

# NGHIÊN CỨU SỰ BIẾN ĐỔI TỔ CHỨC TRONG QUÁ TRÌNH IN 3D KIM LOẠI BẰNG LASER VỚI VẬT LIỆU INCONEL 625

MICROSTRUCTURE EVOLUTION OF INCONEL 625 IN 3D LASER-BASED DIRECTED ENERGY DEPOSITION

Đoàn Tất Khoa<sup>1</sup>, Lê Văn Văn<sup>1</sup>,  
Đỗ Xuân Tươi<sup>3</sup>, Trần Văn Châu<sup>2\*</sup>

DOI: <http://doi.org/10.57001/huih5804.2024.129>

## TÓM TẮT

Vật liệu Inconel 625 với công nghệ in 3D kim loại sử dụng chùm tia laser ngày càng có nhiều ứng dụng trong công nghiệp đặc biệt với các ứng dụng đòi hỏi chi tiết có độ bền, khả năng chống ăn mòn, chống rã nhiệt ở nhiệt độ làm việc cao. Tổ chức tế vi có ảnh hưởng chủ đạo đến cơ tính, tính chống ăn mòn, khả năng làm việc của chi tiết in bằng vật liệu Inconel 625. Nghiên cứu này trình bày kết quả bước đầu của việc khảo sát sự biến đổi tổ chức trong quá trình in của vật liệu Inconel 625 từ hạt bột cơ sở ban đầu cho đến khi hình thành lớp in đầu tiên trên tấm nền. Nghiên cứu cho thấy hạt bột Inconel 625 từ tổ chức hạt đẳng trục bị nung chảy và hòa tan cùng với vật liệu tấm nền (cũng có tổ chức hạt đẳng trục) kết tinh lại với tốc độ nguội nhanh hình thành các tổ chức hình kim và nhánh cây. Sự khác nhau này được giải thích chủ yếu do chế độ nhiệt mà mỗi đối tượng trải qua trong quá trình hình thành hạt bột và quá trình in. Nghiên cứu cung cấp các thông tin học cơ bản, hữu ích về sự biến đổi tổ chức của Inconel 625 trong quá trình in 3D kim loại bằng chùm tia laser, là cơ sở quan trọng để tham khảo cho các nghiên cứu in 3D kim loại tiếp theo.

**Từ khóa:** In 3D kim loại, biến đổi tổ chức, laser, Inconel 625.

## ABSTRACT

In recent years, there has been a notable increase in the utilization of Inconel 625 material in metal 3D printing, which employs laser beam technology, particularly in industrial applications. This trend is especially evident in situations where intricate components with exceptional strength, corrosion resistance, and thermal stability are required at elevated operational temperatures. The microstructures of Inconel 625-printed components significantly influence their mechanical properties, corrosion resistance, and overall performance. This study unveils the initial findings regarding microstructure transformations during the 3D printing process of Inconel 625 material, commencing from the initial powder particles to the formation of a single printed layer on the substrate. The research reveals that Inconel 625 powder particles, initially featuring an equiaxed grain structure, undergo rapid melting when combined with the substrate material, subsequently solidifying and resulting in the formation of needle-like and dendritic microstructures. These microstructural changes are attributed to the distinct heating regimes experienced during the powder particle formation and printing process. This research provides fundamental and practical insights into the microstructure evolution of Inconel 625 in laser-based directed energy deposition, serving as a crucial reference for future studies in this field.

**Keywords:** Laser-based directed energy deposition, microstructure evolution, laser, Inconel 625.

<sup>1</sup>Khoa Cơ khí, Học viện Kỹ thuật Quân sự

<sup>2</sup>Trung tâm Công nghệ, Học viện Kỹ thuật Quân sự

<sup>3</sup>Khoa Vũ khí, Học viện Kỹ thuật Quân sự

\*Email: [chautv@lqdtu.edu.vn](mailto:chautv@lqdtu.edu.vn)

Ngày nhận bài: 15/12/2023

Ngày nhận bài sửa sau phản biện: 20/3/2024

Ngày chấp nhận đăng: 25/4/2024

## 1. GIỚI THIỆU

Inconel 625 là siêu hợp kim Ni được sử dụng nhiều trong hàng không vũ trụ, hàng hải, và các ứng dụng máy hóa do nó có khả năng chống ăn mòn cũng như giữ được cơ tính tốt như độ bền, chống rã nhiệt ở nhiệt độ cao [1, 2]. Hợp kim này với nền là Ni chứa hàm lượng cao các nguyên tố hợp kim chủ yếu gồm: Cr, Mo, Nb, Ta và Fe. Pha chủ yếu trong Inconel 625 là pha  $\gamma$  lập phương tâm mặt, ngoài ra còn có các pha  $\gamma'$ ,  $\text{Ni}_2(\text{Cr}, \text{Mo})$ ,  $\delta$ , các carbide,  $\mu$  và laves tùy thuộc cục bộ vào vị trí, nhiệt độ và thành phần hóa học [3]. Sản xuất các chi tiết từ Inconel 625 với hình dạng phức tạp luôn là một thách thức lớn bởi Inconel 625 có hệ số dẫn nhiệt thấp, khả năng gia công kém và độ cứng cao [4, 5]. Tuy nhiên, Inconel 625 có tính hàn tốt và là lựa chọn ưu tiên cho các phương pháp gia công năng lượng cao [6]. Quá trình in 3D kim loại là quá trình bồi đắp từng lớp kim loại dùng để chế tạo các chi tiết từ mô hình kỹ thuật số (mô hình CAD) [7, 8]. Trong thập niên vừa qua, quá trình in 3D kim loại sử dụng bột kim loại và chùm tia laser làm nguồn nhiệt có thể tạo ra các chi tiết kim loại có hình dạng phức tạp, đã được áp dụng nhiều trong không chỉ các nghiên cứu cơ bản mà còn sử dụng trong các ứng dụng công nghiệp [9, 10].

Tổ chức tế vi có ảnh hưởng lớn đến cơ tính, khả năng chống rã và chống ăn mòn của chi tiết chế tạo bởi vật liệu Inconel 625, đã được nghiên cứu trong các phương pháp gia công truyền thống như hàn [11-13], đúc [14], rèn [15]. Gần đây, sự biến đổi tổ chức của Inconel 625 trong in 3D kim loại cũng đã được nghiên cứu rộng rãi. Dinda và cộng sự [16] đánh giá sự thay đổi tổ chức của Inconel 625 khi in 3D trực tiếp với laser thông qua phương pháp phổ nhiễu xạ tia X (XRD). Sau đó, Li [17] xác định các vùng giàu Nb trong các vùng tổ chức nhánh cây bằng kính hiển vi điện tử truyền qua (TEM) và XRD và xác định pha  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Nb. Một nghiên cứu đáng chú ý của Dubiel và cộng sự [18] đã dùng kính hiển vi điện

tử truyền qua độ phân giải cao (HRTEM) và phổ tán sắc năng lượng tia X (EDX) xác định các carbide MC, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> cùng với pha laves trong chi tiết với vật liệu Inconel 625 tạo bởi phương pháp in 3D kim loại trực tiếp với chùm tia laser. Các mô phỏng được tiến hành bởi nhóm của Lindwall [19] khảo sát biến đổi tổ chức của chi tiết Inconel 625 khi được xử lý nhiệt. Sự phân tách vi mô trong Inconel 625 tạo bởi quá trình in 3D với laser được mô phỏng bởi phần mềm Thermo-Calc được thực hiện trong nghiên cứu của Mohammadpour [6]. Tác giả cũng tiến hành thực nghiệm với in đường đơn và xác định tổ chức hạt của Inconel 625 bằng phương pháp nhiễu xạ điện tử tán xạ ngược (EBSD).

Các nghiên cứu trên cung cấp các thông tin quan trọng về việc hình thành các tổ chức trong in 3D kim loại với vật liệu Inconel 625. Trong báo cáo này, các tác giả trình bày nghiên cứu bước đầu về sự biến đổi tổ chức của vật liệu Inconel 625 tại lớp in đầu tiên trong quá trình in 3D kim loại với nguồn nhiệt laser. Tổ chức của Inconel 625 được khảo sát từ hạt bột Inconel 625 đầu vào cho đến lớp in đầu tiên trên tấm nền. Sự khác nhau về tổ chức giữa hạt bột Inconel 625, tấm nền, và lớp in đầu tiên được so sánh và đánh giá. Sự khác nhau này được giải thích chủ yếu do chế độ nhiệt mà mỗi đối tượng trải qua trong quá trình hình thành hạt bột và quá trình in. Nghiên cứu cung cấp các thông tin học cơ bản, hữu ích về sự biến đổi tổ chức của Inconel 625 trong quá trình in 3D kim loại bằng chùm tia laser, là cơ sở quan trọng để tham khảo cho các nghiên cứu in 3D kim loại tiếp theo.

**2. THỰC NGHIỆM**

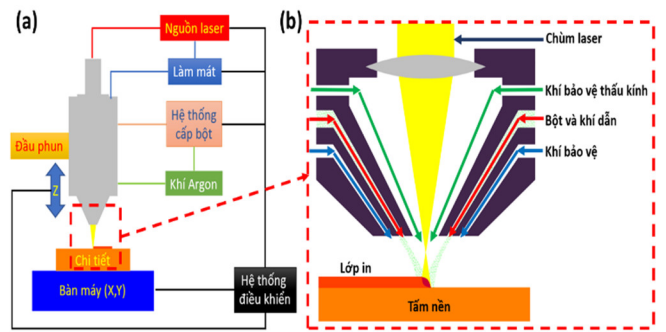
**2.1. Hệ thống in 3D kim loại bằng laser**

Một hệ thống in 3D kim loại bằng laser và bột kim loại (DLMD) được phát triển và sử dụng cho các thí nghiệm. Hình 1a mô tả sơ đồ hệ thống DLMD. Hệ thống DLMD bao gồm nguồn laser, hệ thống quang học truyền laser, hệ thống cấp bột, hệ thống làm mát, hệ tạo chuyển động theo 3 trục XYZ, và buồng in. Laser từ nguồn laser sợi quang (bước sóng: 1070 nm, YLR1070, IPG Photonics - Đức) được dẫn qua sợi quang hướng vào thấu kính (FTH254-1064, ThorLabs, tiêu cự 254mm) và hội tụ trên bề mặt của tấm nền. Bán kính chùm laser hội tụ trên tấm nền trong khoảng 3mm. Công suất laser được đặt trên nguồn laser và giữ cố định với giá trị 1500 W và tốc độ in tương ứng là 800mm/phút.

Bột in được cấp với lưu lượng không đổi (8g/phút) bởi hệ thống cấp bột (STY-C01, Trung Quốc). Khí ni-tơ (99,99%) được dùng để tải bột từ máy cấp bột tới vùng in đi qua một đầu in đồng trục. Hình 1b mô tả thiết kế của đầu in đồng trục. Trong thiết kế này, chùm tia laser và dòng bột được hội tụ cùng nhau trên bề mặt của tấm nền. Khí bảo vệ (ni-tơ 99,99%) cũng được sử dụng để bảo vệ thấu kính hội tụ và vùng in. Khí bảo vệ thấu kính tạo áp suất dương trong đầu in, ngăn chặn hạt bột bay ngược lại và các chất bắn dính lên bề mặt của thấu kính. Khí bảo vệ vùng in tạo môi trường trơ, chống oxy hóa vật liệu trong vùng in tại nhiệt độ cao.

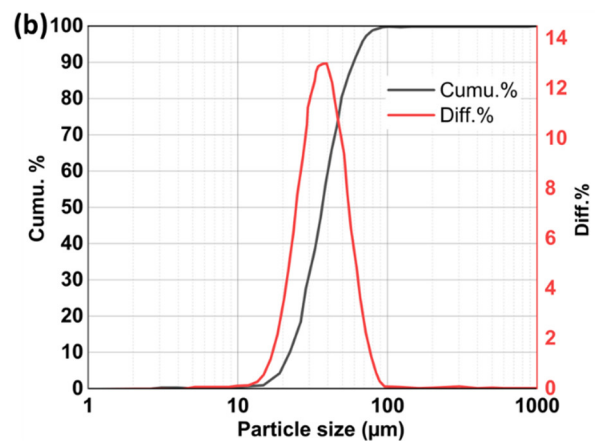
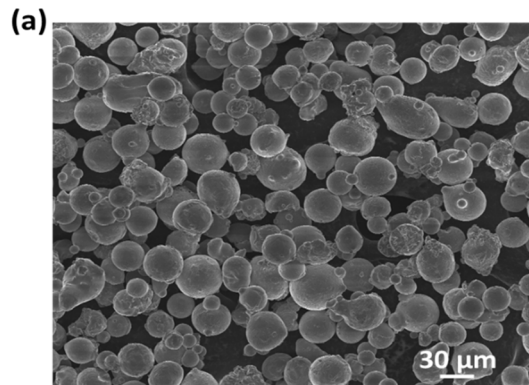
Hệ tạo chuyển động 3 trục XYZ cấu thành bởi ba động cơ servo và hệ thống vít me bi. Hành trình tối đa của ba trục XYZ tương ứng là 150×150×150mm. Một phần mềm điều khiển

được phát triển để điều khiển đồng thời nguồn laser và hệ tạo chuyển động. Toàn bộ đầu in và hệ tạo chuyển động được đặt trong buồng in với thiết kế kín. Trước khi laser bắt đầu quá trình in, không khí bên trong buồng in bị đẩy ra ngoài bởi khí ni-tơ. Nồng độ khí ô-xy trong buồng in được giám sát chặt chẽ bởi hệ thống cảm biến khí ô-xy (PC860-50, Guangdong, Trung Quốc). Quá trình in được tiến hành khi nồng độ khí ô-xy thấp hơn 50ppm. Các thông số quá trình in chính bao gồm công suất laser, tốc độ in, lưu lượng cấp bột, được thử nghiệm nhiều lần để tìm ra bộ thông số phù hợp.



Hình 1. (a) Sơ đồ hệ thống DLMD và (b) cụm đầu phun dùng trong thí nghiệm

**2.2. Vật liệu thí nghiệm**



Hình 2. (a) Hình ảnh dưới kính hiển vi điện tử quét và (b) phân bố kích thước hạt của bột Inconel 625

Bột in dùng trong thí nghiệm là siêu hợp kim ni-ken (Inconel 625) với hạt bột hình cầu, đường kính phân bố danh nghĩa trong khoảng 15 - 45µm. Hình 2a là hình ảnh hạt bột Inconel 625 dưới kính hiển vi điện tử quét (TM3000, Hitachi)

và phân bố kích thước hạt của chúng được thể hiện trên hình 2b. Bảng 1 thể hiện thành phần hóa học của bột Inconel 625 theo phần trăm khối lượng. Ni-ken là nguyên tố nền, trong khi các hợp kim chính gồm có Crom (21%), Molipden (9%), Niobium và Tatalum (4%), Sắt (< 5%), và các nguyên tố khác. Phân bố kích thước hạt danh nghĩa và hệ số chảy Hall của bột Inconel 625 thể hiện trong bảng 2. Tấm nền được lựa chọn là loại vật liệu Inconel 625 (có thành phần hoá học tương đương với bột Inconel 625) với chiều dày 6mm.

Bảng 1. Thành phần hóa học của bột Inconel 625

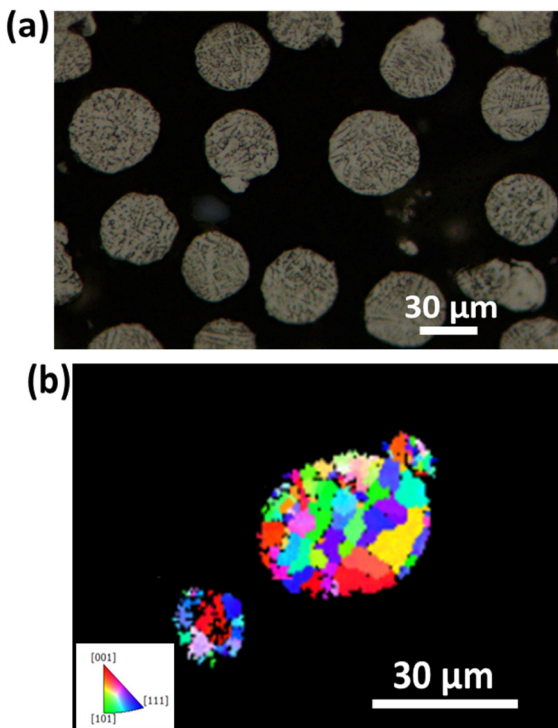
Inconel 625	Phần trăm khối lượng (%)							
	Ni	Cr	Mo	Nb+Ta	Fe	Al	Ti	Khác
	Cân bằng	21	9	4	< 5	0,4	0,4	< 0,5

Bảng 2. Phân bố kích thước hạt và hệ số chảy Hall của bột Inconel 625

Inconel 625	Dải phân bố danh nghĩa (µm)	D90 (µm)	D50 (µm)	D10 (µm)	Hệ số chảy Hall (s/50g)
	-45 + 15	45	29	17	< 15

### 3. KẾT QUẢ THÍ NGHIỆM VÀ THẢO LUẬN

#### 3.1. Tổ chức tế vi của hạt bột Inconel 625



Hình 3. (a) Tổ chức tế vi dưới kính hiển vi quang học và (b) ảnh IPF từ phân tích EBSD của bột Inconel 625

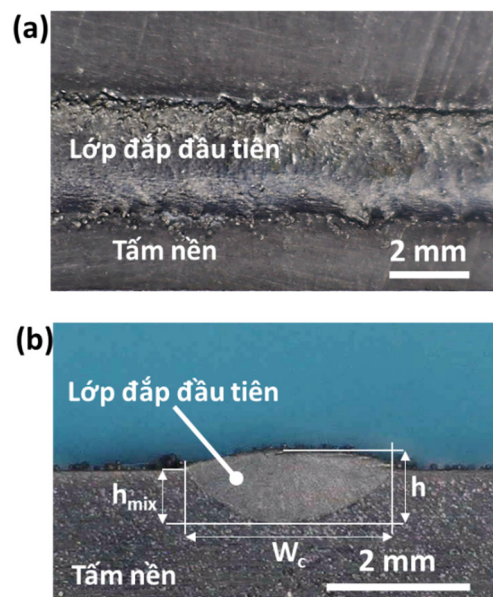
Tổ chức tế vi của hạt bột Inconel 625 được quan sát trên kính hiển vi quang học (AXIO A2M, Carl Zeiss) và ảnh IPF (Inverse Pole Figure) từ phân tích EBSD (Electron backscatter diffraction, e-Flash FS, Bruker Nano GmbH), biểu diễn trên hình 3. Vì hạt bột Inconel 625 rất nhỏ, 15 - 45µm, nên mẫu tổ chức tế vi được chuẩn bị bằng cách trộn bột Inconel 625 với epoxy (MM-CR-x-EQH, DK&C) và đóng rắn. Sau đó, mẫu được mài trên giấy nhám với cỡ hạt nhám nhỏ dần (800 đến 4000

grit), dung dịch mài bóng hạt kim cương (3µm) với vải đánh bóng, dung dịch mài bóng hạt alumina (1µm và 0,05µm), làm sạch, và làm khô. Cuối cùng, mẫu được tẩm thực với dung dịch Kalling (hỗn hợp của 20ml ethanol, 20ml HCl và 1g CuCl<sub>2</sub>) trong vòng 4 phút.

Hình 3a thể hiện cấu trúc tế vi của hạt bột Inconel 625 sau khi tẩm thực. Cấu trúc tế vi của hạt bột Inconel 625 có thể quan sát thấy chủ yếu là cấu trúc dạng nhánh cây nhỏ. Đây là dạng cấu trúc phổ biến thường quan sát thấy gây ra bởi tốc độ nguội nhanh của các hạt bột Inconel 625 [20], tạo bởi quá trình chế tạo bột nguyên tử hoá sử dụng khí trơ (gas atomization) [21, 22]. Hướng của các cấu trúc này là ngẫu nhiên và phụ thuộc vào quá trình nguội của từng hạt bột riêng lẻ [23]. Các hạt đẳng trục và kích thước hạt được thể hiện trong ảnh IPF của hai hạt Inconel 625 ngẫu nhiên (hình 3b). Hình 3b cũng cho thấy hướng tinh thể (mỗi hạt có một màu khác nhau và hướng tinh thể tương ứng với màu được thể hiện trong ảnh nhỏ của hình 3b) của các hạt là ngẫu nhiên. Đặc trưng đa tinh thể này của hạt bột Inconel 625 phù hợp với các quan sát trong các nghiên cứu trước đó [24, 25].

#### 3.2. Hình dáng hình học lớp đắp đầu tiên

Bằng phương pháp thử và tối ưu hóa thông số công nghệ, một lớp đắp thành công với các thông số cơ bản gồm: công suất laser 1500W, tốc độ in 800mm/phút, lưu lượng bột 8 g/phút. Ảnh chụp kỹ thuật số của đường in lớp đắp đầu tiên được thể hiện trên hình 4. Từ góc nhìn từ trên xuống (hình 4a) trong ảnh kỹ thuật số với ống kính phóng đại macro, có thể thấy lớp đắp đầu tiên trên tấm nền với cùng loại vật liệu Inconel 625. Từ hình ảnh cũng cho thấy trên bề mặt của lớp đắp còn nhiều hạt bột Inconel 625 không bị chảy hoàn toàn và liên kết vào bề mặt của lớp đắp đầu tiên. Hiện tượng này thường xuất hiện trong các quá trình in dùng chùm tia laser hoặc chùm tia electron với công nghệ in giương bột và công nghệ in bồi đắp trực tiếp [26, 27].



Hình 4. Ảnh chụp kỹ thuật số đường in lớp đầu tiên, (a) nhìn từ trên xuống, (b) mặt cắt ngang

Hình 4b thể hiện mặt cắt ngang của mẫu với tấm nền và lớp đắp đầu tiên. Tấm nền và lớp đắp đầu tiên có sự khác biệt về tương tác với ánh sáng dù cùng trải qua quá trình chuẩn bị mẫu như nhau. Do đó, có thể thấy rõ đường viền chảy của tấm nền và các thông số hình học của đường in đầu tiên. Hình dạng của đường in đầu tiên tương tự với hình dạng của đường hàn đầu tiên trong các công nghệ hàn nóng chảy sử dụng nguồn nhiệt năng lượng cao [28]. Kết quả đo đạc cho thấy các thông số hình học của đường in đầu tiên với chế độ công nghệ đã chọn là: chiều rộng lớp in đầu tiên  $W_c$ : 2,9mm, chiều cao lớp in đầu tiên  $h$ : 1,0mm, chiều sâu chảy  $h_{mix}$ : 0,7mm.

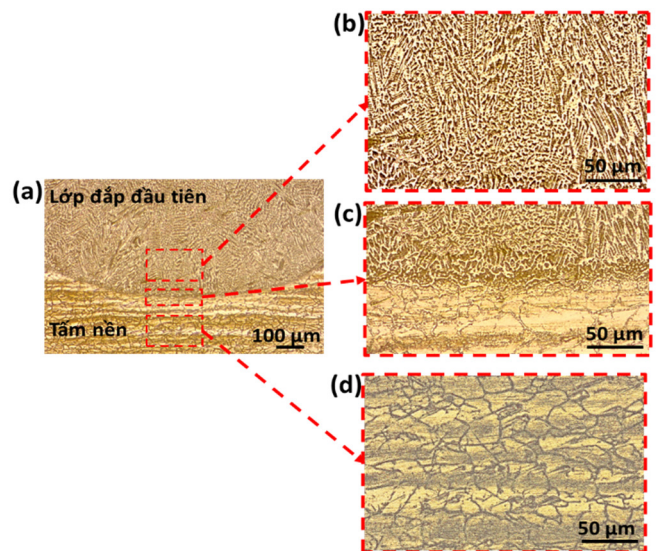
**3.3. Tổ chức tế vi của lớp đắp đầu tiên**

Các phân bố và thay đổi của tổ chức tế vi của lớp đắp đầu tiên trên tấm nền thể hiện trên hình 5. Đường viền chảy cong đặc trưng phân chia vùng vật liệu tấm nền không bị nung chảy và vùng chảy của tấm nền hòa trộn với vật liệu in, có thể được quan sát rõ ràng trên Hình 5a. Điểm thấp nhất của đường viền chảy cong tương ứng với vị trí tâm của nguồn nhiệt laser ở phía trên mặt tấm nền. Tấm nền có cấu trúc hạt to, đẳng trục (hình 5d), là kết quả của quá trình tạo hình bằng gia công áp lực và ủ khử ứng suất dư [29]. Tổ chức cơ bản đồng nhất là các hạt pha  $\gamma$  [3, 30].

Quá trình phát triển hạt từ tấm nền lên vùng hòa trộn với vật liệu in được thể hiện trong hình 5c. Cấu trúc hạt biến đổi đột ngột từ hạt to, đẳng trục sang tổ chức dạng tế bào nhỏ hơn và tiếp theo hình thành tổ chức nhánh cây [31, 32]. Lớp biên giới giữa kim loại tấm nền và kim loại lớp đắp tuy khá nhỏ lại có thể phân loại thành hai lớp nhỏ hơn là lớp không hòa tan (nóng chảy hoàn toàn, vật liệu là từ tấm nền) và lớp nóng chảy một phần (vật liệu là từ tấm nền) [33]. Độ hạt nhỏ của lớp biên giới này có thể được giải thích bởi hai yếu tố chủ yếu là tốc độ nguội cao và sự gia tăng của các nhân tố tạo mầm hạt mới. Lớp biên giới này là lớp tiếp giáp với bề mặt của tấm nền (có nhiệt độ thấp) cộng với tốc độ truyền nhiệt lớn bởi dẫn nhiệt trực tiếp làm cho lớp biên giới có tốc độ nguội cao hơn so với hai lớp liền kề. Bên cạnh đó các yếu tố tạo mầm kết tinh mới cũng gia tăng tại vùng này như tạp chất từ bề mặt tấm nền, tạo mầm từ bề mặt. Hai yếu tố chủ yếu này làm gia tăng tốc sự hình thành và tăng số lượng hạt, kết quả là lớp này có độ hạt nhỏ nhất. Hiện tượng này thường được quan sát thấy trong các nghiên cứu đường hàn đầu tiên trong các phương pháp hàn nóng chảy [34, 35].

Hình 5b thể hiện tổ chức của Inconel 625 hoàn toàn nằm bên trong lớp in đầu tiên và cách xa đường viền chảy. Đây là vùng đồng nhất chỉ có kim loại lớp đắp mà không có sự hòa tan của kim loại tấm nền. Vùng này xuất hiện chủ yếu các tổ chức dạng nhánh cây nhỏ, tổ chức dạng cột và dạng hình kim [36, 37]. So với hai lớp bên dưới, hạt bị kéo dài hơn và theo hướng gradient của nhiệt độ trong quá trình in. Các tổ chức dạng cột và hình kim xuất hiện trước do sự phát triển kết tinh định hướng theo tinh thể (epitaxial nucleation) của lớp biên giới đã đồng đặc trước đó [38]. Khi nhiệt độ giảm đi và thêm sự xuất hiện của các nhân tố tạo mầm không đồng nhất, sự thay đổi của gradient nhiệt độ, các nhánh thứ cấp

mọc ra từ các tổ chức cột và tổ chức hình kim trước đó hình thành các tổ chức nhánh cây. Ngoài ra, do sự tách hạt cùng với sự phát triển chiều dài và tiếp xúc của các tổ chức kết tinh mà có thể hình thành các hạt mới có hướng khác biệt so với phần lớn các hạt còn lại. Các quan sát về dạng và kích thước tổ chức có thể được giải thích bởi biểu đồ đồng đặc [39] với hai thông số cơ bản là tốc độ nguội và tốc độ đồng đặc của vật liệu Inconel 625.



Hình 5. Tổ chức tế vi của tấm nền và lớp đắp đầu tiên

**4. KẾT LUẬN**

Bài báo này trình bày kết quả của nghiên cứu sơ bộ về sự thay đổi cấu trúc của vật liệu Inconel 625 trong lớp in đầu tiên trong quá trình sử dụng công nghệ in 3D kim loại với nguồn nhiệt laser. Sự khác biệt về tổ chức giữa hạt bột Inconel 625 ban đầu, tấm nền và lớp in đầu tiên đã được khảo sát và đánh giá. Các hạt bột Inconel 625 có cấu trúc nhánh cây nhỏ chủ yếu sinh ra bởi quá trình nguội nhanh của hạt bột khi hình thành từ bề vật liệu nóng chảy bằng phương pháp nguyên tử hoá sử dụng khí trơ. Trong khi đó tại lớp in đầu tiên, cấu trúc hạt từ tấm nền qua lớp biên giới và tới lớp in biến đổi lần lượt từ cấu trúc hạt to đẳng trục tới cấu trúc hạt nhỏ và cuối cùng là tổ chức hình nhánh cây. Các khác biệt này chủ yếu được giải thích bởi chế độ nhiệt và các yếu tố sinh mầm kết tinh mà mỗi đối tượng trải qua trong quá trình hình thành hạt bột và quá trình in. Nghiên cứu này mang đến thông tin cơ bản và hữu ích về sự biến đổi cấu trúc của Inconel 625 trong quá trình in 3D kim loại bằng công nghệ laser, đó là nền tảng quan trọng để tham khảo cho các nghiên cứu tiếp theo về in 3D kim loại.

**TÀI LIỆU THAM KHẢO**

[1]. Shankar V., et al., "Room temperature tensile behavior of service exposed and thermally aged service exposed alloy 625," *Scripta Materialia*, 44(12): 2703-2711, 2001.  
 [2]. Rodriguez R., et al., "Tensile and creep behavior of cryomilled Inco 625," *Acta Materialia*, 51(4): 911-929, 2003.

- [3]. Singh J. B., *Phases in Alloy 625: Microstructure, Properties and Performance*, J.B. Singh, Editor. Springer Nature Singapore: Singapore, 29-65, 2022.
- [4]. Choudhury I. A., M. A. El-Baradie, "Machinability of nickel-base super alloys: a general review," *Journal of Materials Processing Technology*, 77(1): 278-284, 1998.
- [5]. Parida A. K., K. Maity, "Comparison the machinability of Inconel 718, Inconel 625 and Monel 400 in hot turning operation," *Engineering Science and Technology, an International Journal*, 21(3): 364-370, 2018.
- [6]. Mohammadpour P., H. Yuan, A.B. Phillion, "Microstructure evolution of Inconel 625 alloy during single-track Laser Powder Bed Fusion," *Additive Manufacturing*, 55: 102824, 2022.
- [7]. Gibson I., D. Rosen, B. Stucker, *Introduction and Basic Principles, in Additive Manufacturing Technologies: 3D Printing, Rapid Prototyping, and Direct Digital Manufacturing*, I. Gibson, D. Rosen, and B. Stucker, Editors. Springer New York: New York, NY. 1-18, 2015.
- [8]. Ahn D. G., "Directed Energy Deposition (DED) Process: State of the Art," *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*, 8(2): 703-742, 2021.
- [9]. Thompson S.M., et al., "An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing; Part I: Transport phenomena, modeling and diagnostics," *Additive Manufacturing*, 8: 36-62, 2015.
- [10]. Shamsaei N., et al., "An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing; Part II: Mechanical behavior, process parameter optimization and control," *Additive Manufacturing*, 8: 12-35, 2015.
- [11]. Caiazza F., et al., "Investigation on edge joints of Inconel 625 sheets processed with laser welding," *Optics & Laser Technology*, 93: 180-186, 2017.
- [12]. Sandhu S. S., A. S. Shahi, "Metallurgical, wear and fatigue performance of Inconel 625 weld claddings," *Journal of Materials Processing Technology*, 233: 1-8, 2016.
- [13]. Wang J.F., et al., "Effect of location on microstructure and mechanical properties of additive layer manufactured Inconel 625 using gas tungsten arc welding," *Materials Science and Engineering: A*, 676: 395-405, 2016.
- [14]. Lourenço J. C., et al., "Influence of the iron content on the microstructure and electrochemical behavior of as-cast modified Inconel 625," *Corrosion Science*, 193: 109892, 2021.
- [15]. Ramenatte N., et al., "A comparison of the high-temperature oxidation behaviour of conventional wrought and laser beam melted Inconel 625," *Corrosion Science*, 164: 108347, 2020.
- [16]. Dinda G. P., A. K. Dasgupta, J. Mazumder, "Laser aided direct metal deposition of Inconel 625 superalloy: Microstructural evolution and thermal stability," *Materials Science and Engineering: A*, 509(1): 98-104, 2009.
- [17]. Li C., et al., "Microstructure evolution characteristics of Inconel 625 alloy from selective laser melting to heat treatment," *Materials Science and Engineering: A*, 705: 20-31, 2017.
- [18]. Dubiel B., J. Sieniawski, "Precipitates in Additively Manufactured Inconel 625 Superalloy," *Materials*, 12, 2019. DOI: 10.3390/ma12071144.
- [19]. Lindwall G., et al., "Simulation of TTT Curves for Additively Manufactured Inconel 625," *Metallurgical and Materials Transactions A*, 50(1): 457-467, 2019.
- [20]. Moussaoui K., et al., "Effects of Selective Laser Melting additive manufacturing parameters of Inconel 718 on porosity, microstructure and mechanical properties," *Materials Science and Engineering: A*, 735: 182-190, 2018.
- [21]. Wang X., X. Gong, K. Chou, "Review on powder-bed laser additive manufacturing of Inconel 718 parts," *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 231(11): 1890-1903, 2016.
- [22]. Huynh T., et al., "Microstructural Development in Inconel 718 Nickel-Based Superalloy Additively Manufactured by Laser Powder Bed Fusion," *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 11(1): 88-107, 2022.
- [23]. Du B., et al., "The heterogeneous microstructure in laser powder bed fabricated Inconel 718 pillar and its influence on mechanical properties," *Materials Science and Engineering: A*, 872: 144953, 2023.
- [24]. Xu J., et al., "Short-term creep behavior of an additive manufactured non-weldable Nickel-base superalloy evaluated by slow strain rate testing," *Acta Materialia*, 179: 142-157, 2019.
- [25]. Sergi A., R. H. U. Khan, M. M. Attallah, "The role of powder atomisation route on the microstructure and mechanical properties of hot isostatically pressed Inconel 625," *Materials Science and Engineering: A*, 808: 140950, 2021.
- [26]. Fan W., et al., "Partially melted powder in laser based directed energy deposition: Formation mechanism and its influence on microstructure," *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 192: 104072, 2023.
- [27]. Zeng Z., et al., "Influence of microstructure on stainless steel 316L lattice structures fabricated by electron beam and laser powder bed fusion," *Materials Science and Engineering: A*, 859: 144225, 2022.
- [28]. Choudhary A., M. Kumar, D. R. Unune, "Experimental investigation and optimization of weld bead characteristics during submerged arc welding of AISI 1023 steel," *Defence Technology*, 15(1): 72-82, 2019.
- [29]. Laleh M., et al., "On the unusual intergranular corrosion resistance of 316L stainless steel additively manufactured by selective laser melting," *Corrosion Science*, 161: 108189, 2019.
- [30]. Wu Z., et al., "Studies of High-Temperature Fatigue Behavior and Mechanism for Nickel-Based Superalloy Inconel 625," *Metals*, 12, 2022. DOI: 10.3390/met12050755.
- [31]. Rozmus-Górnikowska M., et al., "Microstructure and Microsegregation of an Inconel 625 Weld Overlay Produced on Steel Pipes by the Cold Metal Transfer Technique," *Archives of Metallurgy and Materials*, 3, 2014.
- [32]. Zhao X., et al., "Study on microstructure and mechanical properties of laser rapid forming Inconel 718," *Materials Science and Engineering: A*, 478(1): 119-124, 2008.
- [33]. Easterling K., *Chapter 3 - The heat-affected zone, in Introduction to the Physical Metallurgy of Welding* (Second Edition), K. Easterling, Editor. Butterworth-Heinemann, 126-190, 1992.
- [34]. Yuan T., S. Kou, Z. Luo, "Grain refining by ultrasonic stirring of the weld pool," *Acta Materialia*, 106: 144-154, 2016.
- [35]. Kou S. Y. K. Yang, "Fusion-boundary macrosegregation in dissimilar-filler welds : Fundamental solidification and macrosegregation in welds made with filler metals different in composition from the workpiece are presented," *Welding Journal*, 86, 2007.
- [36]. Gamon A., et al., "Microstructure and hardness comparison of as-built inconel 625 alloy following various additive manufacturing processes," *Results in Materials*, 12: 100239, 2021.
- [37]. Mu Y. Q., et al., "Tensile Properties of Cast Alloy IN625 in Relation to  $\delta$  Phase Precipitation," *Acta Metallurgica Sinica* (English Letters), 32(4): 535-540, 2019.
- [38]. Easterling K., *Chapter 2 - The weld metal, in Introduction to the Physical Metallurgy of Welding* (Second Edition), K. Easterling, Editor. Butterworth-Heinemann. 55-125, 1992.
- [39]. Blecher J. J., T. A. Palmer, T. DebRoy, "Solidification Map of a Nickel-Base Alloy," *Metallurgical and Materials Transactions A*, 45(4): 2142-2151, 2014.

---

#### AUTHORS INFORMATION

**Doan Tat Khoa<sup>1</sup>, Le Van Van<sup>1</sup>, Do Xuan Tuoi<sup>3</sup>, Tran Van Chau<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Faculty of Mechanical Engineering, Military Technical Academy, Vietnam

<sup>2</sup>Advanced Technology Center, Military Technical Academy, Vietnam

<sup>3</sup>Faculty of Special Equipment, Military Technical Academy, Vietnam