

NGHIÊN CỨU SỰ HÌNH THÀNH TỔ CHỨC TRÊN BỀ MẶT LỚP THẨM CACBON-NITƠ CHO THÉP CHẾ TẠO TRỤC MÁY NÂNG

RESEARCH ON THE MICROSTRUCTURE FORMATION OF CACBON-NITRIDED SURFACE LAYERS FOR STEEL HOISTING MACHINE SHAFTS

NGUYỄN LAN HƯƠNG*, LÊ THỊ MINH PHƯƠNG

Viện Cơ khí, Trường Đại học Hàng hải Việt Nam

*Email liên hệ: huongnlvck@vimaru.edu.vn

DOI: <https://doi.org/10.65154/jmst.1073>

Tóm tắt

Nghiên cứu sự hình thành tổ chức trên bề mặt lớp thẩm cacbon-nitơ cho thép chế tạo trục máy nâng tập trung khảo sát quá trình nhiệt luyện hóa nhiệt cho thép SCM420 nhằm nâng cao khả năng chống mài mòn và độ bền mỏi cho các chi tiết máy nâng. Thí nghiệm được thực hiện ở nhiệt độ 840°C trong thời gian 3 giờ sử dụng hỗn hợp khí công nghiệp sẵn có. Kết quả thực nghiệm trên các thành phần khí khác nhau (từ C1 đến C4) cho thấy sự thay đổi rõ rệt về tổ chức tế vi và độ cứng. Các mẫu C1 và C3 đạt hiệu quả tối ưu với tổ chức mactenxit nhỏ mịn kết hợp các pha cacbit và nitrit phân tán, tạo ra độ cứng bề mặt cao (lên tới 65 HRC) và độ cứng nền đạt yêu cầu khoảng 45 HRC. Ngược lại, mẫu C2 có hàm lượng austenit dư lớn làm giảm độ cứng bề mặt, trong khi mẫu C4 do thừa khí gas dẫn đến hình thành tổ chức phi mactenxit. Nghiên cứu kết luận rằng việc duy trì tỷ lệ /gas từ 0,8 đến 1,8 cho phép thiết lập môi trường thẩm hiệu quả từ nguồn khí nội địa, giúp đảm bảo chất lượng kỹ thuật và tối ưu hóa chi phí sản xuất cho thiết bị máy nâng.

Từ khóa: Thẩm cacbon-nitơ, độ cứng, chống mài mòn, thành phần khí.

Abstract

The research on the microstructure formation of carbonitrided surface layers for steel hoisting machine shafts focuses on investigating the thermochemical heat treatment process for SCM420 steel to enhance the wear resistance and fatigue strength of hoisting machine components. The experiments were conducted at a temperature of 840°C for 3 hours using available industrial gas mixtures. Experimental results across different gas compositions (from C1 to C4) revealed significant changes in both microstructure and hardness. Samples C1 and C3 achieved optimal efficiency, featuring a fine

martensitic structure combined with dispersed carbide and nitride phases, resulting in high surface hardness (up to 65 HRC) and a core hardness that met the requirement of approximately 45 HRC. Conversely, sample C2 exhibited high retained austenite content, which reduced surface hardness, while sample C4, due to excessive gas, led to the formation of non-martensitic structures. The study concludes that maintaining a /gas ratio between 0.8 and 1.8 enables the establishment of an effective carbonitriding medium using domestic gas sources, ensuring technical quality and optimizing production costs for hoisting machine shafts.

Keywords: Carbonitriding, hardness, wear resistance, gas composition.

1. Mở đầu

Quá trình thẩm cacbon-nitơ và thẩm nitơ-cacbon là hai quy trình nhiệt luyện riêng biệt với những ưu thế cụ thể tùy thuộc vào vật liệu và yêu cầu kỹ thuật của chi tiết. Thẩm cacbon-nitơ được thực hiện ở nhiệt độ cao trong vùng austenite (khoảng 1.600°F) để khuếch tán đồng thời cacbon và nitơ, giúp tạo ra lớp vỏ cứng và sâu hơn, đặc biệt phù hợp để tăng độ bền mỏi và chống mài mòn cho các loại thép kinh tế, hàm lượng hợp kim thấp. Ngược lại, thẩm nitơ-cacbon sử dụng nhiều nitơ hơn và có thể thực hiện ở nhiệt độ thấp hơn (dạng ferrite), giúp giảm thiểu rủi ro biến dạng kích thước do không gây ra sự biến đổi pha trong tinh thể thép. Trong khi thẩm cacbon-nitơ ưu tiên độ sâu lớp cứng cho các chi tiết truyền động trong động cơ nói chung cũng như trong các chi tiết trục của máy nâng nói riêng [1], [2], [3], [4], [5], [6].

Quá trình thẩm cacbon-nitơ là một phương pháp xử lý nhiệt hóa học quan trọng nhằm làm cứng bề mặt thép thông qua việc khuếch tán đồng thời cacbon và nitơ, thường được thực hiện ở nhiệt độ thấp hơn và thời gian ngắn hơn so với thẩm cacbon truyền thống. Nghiên cứu này tập trung vào việc mô hình hóa số để

xác định các điều kiện biên cho sự hấp thụ và tính toán hệ số khuếch tán của hai nguyên tố này trong pha austenite, từ đó phát triển thành công phần mềm mô phỏng quá trình khuếch tán. Qua các thử nghiệm thực tế trên thép AISI 1018 và AISI 8620 với các nồng độ amoniac khác nhau, kết quả mô phỏng từ công cụ này được chứng minh là khớp rất tốt với dữ liệu thực nghiệm. Việc ứng dụng mô hình hóa không chỉ giúp tối ưu hóa các tham số quy trình một cách hiệu quả với chi phí thấp mà còn đảm bảo độ tin cậy trong việc kiểm soát độ sâu lớp thấm, một chỉ số chất lượng cốt lõi trong công nghiệp nhiệt luyện [7].

Nghiên cứu của Hering [8] đã chỉ ra: Quá trình thấm nitơ-cacbon là một kỹ thuật xử lý nhiệt hóa học tiên tiến, được phân loại chủ yếu thành hai dạng dựa trên nhiệt độ xử lý: dạng ferrite thực hiện ở 550°C - 600°C và dạng austenite thực hiện ở 675°C - 775°C. Phương pháp này tạo ra một lớp hợp chất cacbonitride trên bề mặt, mang lại khả năng chống mài mòn và chống trầy xước vượt trội với độ biến dạng tối thiểu, đồng thời vùng khuếch tán bên dưới giúp cải thiện đáng kể độ bền mỏi của vật liệu. Điểm nổi bật là sự hiện diện của nitơ giúp tăng cường khả năng chống mềm hóa khi ram, cho phép linh kiện duy trì độ cứng ngay cả khi làm việc ở nhiệt độ lên tới 225°C. Ngoài ra, cấu trúc vi mô của lớp thấm có thể được điều chỉnh thông qua việc kiểm soát độ xốp (dạng xốp để chống ăn mòn hoặc dạng cột để giữ dầu bôi trơn), đáp ứng linh hoạt các yêu cầu kỹ thuật khắt khe như trong sản xuất bánh răng xoắn hoặc các dụng cụ đột dập.

Nghiên cứu của Hoja và cộng sự [9] đã phân tích và chỉ ra về quá trình thấm cacbon-nitơ trên khuôn rèn thép X38CrMoV5-3 cho thấy phương pháp này giúp cải thiện đáng kể khả năng chống mài mòn và độ bền nhiệt của công cụ trong thời gian xử lý ngắn hơn so với thấm nitơ truyền thống. Do amoniac kém ổn định ở nhiệt độ cao, nhóm tác giả đã phát triển một quy trình xử lý hai giai đoạn (thấm ở 950°C sau đó tôi ở nhiệt độ thích hợp) để đảm bảo nồng độ nitơ bề mặt và độ bền lõi tối ưu. Kết quả thử nghiệm "hai đĩa" khẳng định biến thể thấm cacbon-nitơ kết hợp với thấm nitơ có mức độ tổn thất khối lượng thấp nhất, tức là khả năng chống mài mòn tốt nhất. Trong môi trường sản xuất công nghiệp, các khuôn được xử lý theo phương pháp này đạt tuổi thọ cao hơn đáng kể so với khuôn chỉ tôi và ram thông thường, đồng thời cho phép rút ngắn chuỗi quy trình sản xuất và tiết kiệm chi phí vì bước thấm nitơ sau đó không còn là bắt buộc. Tuy nhiên, nghiên cứu cũng lưu ý rằng sự thay đổi kích thước và độ nhám bề mặt sau khi xử lý cần được tính toán kỹ lưỡng trong thiết kế khuôn để đảm bảo

dung sai kỹ thuật.

Nghiên cứu về quá trình thấm cacbon-nitơ cho thép làm khuôn nóng cho thấy đây là một giải pháp thay thế hiệu quả về mặt kinh tế so với phương pháp thấm nitơ truyền thống, giúp đạt được chiều sâu lớp cứng lớn hơn trong thời gian xử lý ngắn hơn. Quá trình này thường được thực hiện ở nhiệt độ từ 850°C đến 950°C, thúc đẩy sự hình thành các nitride và cacbonitride hợp kim phân tán mịn, giúp nâng cao đáng kể khả năng chống mài mòn và độ bền nhiệt của bề mặt dụng cụ. Đối với thép X38CrMoV5-3, do amoniac dễ bị phân hủy mạnh ở nhiệt độ cao làm giảm hiệu quả thấm nitơ, các chuyên gia đề xuất một quy trình xử lý hai giai đoạn (thấm kết hợp với một bước giữ nhiệt ở nhiệt độ cao hơn) để tối ưu hóa sự hòa tan các nguyên tố hợp kim và độ bền của lõi.

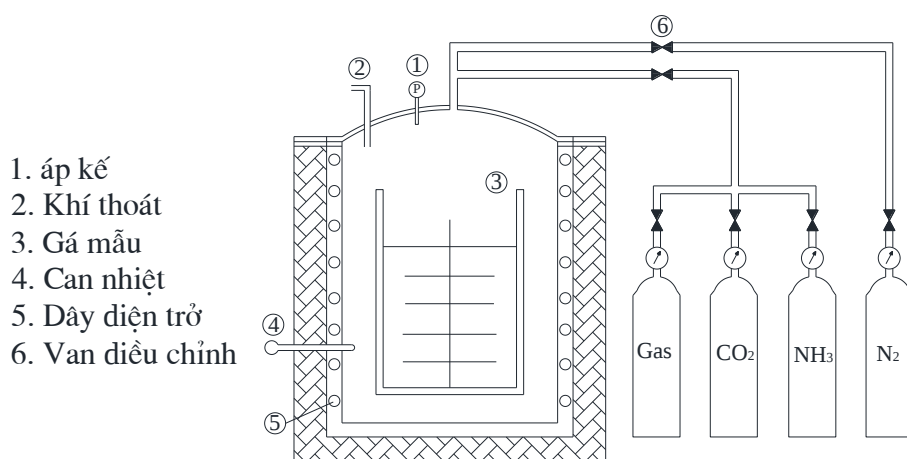
Kết quả thực nghiệm cho thấy lượng nitơ hấp thụ cao có thể dẫn đến hàm lượng austenite dư lớn, làm giảm độ cứng ban đầu sau khi tôi. Tuy nhiên, thông qua quá trình ram ở nhiệt độ phù hợp, lượng austenite dư này sẽ chuyển hóa, giúp hình thành cấu trúc martensite và các pha tiết cứng, từ đó đạt được biên độ độ cứng mong muốn. Các mô phỏng nhiệt động lực học cũng xác nhận rằng các nguyên tố như Vanadium và Crom sẽ ưu tiên kết hợp với nitơ trước để tạo ra các pha ổn định nhiệt. Dù mang lại tiềm năng lớn trong việc kéo dài tuổi thọ khuôn rèn, nghiên cứu lưu ý rằng người dùng cần kiểm soát kỹ lưỡng các biến dạng kích thước và hình dáng vốn thường xảy ra nhiều hơn so với phương pháp thấm nitơ thông thường [10].

Trong các công trình trên chưa thấy có công trình nào nghiên cứu về thành phần khí thấm và ảnh hưởng của thành phần khí thấm đến tổ chức và độ cứng của thép SCM420. Trong công trình này trình bày các kết quả nghiên cứu về sự thay đổi thành phần khí thấm và tác động đến sự biến đổi tổ chức và cơ tính của thép nghiên cứu.

2. Thực nghiệm

Quá trình thấm được thực hiện trong hệ thống thiết bị được mô tả theo sơ đồ trên Hình 1.

Hệ thống thiết bị thấm có quy mô thí nghiệm. Hệ thống cấp khí được điều chỉnh bằng lưu lượng kế tự thiết kế và lắp đặt. Điểm khác biệt so với các loại thiết bị thấm hiện tại là khí được đưa vào và trộn ở ngay trong hệ thống thấm. Các loại khí được cấp là các bình khí riêng lẻ thuận lợi đối với các nguồn khí cấp sẵn ở trong nước. Khí thấm khi đưa vào hệ thống thấm tại nhiệt độ thấm sẽ hình thành các phản ứng tạo môi



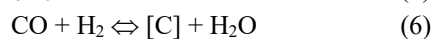
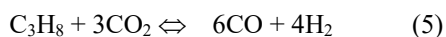
Hình 1. Sơ đồ hệ thống thấm

trường thấm thích hợp. Điều chỉnh lượng gió của quạt khuấy bằng cách thay đổi điện áp cấp cho động cơ. Nhiệt độ thấm là 840 °C, thời gian thấm là 3 giờ; sau thấm mẫu được nguội trong dầu nóng (80°C) và ram ở 200°C trong 02 giờ. Vật liệu thử nghiệm cho quá trình thấm được làm bằng thép SCM420, có yêu cầu độ cứng bề mặt là 60-63HRC, độ cứng nền là 40HRC. Hỗn hợp thấm bao gồm khí ga công nghiệp (50% C₃H₈, 50% C₄H₁₀), khí CO₂, N₂ và NH₃. Tỷ lệ ga/CO₂ thay đổi từ 0,5 đến 1,8 (Bảng 1). Khí N₂ được chủ động đưa vào sau khi đã chọn tỷ lệ các loại khí tạo cacbon và nitơ nguyên tử.

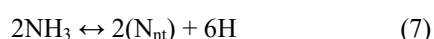
Bảng 1. Thành phần khí thấm

Lưu lượng	Ga (%)	CO ₂ (%)	NH ₃ (%)	N ₂ (%)	T°(C)
C1	10	18	10	62	840
C2	15	18	10	57	840
C3	20	17	10	53	840
C4	30	15	10	45	840

Ở nhiệt độ thấm xảy ra các phản ứng:



Và:



Như vậy, sau khi phản ứng, thành phần môi trường sẽ bao gồm các loại khí: Khí ga, khí CO₂, N₂, NH₃. Tính toán cân bằng hoá học cho thấy tỷ lệ giữa các loại khí tương đương như môi trường thấm có sử dụng khí endo, hay nói cách khác, khí endo đã tự hình thành trong lò. Thay đổi tỷ lệ các loại khí, nghiên cứu chất lượng lớp thấm có thể tìm được hàm lượng cacbon trên bề mặt lớp thấm hợp lý, từ đó tìm được tỷ lệ khí hợp lý.

Do khí gas Việt Nam bao gồm C₃H₈ (propan), C₄H₁₀ (isobutan) có tỷ lệ C/H cao hơn khí ga các nước khác thường sử dụng (CH₄) nên trong cùng một nhiệt độ và thời gian, khí ga Việt Nam khi phân huỷ tạo ra một lượng cacbon nguyên tử lớn hơn. Điều đó dẫn đến khả năng tạo muối cản trở quá trình thấm hoặc tạo ra khuyết tật. Vì vậy cần thiết phải pha loãng khí để giảm lượng cacbon nguyên tử bằng cách tăng tỷ lệ khí độn trong hỗn hợp khí thấm. Ngoài ra, khí C₃H₈ (propan), C₄H₁₀ (isobutan) là các loại khí nặng so với các thành phần khác, do vậy khi đưa vào lò cần chú ý sử dụng quạt khuấy và không nên đưa từ đáy lò lên.

Mẫu sử dụng được chế tạo từ thép SCM420 (thành phần trên Bảng 2). Sau mỗi mẻ thấm, chi tiết được làm sạch dầu, cát và mài để kiểm tra tổ chức tế vi bằng kính hiển vi Axiorvert 25 và Axiorvert 100, thực hiện phóng đại 50, 100, 200, 500 và 1000 lần. Độ cứng tế vi được đo trên máy Duramin. Khoảng cách giữ các mũi đâm là 50 μm, tải trọng 200g. Giá trị đo là Vickers được chuyển sang HRC.

Bảng 2. Thành phần thép lõi SCM 420

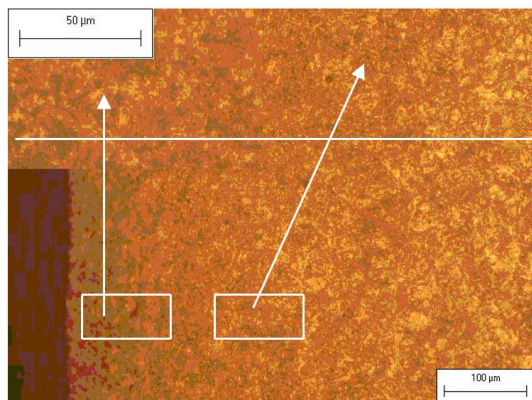
C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)
0,18	0,2	0,65	0,01	0,01	1,2	0,08	0,15

3. Kết quả và thảo luận

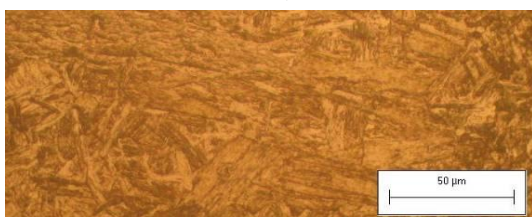
3.1. Thành phần C1

Phân tích ảnh tổ chức tế vi (Hình 2, Hình 3) cho thấy lớp bề mặt có cấu trúc tương đối nhỏ mịn và đồng đều, phản ánh hiệu quả của quá trình xử lý nhiệt - hóa nhiệt. Ở độ phóng đại 200 lần, có thể nhận thấy sự phân hóa rõ rệt giữa các vùng trong lớp thấm, thể hiện sự biến đổi tổ chức theo chiều sâu từ bề mặt vào lõi.

Khi tăng độ phóng đại lên 500 lần, các pha cacbit và nitrua xuất hiện rõ ràng dưới dạng các pha sáng phân bố trong nền, đây là các pha có độ cứng cao, góp phần làm tăng độ cứng của lớp bề mặt lên khoảng 64,8 HRC.

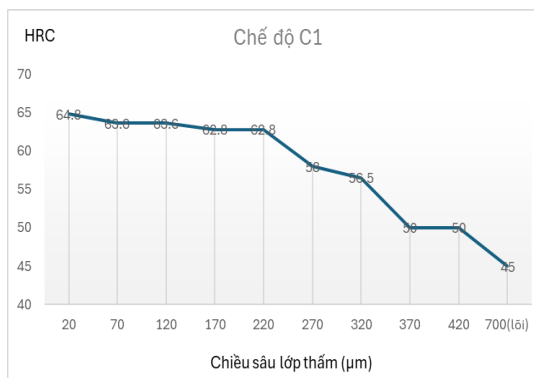


Hình 2. Tổ chức lớp thấm theo thành phần C1 phóng đại 500 lần (phần trên) và 200 lần (phần dưới)



Hình 3. Tổ chức phần nền của thép sau khi thấm và tôi

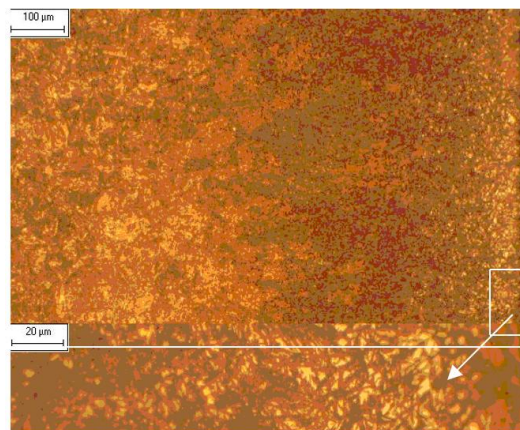
Tiến sâu vào phía nền, tổ chức chuyển dần sang dạng mactenxit nhỏ mịn có màu sẫm, cho thấy sự giảm dần của các pha tăng cứng. Nền thép sau khi tôi chủ yếu gồm mactenxit cacbon thấp, có độ cứng khoảng 45 HRC. Sự chuyển tiếp tổ chức từ lớp bề mặt giàu cacbit/nitrua đến nền mactenxit cacbon thấp diễn ra tương đối liên tục, tạo nên sự phân bố độ cứng hợp lý, trong đó lớp bề mặt có độ cứng cao chống mài mòn, còn lõi vẫn đảm bảo độ dẻo và độ dai cần thiết.



Hình 4. Phân bố độ cứng tế vi của mẫu khi thấm với

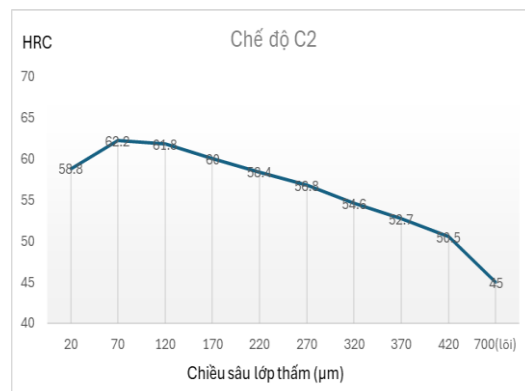
3.2. Thành phần C2

Phân tích ảnh tổ chức tế vi (Hình 5) cho thấy lớp thấm có cấu trúc tương đối nhỏ mịn và phân bố khá đồng đều. Ở độ phóng đại 200 lần (phần trên), có thể quan sát rõ sự phân chia các vùng khác nhau trong lớp thấm, phản ánh sự thay đổi về thành phần và tổ chức theo chiều sâu. Khi tăng độ phóng đại lên 500 lần (phần dưới), tổ chức hiện rõ với các kim mactenxit màu sẫm phân bố xen kẽ với pha austenit dư có màu sáng.



Hình 5. Tổ chức tế vi lớp thấm theo thành phần C2

Sự tồn tại của austenit dư trong lớp bề mặt là nguyên nhân làm giảm nhẹ độ cứng so với trường hợp tổ chức hoàn toàn mactenxit. Điều này được thể hiện qua giá trị độ cứng bề mặt đạt khoảng 58,8 HRC, thấp hơn so với các mẫu có tổ chức chủ yếu là mactenxit hoặc chứa nhiều pha cacbit/nitrua. Kết quả phân bố độ cứng theo chiều sâu (Hình 6) cho thấy độ cứng đạt giá trị cao nhất ở gần bề mặt, sau đó giảm dần khi đi sâu vào lõi, phù hợp với sự chuyển biến tổ chức từ lớp thấm giàu mactenxit và austenit dư sang vùng nền có tổ chức mềm hơn. Sự biến thiên này phản ánh quy luật điển hình của các lớp thấm, trong đó cơ tính thay đổi theo gradient nhằm đảm bảo độ cứng bề mặt và độ dai lõi.



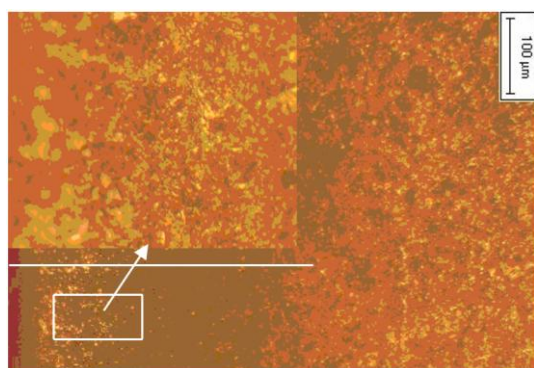
Hình 6. Đường phân bố độ cứng tế vi của lớp thấm theo chế độ C2

Từ đường phân bố độ cứng theo chiều sâu lớp thấm (chế độ C2) cho thấy, độ cứng bề mặt đạt khoảng 58,8 HRC, thấp hơn so với mẫu C1. Nguyên nhân chủ yếu có thể do sự tồn tại của austenit dư trong lớp bề mặt, làm giảm mức độ hóa bền so với tổ chức martensit hoàn toàn.

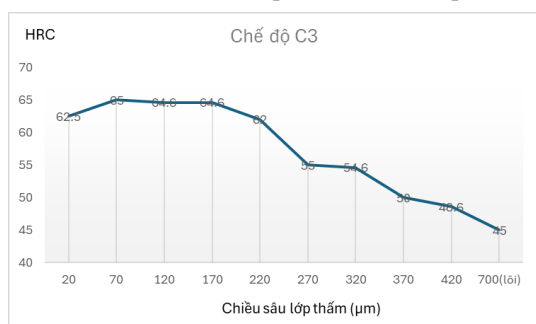
Bên cạnh đó, độ cứng giảm dần từ bề mặt vào lõi một cách tương đối liên tục và ổn định, không xuất hiện sự biến thiên đột ngột. Quy luật này phản ánh sự chuyển tiếp tổ chức hợp lý từ lớp thấm có độ cứng cao vào vùng nền có độ cứng thấp hơn. Sự thay đổi điều hòa của độ cứng theo chiều sâu góp phần hạn chế tập trung ứng suất, từ đó có lợi cho việc nâng cao độ bền và độ tin cậy làm việc của chi tiết.

3.3. Thành phần C3

Thành phần C3 có tỷ lệ CO_2 /gas tương đối nhỏ, lượng cacbon tạo ra nhiều, độ cứng bề mặt cao.



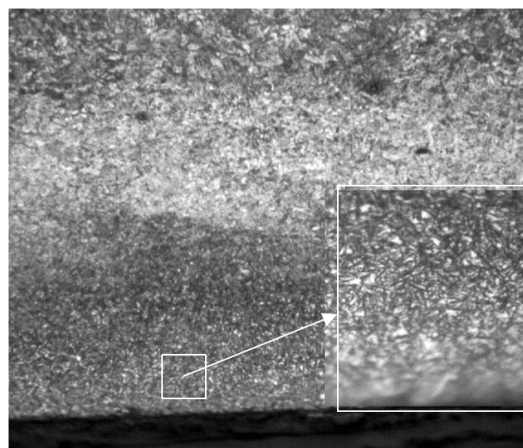
Hình 7. Tổ chức tế vi của lớp thấm theo thành phần C3



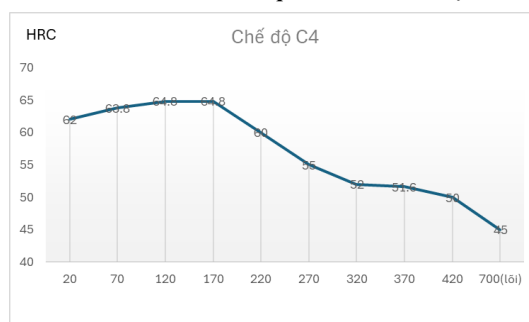
Hình 8. Đường phân bố độ cứng tế vi theo thành phần C3

Kết quả khảo sát hiển vi ở độ phóng đại 100 lần cho thấy cấu trúc tổng thể của lớp thấm phân hóa rõ rệt theo chiều sâu. Tại bề mặt ngoài cùng, sự hiện diện của các pha carbide và nitride dưới dạng các điểm sáng phân tán được ghi nhận rõ nét hơn khi quan sát ở độ phóng đại 500 lần (vùng góc trên bên trái, Hình 7). Kế tiếp là vùng tổ chức martensite hình kim nhỏ mịn có màu sẫm, tương ứng với dải giá trị độ cứng cao nhất trên biểu đồ. Diễn biến của đường phân bố độ cứng (Hình 8) phản ánh sự biến đổi đồng nhất với

tổ chức tế vi, trong đó giá trị độ cứng bề mặt đạt mức cực đại xấp xỉ 65HRC. Mặc dù chiều sâu tổng thể của lớp thấm không lớn, có thể do hàm lượng khí gas cao thúc đẩy hình thành sớm các pha carbide gây cản trở quá trình khuếch tán của cacbon và nitơ vào sâu bên trong, nhưng chiều dày hiệu dụng (xác định từ bề mặt đến vị trí đạt độ cứng 50 HRC) vẫn duy trì ở mức khá lớn (khoảng 370μm). Đặc tính này đảm bảo khả năng chống mài mòn ưu việt cho chi tiết trong điều kiện làm việc thực tế.



Hình 9. Tổ chức của lớp thấm theo chế độ C4



Hình 10. Đường phân bố độ cứng tế vi của lớp thấm theo thành phần C4

Quan sát hiển vi (Hình 9) ghi nhận tổ chức tế vi của lớp thấm có độ nhỏ mịn cao. Tại vùng phóng đại 500 lần (góc dưới bên phải), sự hiện diện của các pha carbide và nitride được xác định rõ nét dưới dạng các hạt màu sáng với mật độ rất lớn. Kết quả phân tích đường phân bố độ cứng (Hình 10) cho thấy một diễn biến đáng chú ý: Độ cứng tại vị trí sát bề mặt (20μm) đạt giá trị khá thấp (chỉ khoảng 62 HRC) so với mức cực đại bên trong (64,8 HRC tại khoảng cách 120-170 μm). Hiện tượng sụt giảm độ cứng bề mặt này có thể giải thích do sự dư thừa lượng khí ga trong quá trình xử lý, dẫn đến hàm lượng bề mặt vượt quá mức bão hòa, từ đó thúc đẩy sự hình thành của các tổ chức phi martensite (như austenite dư hoặc trustie) sau khi tôi.

Với hàm lượng khí gas rất lớn lên đến 40% quá trình phân hủy khí gas theo phản ứng 1 sẽ tạo ra sự thừa gas dẫn đến trên bề mặt lớp thấm tồn tại lượng austenite dư lớn, bên cạnh đó việc lượng khí gas lớn sẽ tạo thành muối bám trên bề mặt chi tiết và trong hệ thống thiết bị thấm. Tuy nhiên, chiều dày hiệu dụng của lớp thấm vẫn đạt mức khá lớn (khoảng 420 μ m) tính đến điểm đạt độ cứng 50HRC), đảm bảo tính năng kỹ thuật tổng thể cho chi tiết.

4. Kết luận

Với tỷ lệ thích hợp của các loại khí, môi trường thấm cacbon-nitơ hoàn toàn có thể thiết lập được bằng các loại khí sẵn có trên thị trường Việt Nam. Các mẫu thấm theo chế độ C1; C2; C3 đều có tổ chức nhỏ mịn, độ cứng bề mặt cao, độ cứng nền thích hợp. Các kết quả phân tích về tổ chức và độ cứng của lớp thấm đều đạt theo yêu cầu đối với sản phẩm là các trục máy nâng làm việc trong điều kiện chịu mài mòn.

Khi thay đổi tỷ lệ khí thấm, tính chất lớp thấm thay đổi. Với tỷ lệ CO₂/gas trong khoảng 0,8 đến 1,8 tính chất lớp thấm không thay đổi nhiều. Khi giảm mạnh tỷ lệ CO₂/gas là 0,5 độ cứng bề mặt giảm đáng kể.

Lời cảm ơn

Nghiên cứu này được tài trợ bởi Trường Đại học Hàng hải Việt Nam trong đề tài mã số: **DT25-26.58**.

TÀI LIỆU THAM KHẢO

- [1] Hardening, C. (n.d.), *Case hardening basics: Nitrocarburizing vs. carbonitriding*, pp.2-3.
- [2] Gottschalk, J. W. (2009), *High quality fnc parts*, No. August, pp.24-26.
- [3] Przygoński, T. (2010), *Zeroflow ® gas nitriding is a modern technology that minimizes the consumption of process media and reduces emissions of post-process gases*, pp.1-17.
- [4] Transformers, I. (n.d.), *CoreSense TM hydrogen and moisture sensor the sensor that enables Transformer Intelligence TM online hydrogen and moisture sensor for incipient fault detection*.
- [5] Ratajski, J., Olik, R., Suszko, T., Dobrodziej, J., & Michalski, J. (2010), *Design, control and in situ visualization of gas nitriding processes*, Sensors, Vol.10(1), pp.218-240.
Doi: 10.3390/s100100218.
- [6] Shao, J., Xie, W., Song, X., & Zhang, Y. (2017), *A new hydrogen sensor based on SNS fiber interferometer with Pd/WO₃ coating*, Sensors (Switzerland), Vol.17(9).
Doi: 10.3390/s17092144.
- [7] He, L., et al. (n.d.), *2_Carbonitriding.pdf*.
- [8] Herring, D. H. (2002), *Comparing carbonitriding and nitrocarburizing*.
- [9] Hoja, S., Klümper-Westkamp, H., & Steinbacher, M. (2021), *Carbonitriding of forging dies*, Metals (Basel), Vol.11(10).
Doi: 10.3390/met11101651.
- [10] Hoja, S., Skalecki, M. G., Klümper-Westkamp, H., Steinbacher, M., & Zoch, H. W. (2017), *Carbonitrieren von Warmarbeitsstählen, HTM - J. Heat Treat. Mater.*, Vol.72(4), pp.187-198.
Doi: 10.3139/105.110323.

Ngày nhận bài:	19/03/2026
Ngày nhận bản sửa:	27/03/2026
Ngày duyệt đăng:	09/04/2026