; Nhiệt độ thử nghiệm kéo 350°C	255	295	45	58
5	**Sau tôi (470°C ± 3, 60 phút, nước) và hoá già - đo ở nhiệt độ phòng**				
-	***Chỉ tiêu đăng ký trạng thái T6;*** **Nhiệt độ thử nghiệm kéo 25°C**	**≥ 530**	**≥ 560**	-	-
-	Trạng thái T6; Nhiệt độ thử nghiệm kéo 25°C	503	492	-	-

Ghi chú: M1 = Nhóm A, hợp kim nền; M3 = Nhóm B, biến tính La + Ce

E.4. Phiếu kết quả thử nghiệm thành phần hoá học số KĐHP0509.2.2-26/Lab ngày 05/9/2026 của Công ty TNHH MTV Thử nghiệm và Kiểm định Hải Phòng (VILAS 1080), phương pháp quang phổ phát xạ.



CÔNG TY TNHH MTV THỬ NGHIỆM VÀ KIỂM ĐỊNH HẢI PHÒNG
HAI PHONG TESTING AND VERIFICATION ONE MEMBER LIMITED COMPANY
Địa chỉ: Số 157 Lô 4 KĐT Mới Sở Dầu, phường Hồng Bàng, Thành phố Hải Phòng.
Head office: No157- Lot No4- So Dau New Urban Area- Hong Bang Ward-Hai Phong City
Tel: (+84) 948.851.566 Email: Vilas1080kdhp@gmail.com

Số báo cáo/*Report No*: KĐHP0509.2.2-26/Lab Trang/*Page*: 1/1

KẾT QUẢ THỬ NGHIỆM
TEST RESULT

1. **Khách hàng**/*Customer:* TRƯỜNG ĐẠI HỌC HÀNG HẢI VIỆT NAM
2. **Tên mẫu**/*Type of sample*: Mẫu nhôm 01
3. **Ký hiệu mẫu**/*Mark:*
4. **Thiết bị thử**/*Equipment of testing*: Máy Quang Phổ Phát Xạ
5. **Phương pháp thử**/*Method of Testing*: BS EN 1251:17a
6. **Ngày nhận mẫu**/*Date of receiving*: 05/09/2026
7. **Ngày thử nghiệm**/*Date of testing*: 05/09/2026

1. THÀNH PHẦN HÓA HỌC/*CHEMICAL COMPOSITION %*

Cu	Mg	Zn	Ce	La	Al
1,01	2,24	5,08	>0,026	>0,02	90,5

Hải Phòng, ngày 05 tháng 09 năm 2026

PHÒNG THỬ NGHIỆM KIỂM ĐỊNH
(Testing - Verification Department)

VILAS 1080

VŨ THỊ NGỌC NAM

KHÁCH HÀNG
(Customer)

GIÁM ĐỐC
(Director)

GIÁM ĐỐC
Phạm Văn Nam

1. Các kết quả thử nghiệm ghi trong phiếu này chỉ có giá trị đối với mẫu do khách hàng gửi đến.
Test results are valid for the namely submitted sample(s) only.
2. Không được trích sao một phần phiết kết quả thử nghiệm này nếu không có sự đồng ý bằng văn bản của Công ty TNHH MTV Thử Nghiệm và Kiểm Định Hải Phòng.
This Test Report shall not be reproduced, except in full, without the written approval of Hai Phong testing and verification one member limited company
3. Tên mẫu, Tên khách hàng được ghi theo yêu cầu của nơi gửi mẫu.
Name of sample and customer are written as customer's request.

Mẫu BM-KĐ02 Lần sửa đổi: 4

E.5. Biên bản giao nhận mẫu thử nghiệm M-CV5.4-KCT-01 đến M-CV5.4-KCT-09 và biên bản bàn giao kết quả.

[Chèn bản sao/scan tài liệu]

E.6. Quyết định số 3723/QĐ-ĐHHHVN ngày 26/12/2025 của Hiệu trưởng Trường Đại học Hàng hải Việt Nam về việc thành lập Hội đồng Khoa học công nghệ tự đánh giá giữa kỳ nhiệm vụ.

BỘ XÂY DỰNG
TRƯỜNG ĐH HÀNG HẢI VIỆT NAM

Số: 3723 /QĐ-ĐHHHVN

CỘNG HOÀ XÃ HỘI CHỦ NGHĨA VIỆT NAM
Độc lập - Tự do - Hạnh phúc

Hải Phòng, ngày 26 tháng 12 năm 2025

QUYẾT ĐỊNH

Về việc thành lập Hội đồng Khoa học công nghệ tự đánh giá giữa kỳ nhiệm vụ KH&CN cấp thành phố "Nghiên cứu xây dựng quy trình công nghệ chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có tính dẻo cao biến tính bằng Lantan (La), Xeri (Ce) phục vụ công nghiệp đóng tàu", mã số: ĐT.CN.2023.957.

HIỆU TRƯỞNG TRƯỜNG ĐẠI HỌC HÀNG HẢI VIỆT NAM

Căn cứ Quyết định 1756/QĐ-HĐT ngày 02/10/2020 của Hội đồng trường Trường ĐHHH Việt Nam về việc ban hành Quy chế tổ chức và hoạt động của Trường Đại học Hàng hải Việt Nam;

Căn cứ Quyết định 2848/2015/QĐ-UBND ngày 21/12/2015 của Ủy ban nhân dân thành phố về việc ban hành Quy chế quản lý các nhiệm vụ khoa học và công nghệ có sử dụng ngân sách nhà nước thành phố Hải Phòng;

Căn cứ Quyết định 1333/QĐ-ĐHHHVN ngày 25/7/2017 của Hiệu trưởng Trường Đại học Hàng hải Việt Nam về việc ban hành quy định "Hoạt động Khoa học công nghệ tại Trường Đại học Hàng hải Việt Nam";

Căn cứ Quyết định 4886/QĐ-UBND ngày 25/12/2024 của UBND Thành phố Hải Phòng về việc phê duyệt thuyết minh nhiệm vụ nghiên cứu khoa học và phát triển công nghệ cấp thành phố "Nghiên cứu xây dựng quy trình công nghệ chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có tính dẻo cao biến tính bằng Lantan (La), Xeri (Ce) phục vụ công nghiệp đóng tàu";

Theo đề nghị của Trưởng phòng Khoa học - Công nghệ.

QUYẾT ĐỊNH:

Điều 1. Thành lập Hội đồng Khoa học công nghệ tự đánh giá giữa kỳ nhiệm vụ KH&CN cấp thành phố "*Nghiên cứu xây dựng quy trình công nghệ chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có tính dẻo cao biến tính bằng Lantan (La), Xeri (Ce) phục vụ công nghiệp đóng tàu*", mã số: ĐT.CN.2023.957, do TS. Bùi Thị Ngọc Mai thực hiện, gồm các thành viên *(có danh sách kèm theo)*.

Điều 2. Hội đồng có nhiệm vụ tổ chức đánh giá đề tài theo các quy định hiện hành.

Điều 3. Quyết định này có hiệu lực thi hành kể từ ngày ký.

Trưởng các Phòng: TC-HC, KH-CN, KH-TC; Chủ nhiệm đề tài; các đơn vị liên quan và thành viên có tên ghi tại Điều 1 chịu trách nhiệm thi hành Quyết định này./.

Nơi nhận:
- Như Điều 3;
- Lưu: VT, KH-CN.

HIỆU TRƯỞNG



PGS. TS. Phạm Xuân Dương

DANH SÁCH HỘI ĐỒNG KHCN TỰ ĐÁNH GIÁ GIỮA KỲ NHIỆM VỤ

"Nghiên cứu xây dựng quy trình công nghệ chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có tính dẻo cao biến tính bằng Lantan (La), Xeri (Ce) phục vụ công nghiệp đóng tàu", mã số: ĐT.CN.2023.957.

(Ban hành kèm theo Quyết định số 3723 /QĐ-ĐHHHVN ngày 26 tháng 12 năm 2025 của Hiệu trưởng Trường Đại học Hàng hải Việt Nam)

TT	Họ và tên	Chức vụ, Đơn vị	Chức danh Hội đồng
1	PGS.TS. Nguyễn Minh Đức	Phó Hiệu trưởng Trường Đại học Hàng hải Việt Nam	Chủ tịch HĐ
2	PGS.TS. Phạm Tâm Thành	Phó Trưởng phòng phụ trách Phòng KHCN, Trường Đại học Hàng hải Việt Nam	Phó Chủ tịch HĐ
3	TS. Bùi Thanh Tùng	Chủ tịch Liên hiệp các Hội Khoa học kỹ thuật thành phố	Ủy viên, Phản biện
4	PGS.TS. Trần Đức Huy	Trường Vật liệu, Đại học Bách Khoa Hà Nội	Ủy viên, Phản biện
5	ThS. Vũ Quyết Thắng	Phó Hiệu trưởng Trường Cao đẳng Kinh tế Kỹ thuật Bắc Bộ	Ủy viên
6	PGS. TS. Đào Ngọc Biên	Viện trưởng, Viện Cơ khí, Trường Đại học Hàng hải Việt Nam	Ủy viên
7	ThS. Nguyễn Văn Hùng	Xưởng trưởng Xưởng sản xuất chế thử - Viện Kỹ thuật Hải quân	Ủy viên
8	TS. Tạ Thị Thúy Hương	Trưởng BM Cơ khí - Trường Đại học Hải Phòng	Ủy viên
9	ThS. Nguyễn Văn Quyết	Giám đốc Công ty cổ phần Maritech	Ủy viên
10	ThS. Trần Thị Lan	Chuyên viên Phòng KHCN, Trường Đại học Hàng hải Việt Nam	Thư ký

E.7. Quyết định số 2605/QĐ-ĐHHHVN ngày 18/8/2026 của Hiệu trưởng Trường Đại học Hàng hải Việt Nam về việc thành lập Hội đồng Khoa học công nghệ tự đánh giá cuối kỳ nhiệm vụ.

BỘ XÂY DỰNG
TRƯỜNG ĐH HÀNG HẢI VIỆT NAM

Số: 2605 /QĐ-ĐHHHVN

CỘNG HOÀ XÃ HỘI CHỦ NGHĨA VIỆT NAM
Độc lập - Tự do - Hạnh phúc

Hải Phòng, ngày 18 tháng 8 năm 2026

QUYẾT ĐỊNH

Về việc thành lập Hội đồng Khoa học công nghệ tự đánh giá cuối kỳ nhiệm vụ KH&CN cấp thành phố "Nghiên cứu xây dựng quy trình công nghệ chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có tính dẻo cao biến tính bằng Lantan (La), Xeri (Ce) phục vụ công nghiệp đóng tàu", mã số: ĐT.CN.2023.957.

HIỆU TRƯỞNG TRƯỜNG ĐẠI HỌC HÀNG HẢI VIỆT NAM

Căn cứ Quyết định 1756/QĐ-HĐT ngày 02/10/2020 của Hội đồng trường Trường ĐHHH Việt Nam về việc ban hành Quy chế tổ chức và hoạt động của Trường Đại học Hàng hải Việt Nam;

Căn cứ Quyết định 2848/2015/QĐ-UBND ngày 21/12/2015 của Ủy ban nhân dân thành phố về việc ban hành Quy chế quản lý các nhiệm vụ khoa học và công nghệ có sử dụng ngân sách nhà nước thành phố Hải Phòng;

Căn cứ Quyết định 1333/QĐ-ĐHHHVN ngày 25/7/2017 của Hiệu trưởng Trường Đại học Hàng hải Việt Nam về việc ban hành quy định "Hoạt động Khoa học công nghệ tại Trường Đại học Hàng hải Việt Nam";

Căn cứ Quyết định 4886/QĐ-UBND ngày 25/12/2024 của UBND Thành phố Hải Phòng về việc phê duyệt thuyết minh nhiệm vụ nghiên cứu khoa học và phát triển công nghệ cấp thành phố "Nghiên cứu xây dựng quy trình công nghệ chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có tính dẻo cao biến tính bằng Lantan (La), Xeri (Ce) phục vụ công nghiệp đóng tàu";

Theo đề nghị của Trưởng phòng Khoa học - Công nghệ.

QUYẾT ĐỊNH:

Điều 1. Thành lập Hội đồng Khoa học công nghệ tự đánh giá cuối kỳ nhiệm vụ KH&CN cấp thành phố "*Nghiên cứu xây dựng quy trình công nghệ chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có tính dẻo cao biến tính bằng Lantan (La), Xeri (Ce) phục vụ công nghiệp đóng tàu*", mã số: ĐT.CN.2023.957, do TS. Bùi Thị Ngọc Mai thực hiện, gồm các thành viên *(có danh sách kèm theo)*.

Điều 2. Hội đồng có nhiệm vụ tổ chức đánh giá đề tài theo các quy định hiện hành.

Điều 3. Quyết định này có hiệu lực thi hành kể từ ngày ký.

Trưởng các Phòng: TC-HC, KH-CN, KH-TC; Chủ nhiệm đề tài; các đơn vị liên quan và thành viên có tên tại Điều 1 chịu trách nhiệm thi hành Quyết định này./.

Nơi nhận:
- Như Điều 3;
- Lưu: VT, KH-CN.

HIỆU TRƯỞNG



PGS. TS. Phạm Xuân Dương

DANH SÁCH HỘI ĐỒNG KHCN TỰ ĐÁNH GIÁ CUỐI KỲ NHIỆM VỤ

"Nghiên cứu xây dựng quy trình công nghệ chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có tính dẻo cao biến tính bằng Lantan (La), Xeri (Ce) phục vụ công nghiệp đóng tàu", mã số: ĐT.CN.2023.957.

(Ban hành kèm theo Quyết định số 2605 /QĐ-ĐHHHVN ngày 18 tháng 8 năm 2026 của Hiệu trưởng Trường Đại học Hàng hải Việt Nam)

TT	Họ và tên	Chức vụ, Đơn vị	Chức danh Hội đồng
1	PGS.TS. Nguyễn Minh Đức	Phó Hiệu trưởng Trường Đại học Hàng hải Việt Nam	Chủ tịch HĐ
2	TS. Bùi Thanh Tùng	Chủ tịch Liên hiệp các Hội Khoa học kỹ thuật thành phố	Phó Chủ tịch HĐ
3	PGS.TS. Trần Đức Huy	Trường Vật liệu, Đại học Bách Khoa Hà Nội	Ủy viên, Phản biện
4	TS. Bùi Văn Biên	Phó Trưởng khoa Công nghệ kỹ thuật, Trường ĐH Hải Phòng	Ủy viên, Phản biện
5	TS. Nguyễn Trung Anh	Viện Kỹ thuật Hải quân	Ủy viên
6	ThS. Lê Đình Khánh	Cục Hậu cần - Kỹ thuật Hải quân	Ủy viên
7	PGS. TS. Đào Ngọc Biên	Viện trưởng, Viện Cơ khí, Trường Đại học Hàng hải Việt Nam	Ủy viên
8	ThS. Hoàng Thanh Hà	Phó Trưởng phòng Quản lý khoa học, Sở KHCN Hải Phòng	Ủy viên
9	ThS. Vũ Quyết Thắng	Phó Hiệu trưởng Trường Cao đẳng Kinh tế Kỹ thuật Bắc Bộ	Ủy viên
10	ThS. Trần Thị Lan	Chuyên viên Phòng KHCN, Trường Đại học Hàng hải Việt Nam	Thư ký

E.8. Quyết định số 1075/QĐ-SKHCN ngày 11/9/2026 của Sở Khoa học và Công nghệ thành phố Hải Phòng về việc thành lập Hội đồng tư vấn đánh giá nghiệm thu chính thức kết quả thực hiện nhiệm vụ.

UBND THÀNH PHỐ HẢI PHÒNG
SỞ KHOA HỌC VÀ CÔNG NGHỆ

Số:1075 /QĐ-SKHCN

CỘNG HOÀ XÃ HỘI CHỦ NGHĨA VIỆT NAM
Độc lập - Tự do - Hạnh phúc

Hải Phòng, ngày 11 *tháng 9 năm 2026*

QUYẾT ĐỊNH

Về việc thành lập Hội đồng tư vấn đánh giá nghiệm thu chính thức kết quả thực hiện nhiệm vụ khoa học và công nghệ cấp thành phố "Nghiên cứu xây dựng quy trình công nghệ chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có tính dẻo cao biến tính bằng Lantan (La), Xeri (Ce) phục vụ công nghiệp đóng tàu"

GIÁM ĐỐC SỞ KHOA HỌC VÀ CÔNG NGHỆ TP HẢI PHÒNG

Căn cứ Quyết định số 50/2025/QĐ-UBND ngày 30/6/2025 của Ủy ban nhân dân thành phố Hải Phòng về việc ban hành Quy định chức năng, nhiệm vụ, quyền hạn và cơ cấu tổ chức của Sở Khoa học và Công nghệ thành phố Hải Phòng;

Căn cứ Thông tư số 09/2024/TT-BKHCN ngày 27/12/2024 của Bộ Khoa học và Công nghệ về việc quy định quản lý nhiệm vụ khoa học và công nghệ cấp tỉnh, cấp cơ sở sử dụng ngân sách nhà nước;

Căn cứ Quyết định số 3072/QĐ-UBND ngày 29/7/2025 của UBND thành phố Hải Phòng về việc ủy quyền thực hiện một số nội dung quản lý nhiệm vụ khoa học và công nghệ cấp thành phố sử dụng ngân sách nhà nước thuộc thẩm quyền của Chủ tịch Ủy ban nhân dân thành phố;

Căn cứ Quyết định số 3180/QĐ-UBND ngày 07/8/2025 của UBND thành phố Hải Phòng về việc ủy quyền thực hiện một số nội dung quản lý nhiệm vụ khoa học và công nghệ cấp thành phố sử dụng ngân sách nhà nước thuộc thẩm quyền của Ủy ban nhân dân thành phố;

Theo đề nghị của Trưởng phòng Phòng Quản lý Khoa học và được sự đồng ý của các nhà khoa học, nhà quản lý được mời tham gia Hội đồng.

QUYẾT ĐỊNH:

Điều 1. Thành lập Hội đồng tư vấn đánh giá nghiệm thu chính kết quả thực hiện nhiệm vụ nghiên cứu khoa học và phát triển công nghệ cấp thành phố:

Tên đề tài: Nghiên cứu xây dựng quy trình công nghệ chế tạo hợp kim Al-Zn-Mg-Cu có tính dẻo cao biến tính bằng Lantan (La), Xeri (Ce) phục vụ công nghiệp đóng tàu.

Mã số: ĐT.CN.2023.957.

Tổ chức chủ trì đề tài: Trường Đại học Hàng hải Việt Nam.

Hội đồng gồm các thành viên sau:

1. Chủ tịch Hội đồng: Ông Bùi Thanh Tùng, Chủ tịch Liên hiệp các Hội khoa học và kỹ thuật thành phố Hải Phòng.

2. Phó Chủ tịch Hội đồng: Bà Phạm Thị Sen Quỳnh, Phó Giám đốc Sở Khoa học và Công nghệ thành phố Hải Phòng.

3. Các uỷ viên Hội đồng:

- Ông Trần Đức Huy, Giảng viên cao cấp, Trường Vật liệu, Đại học Bách khoa Hà Nội.

- Ông Bùi Văn Biên, Phó Trưởng khoa Khoa Công nghệ - kỹ thuật, Trường Đại học Hải Phòng.

- Ông Sái Mạnh Thắng, Phó Trưởng phòng Phòng Công nghệ, Viện Tên lửa, Viện Khoa học và Công nghệ Quân sự.

- Ông Đỗ Quang Long, Giám đốc Trung tâm Nghiên cứu, Phát triển và Dịch vụ - Viện Tiêu chuẩn Chất lượng Việt Nam.

- Ông Hoàng Thanh Hà, Phó Trưởng phòng Phòng Quản lý Khoa học, Sở Khoa học và Công nghệ thành phố Hải Phòng.

4. Mời các ông/bà sau đây tham gia phản biện:

- Ông Trần Đức Huy, Giảng viên cao cấp, Trường Vật liệu, Đại học Bách khoa Hà Nội.

- Ông Bùi Văn Biên, Phó Trưởng khoa Khoa Công nghệ - kỹ thuật, Trường Đại học Hải Phòng.

5. Thư ký hành chính Hội đồng: Ông Phạm Minh Đức, Chuyên viên Phòng Quản lý Khoa học, Sở Khoa học và Công nghệ.

Điều 2. Hội đồng có nhiệm vụ tư vấn đánh giá nghiệm thu chính thức kết quả thực hiện nhiệm vụ theo quy định tại Thông tư số 09/2024/TT-BKHCN ngày 27/12/2024 của Bộ Khoa học và Công nghệ về Quy định quản lý nhiệm vụ khoa học và công nghệ cấp tỉnh, cấp cơ sở sử dụng ngân sách nhà nước và tự giải thể sau khi hoàn thành nhiệm vụ.

Điều 3. Trưởng phòng Phòng Quản lý khoa học, thành viên Hội đồng, Tổ chức chủ trì, Chủ nhiệm nhiệm vụ và các tổ chức, cá nhân có liên quan căn cứ Quyết định thi hành./.

***Nơi nhận*:**
- Như Điều 3;
- Lưu: VT, QLKH.

GIÁM ĐỐC

CỘNG HOÀ X.H.C.N VIỆT NAM
SỞ KHOA HỌC VÀ CÔNG NGHỆ
THÀNH PHỐ HẢI PHÒNG

Nguyễn Cao Thắng