



(12) BẢN MÔ TẢ SÁNG CHẾ THUỘC BẢNG ĐỘC QUYỀN SÁNG CHẾ

(19) Cộng hòa xã hội chủ nghĩa Việt Nam (VN) (11)
CỤC SỞ HỮU TRÍ TUỆ



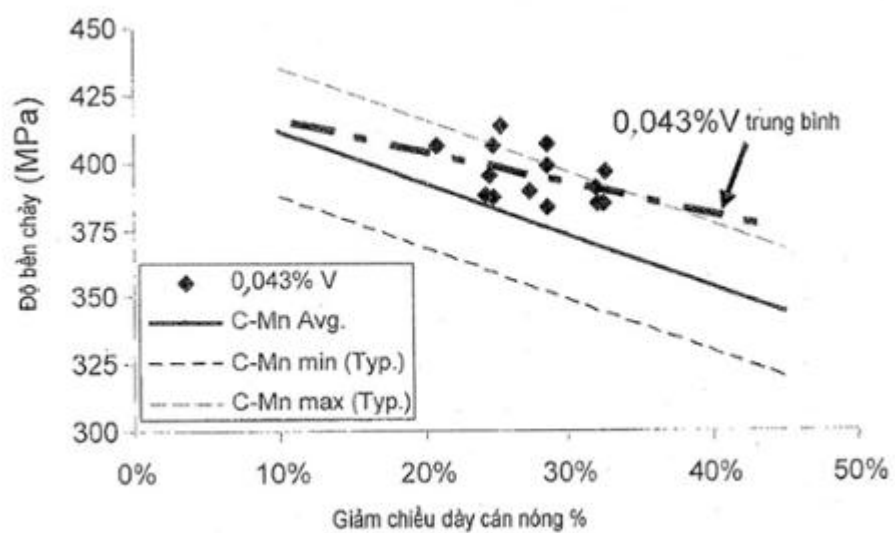
1-0025400

(51)⁷ C22C 38/02; B22D 11/06; B22D 11/117; (13) B
C21D 6/02; C22C 38/12; C22C 38/04;
C22C 38/06; B22D 11/00; C21D 8/02

-
- (21) 1-2011-02495 (22) 22/02/2010
(86) PCT/AU2010/000190 22/02/2010 (87) WO 2010/094077 A1 26/08/2010
(30) 61/154,231 20/02/2009 US
(45) 25/09/2020 390 (43) 27/02/2012 287A
(73) NUCOR CORPORATION (US)
1915 Rexford Road, Charlotte, North Carolina 28211, United States of America
(72) WILLIAMS, James, Geoffrey (AU); KAUL, Harold, Roland (AU); EDELMAN,
Daniel, Geoffrey (US); KILLMORE, Christopher, Ronald (AU).
(74) Công ty TNHH một thành viên Sở hữu trí tuệ VCCI (VCCI-IP CO.,LTD)
-

(54) SẢN PHẨM THÉP ĐƯỢC BIẾN CỨNG BẰNG HÓA GIÀ, SẢN PHẨM THÉP
CÁN NÓNG ĐƯỢC BIẾN CỨNG BẰNG HÓA GIÀ, PHƯƠNG PHÁP CHẾ TẠO
DẢI THÉP ĐÚC MỎNG ĐƯỢC CUỘN VÀ PHƯƠNG PHÁP CHẾ TẠO DẢI
THÉP ĐÚC MỎNG

(57) Sáng chế đề cập đến sản phẩm thép hoặc dải thép đúc mỏng bao gồm cacbon với lượng nhỏ hơn 0,25%, mangan với lượng nằm trong khoảng từ 0,20 đến 2,0%, silic với lượng nằm trong khoảng từ 0,05 đến 0,50%, nhôm với lượng nhỏ hơn 0,01%, niobi với lượng nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20%, vanadi với lượng nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20% tính theo trọng lượng, và cấu trúc tế vi của phần lớn bainit và ferit hình kim, và nhiều hơn 70% niobi và vanadi trong dung dịch rắn. Sản phẩm thép này có thể có độ bền chảy ít nhất là 380MPa, độ bền kéo ít nhất là 410MPa, hoặc cả hai. Sản phẩm này có thể có độ giãn dài tổng ít nhất là 6% hoặc 10%.



Lĩnh vực kỹ thuật được đề cập

Sáng chế đề cập đến sản phẩm dải thép đúc mỏng độ bền cao và phương pháp chế tạo sản phẩm dải thép đúc mỏng độ bền cao này bằng thiết bị đúc hai trục.

Tình trạng kỹ thuật của sáng chế

Trong thiết bị đúc hai trục, kim loại nóng chảy được dẫn vào giữa một cặp trục đúc được làm mát từ bên trong và quay ngược chiều nhau sao cho vỏ kim loại hóa rắn trên các bề mặt trục đúc đang quay, và cùng được đưa vào khe giữa hai trục đúc để tạo ra sản phẩm dải đúc được hóa rắn, được chuyển xuống dưới từ khe giữa các trục đúc. Thuật ngữ “khe” được sử dụng ở đây để chỉ vùng chung ở đó các trục đúc gần nhau nhất. Kim loại nóng chảy được rót từ thùng qua hệ thống cấp kim loại gồm có thùng trung gian và ống rót được đặt bên trên khe để tạo ra vũng đúc kim loại nóng chảy, được đỡ trên các bề mặt đúc của các trục đúc bên trên khe và kéo dài theo chiều dài của khe. Vũng đúc thường được xác định giữa các tấm hoặc đập phía chịu lửa được giữ ăn khớp trượt với các bề mặt đầu của các trục để chặn sự tràn ở hai đầu của vũng đúc.

Trước đây, dải mỏng cacbon thấp độ bền cao có các độ bền chảy là 413MPa (60ksi) và cao hơn, khi chiều dày dải nhỏ hơn 3,0mm, thì dải này được chế tạo có ủ hồi phục dải cán nguội. Việc cán nguội là cần thiết để tạo ra chiều dày mong muốn. Dải cán nguội sau đó được ủ hồi phục để cải thiện độ dẻo mà không làm giảm đáng kể độ bền. Tuy nhiên, độ dẻo cuối của dải thu được vẫn tương đối thấp và dải có thể không đạt đến mức giãn dài tổng trên 6%, độ giãn dài này cần thiết đối với các thép kết cấu xét theo một số mã xây dựng cho các thành phần kết cấu. Nói chung, thép cacbon thấp và được cán nguội được ủ hồi phục như vậy chỉ thích hợp cho các hoạt động định hình đơn giản, ví dụ tạo hình và uốn bằng cán. Để chế tạo dải thép này mà có độ dẻo cao, chưa có kỹ thuật khả thi xét về chiều dày dải

thành phẩm bằng cách sử dụng phương pháp chế tạo được ủ hồi phục và được cán nguội.

Ngoài ra, dải thép dùng cho các bộ phận kết cấu được định hình nguội, như là đối với các tiêu chuẩn tạo khung nhà dân cư, có thể nhất định phải có độ giãn dài tổng ít nhất là 10% và tỷ số độ bền kéo với độ bền chảy ít nhất là 1,08. Trong các sản phẩm thép được mạ nhúng nóng đã biết có chiều dày dải nhỏ hơn khoảng 1,6mm, thì các yêu cầu như vậy có thể không đạt được bằng cách sử dụng vật liệu được cán nguội cứng hoàn toàn. Thường thì các tùy chọn hợp kim hóa tế vi đất tiền và các tham số xử lý được sử dụng để đạt được độ giãn dài tổng ít nhất là 10% và tỷ số độ bền kéo và độ bền chảy ít nhất là 1,08.

Trước đây, thép độ bền cao như vậy được chế tạo bằng cách hợp kim hóa tế vi bằng các thành phần như niobi, vanadi, titan hoặc molybden, và cán nóng để đạt được chiều dày và độ bền mong muốn. Sự hợp kim hóa tế vi như vậy đòi hỏi các mức niobi, vanadi, titan hoặc molybden cao, đắt và đã dẫn đến sự hình thành cấu trúc tế vi ferit bainit thường nằm trong khoảng từ 10 đến 20% bainit. Xem patent Mỹ số 6488790. Theo cách khác, cấu trúc tế vi có thể có ferit nằm trong khoảng từ 10 đến 20% peclit. Sự cán nóng dải đã dẫn đến sự tiết pha cục bộ các thành phần hợp kim này. Kết quả là, đòi hỏi các mức hợp kim tương đối cao của các thành phần Nb, V, Ti hoặc Mo để tạo ra sự biến cứng bằng cách hóa già đủ của cấu trúc tế vi được biến đổi ferit mạnh hơn để đạt được các độ bền yêu cầu. Các mức hợp kim hóa tế vi cao này làm tăng đáng kể tải cán nóng và hạn chế khoảng chiều dày của dải được cán nóng khi xét dải theo khía cạnh thực tế và kinh tế để có thể chế tạo được. Dải độ bền cao được hợp kim hóa như vậy có thể được sử dụng một cách trực tiếp để tráng kẽm sau khi tẩy để sản phẩm thành phẩm có chiều dày dày hơn 3mm.

Tuy nhiên, việc tạo ra dải thép có chiều dày nhỏ hơn 3mm có độ bền cao bằng việc bổ sung Nb, V, Ti hoặc Mo vào thép chính là rất khó, đặc biệt đối với dải thép rộng do tải cán lớn, và luôn luôn là không khả thi về mặt thương mại. Trước đây, cần thiết bổ sung nhiều thành phần này để hóa bền thép, và hơn nữa,

còn gây ra sự giảm các tính chất giãn dài của thép. Trước đây, các dải được cán nóng được hợp kim hóa tế vi thường cho độ bền thiếu đáng kể, đắt, và thường đòi hỏi sự bổ sung bù bằng các thành phần hợp kim khác.

Ngoài ra, việc cán nguội thường cần cho dải có chiều dày nhỏ; tuy nhiên, độ bền cao của dải được cán nóng làm cho khó cán nguội bởi vì cần tải cán nguội lớn để giảm chiều dày của dải. Các mức hợp kim cao này cũng yêu cầu tăng đáng kể nhiệt độ ủ kết tinh lại, đòi hỏi chi phí cao để xây dựng và vận hành các dây chuyền ủ có khả năng đạt được nhiệt độ ủ cao cho việc ủ kết tinh lại hoàn toàn dải được cán nguội.

Tóm lại, việc ứng dụng các kỹ thuật hợp kim hóa tế vi theo giải pháp đã biết bằng các thành phần Nb, V, Ti hoặc Mo để tạo ra dải mỏng có độ bền cao về mặt kinh tế không thể được sản xuất thương mại do chi phí hợp kim hóa cao, do không hiệu quả trong việc bổ sung thành phần, không có lợi do tải cán lớn khi cán nóng và cán nguội, và đòi hỏi nhiệt độ ủ kết tinh lại cao.

Sự mô tả ở trên và sự mô tả các kỹ thuật đúc và luyện kim thông thường ở phần còn lại của bản mô tả không phải là sự thừa nhận kiến thức chung thông thường ở Úc hay ở nơi nào khác.

Bản chất kỹ thuật của sáng chế

Sản phẩm thép được bộc lộ bao gồm cacbon với lượng nhỏ hơn 0,25%, mangan với lượng nằm trong khoảng từ 0,20 đến 2,0%, silic với lượng nằm trong khoảng từ 0,05 đến 0,50%, nhôm với lượng nhỏ hơn 0,01%, và niobi với lượng nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20% tính theo trọng lượng và có phần lớn cấu trúc tế vi gồm có bainit và ferit hình kim và có nhiều hơn 70% niobi trong dung dịch rắn.

Theo lựa chọn khác, lượng niobi có thể nhỏ hơn 0,1%.

Sản phẩm thép có thể còn bao gồm ít nhất một thành phần được chọn trong nhóm gồm có molybden với lượng nằm trong khoảng từ 0,05 đến 0,50%, vanadi với lượng nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20%, và hỗn hợp của chúng.

Theo lựa chọn khác, hoặc ngoài ra, sản phẩm thép có thể có tỷ số giữa hàm lượng vanadi và hàm lượng nitơ lớn hơn 4:1 tính theo trọng lượng.

Theo lựa chọn khác hoặc ngoài ra, sản phẩm thép có thể có tỷ số giữa hàm lượng vanadi và hàm lượng nitơ nằm trong khoảng từ 4:1 đến 7:1 tính theo trọng lượng.

Vật đúc thép nóng chảy có thể có hàm lượng oxy tự do nằm trong khoảng từ 20 đến 70ppm, và có thể nằm trong khoảng từ 30 đến 55ppm. Hàm lượng oxy tổng của kim loại nóng chảy dùng cho sản phẩm thép có thể nằm trong khoảng từ 70ppm đến 150ppm.

Sản phẩm thép có thể có độ bền chảy ít nhất là 340MPa, và độ bền kéo ít nhất là 410MPa. Sản phẩm thép có thể có độ bền chảy ít nhất là 485MPa và độ bền kéo ít nhất là 520MPa. Tỷ số giữa độ bền kéo và độ bền chảy của sản phẩm thép có thể ít nhất là 1,08.

Sản phẩm thép có thể có độ giãn dài ít nhất là 6%. Theo lựa chọn khác, độ giãn dài tổng có thể ít nhất là 10%.

Trong trường hợp bất kỳ, các cơ tính của sản phẩm thép ở các mức thắt tiết diện 15% và 35% có thể trong phạm vi 10% đối với độ bền chảy, độ bền kéo, và độ giãn dài tổng.

Theo lựa chọn khác, các cơ tính của sản phẩm thép có thể trong phạm vi 10% trong toàn bộ phạm vi giảm từ 15 đến 35% đối với độ bền chảy, độ bền kéo, và độ giãn dài tổng.

Sản phẩm thép có thể là dải thép đúc mỏng. Dải thép đúc mỏng có thể có các hạt oxit nhỏ của silic và sắt được phân bố thông qua cấu trúc tế vi thép có kích thước hạt trung bình dưới 50nm.

Dải thép đúc mỏng có thể có chiều dày nhỏ hơn 2,5mm. Theo lựa chọn khác, dải thép đúc mỏng có thể có chiều dày nhỏ hơn 2,0mm. Theo lựa chọn khác nữa, dải thép đúc mỏng có thể có chiều dày nằm trong khoảng từ 0,5mm đến 2mm.

Sản phẩm thép được cán nóng có chiều dày nhỏ hơn 3mm được bọc lớp còn bao gồm cacbon với lượng nhỏ hơn 0,25%, mangan với lượng nằm trong khoảng từ 0,20 đến 2,0%, silic với lượng nằm trong khoảng từ 0,05 đến 0,50%, nhôm với lượng nhỏ hơn 0,01%, và niobi với lượng nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20% tính theo trọng lượng, và có phần lớn cấu trúc tế vi gồm có bainit và ferit hình kim và có khả năng cho độ bền chảy ít nhất là 410MPa với sự mức thất tiết diện nằm trong khoảng từ 20 đến 40%.

Sản phẩm thép có thể có độ bền chảy ít nhất là 485MPa và độ bền kéo ít nhất là 520MPa.

Theo lựa chọn khác, lượng niobi có thể nhỏ hơn 0,1%.

Tỷ số giữa độ bền kéo và độ bền chảy của sản phẩm thép được cán nóng có thể ít nhất là 1,08.

Các cơ tính của sản phẩm thép được cán nóng ở các mức thất tiết diện 15% và 35% có thể trong phạm vi 10% đối với độ bền chảy, độ bền kéo, và độ giãn dài tổng. Theo lựa chọn khác, các cơ tính của sản phẩm thép có thể trong phạm vi 10% trong toàn bộ phạm vi mức thất tiết diện từ 15 đến 35% đối với độ bền chảy, độ bền kéo, và độ giãn dài tổng.

Sản phẩm thép được cán nóng có thể có các hạt oxit nhỏ của silic và sắt được phân bố qua kết cấu thép có kích thước hạt trung bình dưới 50nm.

Sản phẩm thép được cán nóng có thể có độ giãn dài ít nhất là 6%. Theo lựa chọn khác, độ giãn dài tổng có thể ít nhất là 10%. Sản phẩm thép được cán nóng có thể có chiều dày nhỏ hơn 2,5mm. Theo lựa chọn khác, sản phẩm thép được cán nóng có thể có chiều dày nhỏ hơn 2,0mm. Theo phương án lựa chọn khác nữa, sản phẩm thép được cán nóng có thể có chiều dày nằm trong khoảng từ 0,5mm đến 2mm.

Sản phẩm thép được cuộn đã được mô tả bao gồm cacbon với lượng nhỏ hơn 0,25%, mangan với lượng nằm trong khoảng từ 0,20 đến 2,0%, silic với lượng nằm trong khoảng từ 0,05 và 0,50%, nhôm với lượng nhỏ hơn 0,01%, và ít nhất

một thành phần được lựa chọn trong nhóm bao gồm niobi với lượng nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20%, vanadi với lượng nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20% tính theo trọng lượng, và hỗn hợp của chúng, và có nhiều hơn 70% niobi và/hoặc vanadi trong dung dịch rắn sau khi cuộn và làm nguội.

Theo lựa chọn khác, lượng niobi có thể nhỏ hơn 0,1%.

Theo lựa chọn khác hoặc ngoài ra, sản phẩm thép được cuộn có thể có tỷ lệ hàm lượng vanadi và nito lớn hơn 4:1 tính theo trọng lượng. Theo lựa chọn khác hoặc ngoài ra, sản phẩm thép được cuộn có thể có tỷ lệ hàm lượng vanadi và nito nằm trong khoảng từ 4:1 đến 7:1 tính theo trọng lượng.

Sản phẩm thép được cuộn có thể có các hạt oxit nhỏ của silic và sắt được phân bố thông qua cấu trúc tế vi thép có kích thước hạt trung bình dưới 50mm.

Sản phẩm thép được cuộn có thể có độ bền chảy ít nhất là 340MPa, và có thể có độ bền kéo ít nhất là 410MPa. Sản phẩm thép được cuộn có chiều dày nhỏ hơn 3,0mm. Sản phẩm thép có thể có độ bền chảy ít nhất là 485MPa và độ bền kéo ít nhất là 520MPa. Tỷ số giữa độ bền kéo và độ bền chảy của sản phẩm thép được cuộn có thể ít nhất là 1,08.

Ngoài ra, các cơ tính của sản phẩm thép ở các mức thắt tiết diện 15% và 35% có thể là trong phạm vi 10% đối với độ bền chảy, độ bền kéo, và độ giãn dài tổng. Theo lựa chọn khác, các cơ tính của sản phẩm thép có thể trong phạm vi 10% trong suốt phạm vi mức thắt tiết diện từ 15 đến 35% đối với độ bền chảy, độ bền kéo, và độ giãn dài tổng.

Theo lựa chọn khác, sản phẩm thép được cuộn có thể có chiều dày nhỏ hơn 2,5mm. Theo lựa chọn khác, sản phẩm thép được cuộn có thể có chiều dày nhỏ hơn 2,0mm. Theo lựa chọn khác nữa, sản phẩm thép được cuộn có thể có chiều dày nằm trong khoảng từ 0,5mm đến 2mm. Sản phẩm thép được cuộn có thể có độ giãn dài tổng ít nhất là 6%. Theo lựa chọn khác, độ giãn dài tổng có thể ít nhất là 10%.

Sản phẩm thép được biến cứng bằng cách hóa già được bọc lộ còn bao gồm cacbon nhỏ hơn 0,25%, mangan nằm trong khoảng từ 0,20 và 2,0%, silic nằm trong khoảng từ 0,05 và 0,50%, nhôm nhỏ hơn 0,01% tính theo trọng lượng, ít nhất một thành phần được chọn từ nhóm gồm có niobi nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20%, vanadi nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20%, và hỗn hợp của chúng, và có phần lớn cấu trúc tế vi gồm có bainit và ferit hình kim và có sự gia tăng độ giãn dài và sự gia tăng độ bền chảy sau khi biến cứng bằng cách hóa già.

Theo lựa chọn khác, niobi có thể nhỏ hơn 0,1%.

Theo lựa chọn khác hoặc ngoài ra, sản phẩm thép được biến cứng bằng cách hóa già có thể có tỷ lệ hàm lượng vanadi và nito lớn hơn 4:1 tính theo trọng lượng. Theo lựa chọn khác hoặc ngoài ra, sản phẩm thép được biến cứng bằng cách hóa già có thể có tỷ lệ hàm lượng vanadi và nito nằm trong khoảng từ 4:1 và 7:1 tính theo trọng lượng.

Vật đúc thép nóng chảy có thể có hàm lượng oxy tự do nằm trong khoảng từ 20 đến 70ppm, và có thể nằm trong khoảng từ 30 đến 55ppm. hàm lượng oxy tổng của kim loại nóng chảy đối với sản phẩm thép được biến cứng bằng cách hóa già có thể nằm trong khoảng từ 70ppm đến 150ppm.

Sản phẩm thép được biến cứng bằng cách hóa già có thể bao gồm, ngoài, các hạt oxit nhỏ của silic và sắt được phân bố qua kết cấu thép có kích thước hạt trung bình dưới 50nm.

Các cơ tính của sản phẩm thép được biến cứng bằng cách hóa già ở các mức thất tiết diện 15% và 35% có thể trong phạm vi 10% đối với độ bền chảy, độ bền kéo, và độ giãn dài tổng. Theo lựa chọn khác, các cơ tính của sản phẩm thép có thể trong phạm vi 10% trong toàn bộ phạm vi mức thất tiết diện từ 15 đến 35% đối với độ bền chảy, độ bền kéo, và độ giãn dài tổng.

Sản phẩm thép được biến cứng bằng cách hóa già có thể bao gồm một hoặc cả hai lớp phủ kẽm hoặc lớp phủ hợp kim kẽm.

Sản phẩm thép có thể có độ bền chảy ít nhất là 340MPa, hoặc ít nhất là 380MPa, hoặc ít nhất là 410MPa, hoặc ít nhất là 450MPa, hoặc ít nhất là 500MPa, hoặc ít nhất là 550MPa, hoặc ít nhất là 600MPa, hoặc ít nhất là 650MPa, như mong muốn. Sản phẩm thép có thể có độ bền kéo ít nhất là 410MPa, hoặc ít nhất là 450MPa, hoặc ít nhất là 500MPa, hoặc ít nhất là 550MPa, hoặc ít nhất là 600MPa, hoặc ít nhất là 650MPa, hoặc ít nhất là 700MPa, như mong muốn. Tỷ số độ bền kéo với độ bền chảy có thể ít nhất là 1,08.

Sản phẩm thép được biến cứng bằng cách hóa già có thể có chiều dày nhỏ hơn 3,0mm. Theo lựa chọn khác, sản phẩm thép được biến cứng bằng cách hóa già có thể có chiều dày nhỏ hơn 2,5mm. Theo lựa chọn khác, sản phẩm thép được biến cứng bằng cách hóa già có thể có chiều dày nhỏ hơn 2,0mm. Theo lựa chọn khác nữa, sản phẩm thép được biến cứng bằng cách hóa già có thể có chiều dày nằm trong khoảng từ 0,5mm đến 2mm.

Sản phẩm thép được biến cứng bằng cách hóa già có thể có độ giãn dài ít nhất là 6%. Theo lựa chọn khác, độ giãn dài tổng có thể ít nhất là 10%.

Sản phẩm thép được bộc lộ còn bao gồm cacbon nhỏ hơn 0,25%, mangan nằm trong khoảng từ 0,20 và 2,0%, silic nằm trong khoảng từ 0,05 và 0,50%, nhôm nhỏ hơn 0,01%, và ít nhất một thành phần được lựa chọn trong nhóm bao gồm niobi nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20% và vanadi nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20% tính theo trọng lượng, và có phần lớn cấu trúc tế vi gồm có bainit và ferit hình kim và bao gồm các hạt oxit nhỏ của silic và sắt được phân bố thông qua cấu trúc tế vi thép có kích thước hạt trung bình dưới 50nm. Theo lựa chọn khác, niobi có thể là nhỏ hơn 0,1%. Sản phẩm thép có thể bao gồm molybden nằm trong khoảng từ 0,05 đến 0,50%.

Theo lựa chọn khác hoặc ngoài ra, sản phẩm thép có thể có tỷ lệ hàm lượng vanadi và nitơ lớn hơn 4:1 tính theo trọng lượng. Theo lựa chọn khác hoặc ngoài ra, sản phẩm thép có thể có tỷ lệ hàm lượng vanadi và nitơ nằm trong khoảng từ 4:1 đến 7:1 tính theo trọng lượng.

Sản phẩm thép có thể có độ bền chảy ít nhất là 340MPa, và có thể có độ bền kéo ít nhất là 410MPa. Sản phẩm thép có thể có độ bền chảy ít nhất là 485MPa và độ bền kéo ít nhất là 520MPa. Tỷ số độ bền kéo với độ bền chảy ratio có thể ít nhất là 1,08.

Các cơ tính của sản phẩm thép với mức thất tiết diện nằm trong khoảng từ 15 đến 35% có thể trong phạm vi 10% đối với độ bền chảy, độ bền kéo, và độ giãn dài tổng. Theo lựa chọn khác, các cơ tính của sản phẩm thép có thể trong phạm vi 10% trong toàn bộ phạm vi mức thất tiết diện từ 15 đến 35% đối với độ bền chảy, độ bền kéo, và độ giãn dài tổng.

Sản phẩm thép có thể có độ giãn dài ít nhất là 6%. Theo lựa chọn khác, độ giãn dài tổng có thể ít nhất là 10%.

Sản phẩm thép được biến cứng bằng cách hóa già có thể bao gồm cacbon nhỏ hơn 0,25%, mangan nằm trong khoảng từ 0,20 và 2,0%, silic nằm trong khoảng từ 0,05 và 0,50%, nhôm nhỏ hơn 0,01%, và niobi nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20% tính theo trọng lượng, và có phần lớn cấu trúc tế vi gồm có bainit và ferit hình kim và có các hạt niobi cacbon nitrit có kích thước hạt trung bình dưới 10nm.

Thuật ngữ “các hạt cacbon nitrit” được hiểu ở đây là, bao gồm các điểm bảo hộ treo, cho cacbua, nitrat, các ranh giới, và sự kết hợp của chúng.

Theo lựa chọn khác, niobi có thể người sử dụng nhỏ hơn 0,1%.

Sản phẩm thép được biến cứng bằng cách hóa già có thể về cơ bản thì có các hạt niobi cacbon nitrit lớn hơn 50nm. Sản phẩm thép được biến cứng bằng cách hóa già có thể có độ bền chảy ít nhất là 340MPa, và có thể có độ bền kéo ít nhất là 410MPa; độ bền kéo với độ bền chảy có thể ít nhất là 1,08.

Sản phẩm thép được biến cứng bằng cách hóa già có thể có độ giãn dài ít nhất là 6%. Theo lựa chọn khác, độ giãn dài tổng có thể ít nhất là 10%.

Các cơ tính của sản phẩm thép được biến cứng bằng cách hóa già với mức thất tiết diện có thể trong phạm vi 10% đối với độ bền chảy, độ bền kéo, và độ giãn

dài tổng. Theo lựa chọn khác, các cơ tính của sản phẩm thép với mức thất tiết diện có thể trong phạm vi 10% trong toàn bộ phạm vi giảm từ 15 đến 35% đối với độ bền chảy, độ bền kéo, và độ giãn dài tổng.

Sản phẩm thép được biến cứng bằng cách hóa già có thể bao gồm một hoặc cả hai lớp phủ kẽm hoặc lớp phủ hợp kim kẽm.

Phương pháp cũng được mô tả để chế tạo dải thép đúc mỏng được cuộn bao gồm các bước:

lắp thiết bị đúc có trục được làm mát từ bên trong có các trục đúc được định vị nằm ngang tạo ra khe giữa chúng, và tạo ra vũng đúc thép nóng chảy được đổ trên các trục đúc bên trên khe và được giới hạn tiếp giáp với các đầu của các trục đúc bởi các đập,

quay các trục đúc ngược chiều để hóa rắn các vỏ kim loại trên các trục đúc khi các trục đúc chuyển động qua vũng đúc,

tạo ra dải thép từ việc đúc các vỏ kim loại hướng xuống qua khe giữa các trục đúc có thành phần cấu tạo bao gồm cacbon nhỏ hơn 0,25%, mangan nằm trong khoảng từ 0,20 và 2,0%, silic nằm trong khoảng từ 0,05 và 0,50%, nhôm nhỏ hơn 0,01%, và ít nhất một thành phần được lựa chọn trong nhóm bao gồm niobi nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20%, vanadi nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20% tính theo trọng lượng, và hỗn hợp của chúng,

làm nguội dải thép với tốc độ ít nhất là 10°C trên giây để tạo ra phần lớn cấu trúc tế vi bao gồm bainit và ferit hình kim và có nhiều hơn 70% niobi và/hoặc vanadi trong dung dịch rắn.

Thép được nóng chảy có thể có hàm lượng oxy tự do nằm trong khoảng từ 20 và 70ppm, và có thể nằm trong khoảng từ 30 và 55ppm. Hàm lượng oxy tổng của kim loại nóng chảy đối với dải thép đúc mỏng có thể nằm trong khoảng từ 70ppm và 150ppm.

Theo lựa chọn khác hoặc ngoài ra, dải thép có thể có tỷ lệ hàm lượng vanadi và nito lớn hơn 4:1 tính theo trọng lượng. Theo lựa chọn khác hoặc ngoài ra, dải

thép có thể có tỷ lệ hàm lượng vanadi và nitơ nằm trong khoảng từ 4:1 và 7:1 tính theo trọng lượng.

Phương pháp này có thể tạo ra trong dải thép được cuộn các hạt oxit nhỏ của silic và sắt được phân bố thông qua kết cấu thép có kích thước hạt trung bình dưới 50nm.

Hơn nữa, phương pháp này có thể bao gồm các bước cán nóng dải thép và cuộn dải thép được cán nóng ở nhiệt độ nằm trong khoảng từ 450 đến 700°C.

Theo lựa chọn khác, việc cuộn dải thép được cán nóng có thể ở nhiệt độ dưới 650°C.

Phương pháp này có thể còn bao gồm bước biến cứng bằng cách hóa già dải thép để tăng độ bền kéo ở nhiệt độ ít nhất là 550°C. Theo lựa chọn khác, việc biến cứng bằng cách hóa già có thể diễn ra ở nhiệt độ nằm trong khoảng từ 625°C đến 800°C. Theo lựa chọn khác nữa, việc biến cứng bằng cách hóa già có thể diễn ra ở nhiệt độ nằm trong khoảng từ 650 đến 750°C.

Phương pháp này có thể bao gồm bước mạ nhúng nóng dải thép để tạo ra lớp phủ kẽm hoặc hợp kim kẽm.

Phương pháp chế tạo dải thép đúc mỏng còn được mô tả bao gồm các bước:

lắp thiết bị đúc có trục được làm mát từ bên trong có các trục đúc được định vị nằm ngang tạo ra khe giữa chúng, và tạo ra vũng đúc thép nóng chảy được đổ trên các trục đúc ở trên khe và được giới hạn tiếp giáp các đầu của các trục đúc bởi các ụ chắn, quay các trục đúc ngược chiều nhau để hóa rắn vỏ kim loại trên các trục đúc khi các trục đúc chuyển động qua vũng đúc, và

tạo ra dải thép từ đúc vỏ kim loại hướng xuống đi qua khe giữa các trục đúc có thành phần cấu tạo bao gồm cacbon nhỏ hơn 0,25%, nhôm nhỏ hơn 0,01%, và ít nhất một thành phần được chọn từ nhóm gồm có niobi nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20%, vanadi nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20% tính theo trọng lượng, và hỗn hợp của chúng, và

làm nguội dải thép với tốc độ ít nhất là 10°C trên giây để tạo ra phần lớn cấu trúc tế vi bao gồm bainit và ferit hình kim và có nhiều hơn 70% niobi và/hoặc vanadi trong dung dịch rắn,

cán nguội theo lựa chọn dải thép để có mức thất tiết diện cán nguội nằm trong khoảng từ 10 đến 35%, và

biến cứng bằng cách hóa già dải thép ở nhiệt độ nằm trong khoảng từ 625°C đến 800°C .

Theo lựa chọn khác hoặc ngoài ra, dải thép có thể có tỷ lệ hàm lượng vanadi và nitơ lớn hơn 4:1. tính theo trọng lượng. Theo lựa chọn khác hoặc ngoài ra, dải thép có thể có tỷ lệ hàm lượng vanadi và nitơ nằm trong khoảng từ 4:1 và 7:1 tính theo trọng lượng.

Thép nóng chảy có thể có hàm lượng oxy tự do nằm trong khoảng từ 20 và 70ppm, và có thể nằm trong khoảng từ 30 và 55ppm. Hàm lượng oxy tổng của kim loại nóng chảy đối với dải thép đúc mỏng có thể nằm trong khoảng từ 70ppm và 150ppm.

Phương pháp này có thể còn bao gồm bước biến cứng bằng cách hóa già dải thép để gia tăng độ bền kéo. Theo lựa chọn khác, việc biến cứng bằng cách hóa già có thể diễn ra ở nhiệt độ nằm trong khoảng từ 650 đến 750°C .

Bước biến cứng bằng cách hóa già có thể bao gồm mạ nhúng nóng dải thép để tạo ra lớp phủ kẽm hoặc hợp kim của kẽm.

Phương pháp này có thể chế tạo dải thép được biến cứng bằng cách hóa già có các hạt niobi cacbon nitrit có kích thước hạt trung bình dưới 10nm. Theo lựa chọn khác, dải thép được biến cứng bằng cách hóa già có thể có về cơ bản không có các hạt niobi cacbon nitrit lớn hơn 50nm.

Phương pháp này có thể tạo ra trong dải thép được cuộn các hạt oxit nhỏ của silic và sắt được phân bố thông qua các cấu trúc tế vi thép có kích thước hạt trung bình dưới 50nm.

Hơn nữa, phương pháp này có thể bao gồm các bước cán nóng dải thép và cuộn dải thép được cán nóng ở nhiệt độ dưới 700°C . Theo lựa chọn khác, việc cuộn dải thép được cán nóng có thể ở nhiệt độ dưới 650°C .

Phương pháp chế tạo dải thép đúc mỏng có thể bao gồm các bước:

lắp từ bên trong thiết bị đúc có trục được làm nguội, thiết bị đúc này có các trục đúc được định vị nằm ngang tạo ra khe giữa các trục đúc, và tạo ra vũng đúc thép nóng chảy được đỡ trên các trục đúc ở trên khe và được giới hạn tiếp giáp các đầu của các trục đúc bởi các ụ chắn,

quay các trục đúc ngược chiều nhau để hóa rắn vỏ kim loại trên các trục đúc khi các trục đúc chuyển động qua vũng đúc; và

tạo ra dải thép từ đúc vỏ kim loại hướng xuống đi qua khe giữa các trục đúc có thành phần cấu tạo bao gồm cacbon nhỏ hơn 0,25%, mangan nằm trong khoảng từ 0,20 và 2,0%, silic nằm trong khoảng từ 0,05 và 0,50%, nhôm nhỏ hơn 0,01%, và ít nhất một thành phần được chọn từ nhóm gồm có niobi nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20%, vanadi nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20% tính theo trọng lượng, và hỗn hợp của chúng,

làm nguội dải thép với tốc độ ít nhất là 10°C trên giây để tạo ra phần lớn cấu trúc tế vi bao gồm bainit và ferit hình kim, cán nguội theo lựa chọn dải thép để có mức thất tiết diện cán nguội nằm trong khoảng từ 10 và 35%, và

biến cứng bằng cách hóa già dải thép ở nhiệt độ nằm trong khoảng từ 625°C đến 800°C và có sự gia tăng độ giãn dài và sự gia tăng độ bền chảy sau khi biến cứng bằng cách hóa già.

Theo lựa chọn khác hoặc ngoài ra, dải thép có thể có tỷ lệ hàm lượng vanadi và nito lớn hơn 4:1 tính theo trọng lượng. Theo lựa chọn khác hoặc ngoài ra, dải thép có thể có tỷ lệ hàm lượng vanadi và nito nằm trong khoảng từ 4:1 và 7:1 tính theo trọng lượng.

Thép nóng chảy có thể có hàm lượng oxy tự do nằm trong khoảng từ 20 và 70ppm, và có thể nằm trong khoảng từ 30 và 55ppm. Hàm lượng oxy tổng của kim

loại nóng chảy đối với dải thép đúc mỏng có thể nằm trong khoảng từ 70ppm và 150ppm.

Phương pháp có thể tạo ra trong dải thép được cuộn các hạt oxit nhỏ của silic và sắt được phân bố thông qua cấu trúc tế vi có kích thước hạt trung bình dưới 50nm.

Hơn nữa, phương pháp có thể tạo ra dải thép được biến cứng bằng cách hóa già có các hạt niobi cacbon nitrit có kích thước hạt trung bình dưới 10nm. Theo lựa chọn khác, dải thép được biến cứng bằng cách hóa già có thể có về cơ bản là không các hạt niobi cacbon nitrit lớn hơn 50nm.

Phương pháp có thể bao gồm các bước cán nóng dải thép và cuộn dải thép được cán nóng ở nhiệt độ dưới 750°C. Theo lựa chọn khác, cuộn dải thép được cán nóng có thể ở nhiệt độ dưới 700°C. Bước biến cứng bằng cách hóa già có thể bao gồm mạ nhúng nóng dải thép để tạo ra lớp phủ kẽm hoặc hợp kim của kẽm.

Mô tả vắn tắt các hình vẽ

Để sáng chế có thể được mô tả chi tiết hơn, một số ví dụ minh họa sẽ được đưa ra có dựa vào các hình vẽ kèm theo, trong đó:

Fig.1 thể hiện sự bố trí dải đúc trong thiết bị cán nóng theo dây chuyền và bộ cuộn;

Fig.2 thể hiện chi tiết thiết bị đúc dải hai trục;

Fig.3 thể hiện sự ảnh hưởng của nhiệt độ đến độ bền chảy của dải có hoặc không có sự bổ sung niobi hoặc vanadi;

Fig.4A là ảnh hiển vi quang học của dải thép niobi;

Fig.4B ảnh hiển vi quang học của dải thép kết cấu tiêu chuẩn mức 380 (mức 55);

Fig.5 là đồ thị thể hiện sự ảnh hưởng của sự biến cứng bằng cách hóa già sau cuộn đến độ bền chảy của dải thép theo sáng chế;

Fig.6 là đồ thị thể hiện sự ảnh hưởng của chu kỳ biến cứng bằng cách hóa già có mô phỏng sau cuộn đến độ bền chảy và độ bền kéo của dải thép theo sáng chế;

Fig.7 là đồ thị thể hiện sự ảnh hưởng của mức thất tiết diện cán nóng đến độ bền chảy;

Fig.8 là đồ thị thể hiện sự ảnh hưởng của độ bền chảy đến độ giãn dài;

Fig.9 là đồ thị thể hiện sự ảnh hưởng của lượng niobi đến độ bền chảy ở các mức niobi thấp;

Fig.10A thể hiện ảnh hiển vi của cấu trúc tế vi của mẫu thứ nhất của thép 0,065% niobi sau khi cán nóng;

Fig.10B thể hiện ảnh hiển vi của cấu trúc tế vi của mẫu thứ hai của thép 0,065% niobi sau khi cán nóng;

Fig.11 là đồ thị thể hiện sự ảnh hưởng của lượng niobi đến độ bền chảy;

Fig.12 là đồ thị thể hiện sự ảnh hưởng của lượng niobi đến độ bền chảy sau khi làm giảm chiều dày và mạ kẽm;

Fig.13 là đồ thị thể hiện sự ảnh hưởng của nhiệt độ cuộn đến độ bền chảy;

Fig.14 là đồ thị thể hiện sự ảnh hưởng của nhiệt độ cuộn đến độ bền chảy ở các mức niobi thấp;

Fig.15 là đồ thị thể hiện sự ảnh hưởng của các điều kiện xử lý nhiệt đến độ bền chảy;

Fig.16 là đồ thị thể hiện sự ảnh hưởng của nhiệt độ xử lý nhiệt biến cứng bằng cách hóa già đến độ bền chảy của thép 0,026% niobi;

Fig.17 là đồ thị thể hiện sự ảnh hưởng của nhiệt độ biến cứng bằng cách hóa già đỉnh đến độ bền chảy của thép 0,065% niobi;

Fig.18 là đồ thị thể hiện sự ảnh hưởng của nhiệt độ biến cứng bằng cách hóa già và thời gian duy trì đến độ bền chảy thép 0,065% niobi;

Fig.19 là đồ thị thể hiện sự ảnh hưởng của nhiệt độ biến cứng bằng cách hóa già và thời gian duy trì đến độ bền chảy đối với thép 0,084% niobi;

Fig.20 là đồ thị thể hiện sự ảnh hưởng của độ bền chảy đến độ giãn dài trước và sau khi biến cứng bằng cách hóa già;

Fig.21 là đồ thị thể hiện sự biến đổi xử lý nhiệt đối với các cuộn sau khi ủ liên tục bằng việc mạ kẽm;

Fig.22 là đồ thị thể hiện điều kiện biến cứng bằng cách hóa già;

Fig.23 là đồ thị thể hiện sự ảnh hưởng của nhiệt độ và thời gian đến độ cứng;

Fig.24 là đồ thị thể hiện sự ảnh hưởng của việc xử lý nhiệt đến độ bền chảy đối với thép vanadi theo sáng chế;

Fig.25 là đồ thị thể hiện sự ảnh hưởng của mức thất tiết diện cán nóng đến độ bền chảy đối với thép vanadi theo sáng chế so với thép cacbon thấp bình thường;

Fig.26 là đồ thị bổ sung thể hiện sự ảnh hưởng của mức thất tiết diện cán nóng đến độ bền chảy đối với thép vanadi theo sáng chế so với thép cacbon thấp bình thường;

Fig.27A là ảnh hiển vi của cấu trúc tế vi của mẫu thép 0,04% vanadi sau khi cán nóng;

Fig.27B là ảnh hiển vi của cấu trúc tế vi của mẫu thép 0,024% vanadi sau khi cán nóng; Fig.28 thể hiện sự so sánh các độ bền chảy của thép có các chất pha vanadi và/hoặc niobi;

Fig.29 là đồ thị thể hiện sự ảnh hưởng của nhiệt độ cuộn và mức thất tiết diện cán nóng đến độ bền chảy của thép vanadi;

Fig.30 là đồ thị thể hiện sự ảnh hưởng của mức thất tiết diện cán nóng đến độ bền chảy, độ bền kéo, và độ giãn dài tổng đối với thép 0,04 theo điều kiện được cán nóng;

Fig.31 là đồ thị thể hiện sự ảnh hưởng của mức thất tiết diện cán nóng đến độ bền chảy, độ bền kéo, và độ giãn dài tổng đối với thép 0,04 theo điều kiện được cán nóng và được mạ kẽm;

Fig.32 thể hiện sự so sánh sự ảnh hưởng của biến cứng bằng cách hóa già đến các thép 0,04% niobi và 0,04Nb+0,04V;

Fig.33 là đồ thị thể hiện sự ảnh hưởng của mức thất tiết diện cán nguội đến các tính chất của thép cacbon-mangan thông thường;

Fig.34 là đồ thị thể hiện sự ảnh hưởng của chất pha mangan đến độ bền và độ giãn dài của thép 0,06% niobi; và

Fig.35 là đồ thị thể hiện độ bền và độ giãn dài của các mức mangan được tăng lên và 0,06% niobi.

Mô tả chi tiết sáng chế

Fig.1 thể hiện các bộ phận liên tiếp của thiết bị đúc dải để đúc liên tục dải thép. các hình vẽ Fig.1 và Fig.2 thể hiện thiết bị đúc hai trục 11 mà chế tạo một cách liên tục dải thép đúc 12, dải thép đúc này đi qua trong đường truyền 10 ngang qua bàn dẫn hướng 13 trạm cán ép 14 có các trục ép 14A. Ngay khi ra khỏi trạm trạm cán ép 14, dải này đi vào trong máy cán nóng 16 có một cặp trục cán 16A và các trục kéo 16B trong đó dải đúc được cán nóng để làm giảm chiều dày mong muốn. Các dải được cán nóng chuyển đi trên bàn đẩy 17 trong đó dải này có thể được làm nguội nhờ sự cách đối lưu và tiếp xúc với nước được cung cấp qua các vòi phun nước 18 (hoặc các phương tiện thích hợp khác) và nhờ sự phát xạ. Dải được cán được làm nguội tiếp theo đi qua trạm cán ép 20 bao gồm một cặp trục ép 20A và sau đó vào bộ cuộn 19. Việc làm nguội sau cùng của dải đúc được tiến hành sau khi cuộn.

Như được thể hiện trên Fig.2, thiết bị đúc hai trục 11 bao gồm khung máy chính 21, khung này đỡ cặp trục đúc được định vị nằm ngang 22 có các bề mặt đúc 22A. Kim loại nóng chảy được cấp trung suốt hoạt động đúc từ thùng (không được thể hiện) vào thùng trung gian 23, thông qua ống rót chịu lửa 24 vào bộ phân phối

hoặc thùng trung gian chuyển động được 25, và tiếp theo từ bộ phân phối 25 qua ống cấp kim loại nóng chảy 26 giữa các trục đúc 22 bên trên khe 27. Kim loại nóng chảy được cấp giữa các trục đúc 22 tạo ra vũng đúc 30 bên trên khe. vũng đúc 30 được chặn ở các đầu của các trục đúc bởi một cặp đê hoặc tấm chắn đóng kín sườn bên 28, chúng được đẩy tỷ sát vào các đầu của các trục đúc bởi một cặp động cơ đẩy (không được thể hiện) bao gồm các bộ xi lanh thủy lực (không được thể hiện) được nối vào các bộ giữ tấm bên. Bề mặt trên của vũng đúc 30 (thường được gọi là mặt “khum”) thường nâng lên bên trên đầu bên dưới của ống cấp sao cho đầu dưới của ống cấp được chìm trong vũng đúc 30. Các trục đúc 22 được làm nguội bằng nước từ bên trong sao cho các vỏ hóa rắn trên các bề mặt trục chuyển động khi chúng đi qua vũng đúc, và cùng được vào khe 27 giữa các trục đúc để tạo ra dải đúc 12, dải đúc này được chuyển xuống dưới từ khe giữa các trục đúc.

Thiết bị đúc hai trục có thể là loại mà được thể hiện và được mô tả khá chi tiết trong patent Mỹ số 5,184,668, 5,277,243, hoặc 5,488,988 hoặc đơn yêu cầu cấp patent số 12/050,987. Có thể tham khảo các bản mô tả của các patent và đơn yêu cầu cấp patent này để biết hơn chi tiết về kết cấu thích hợp của thiết bị đúc hai trục thích hợp để sử dụng theo phương án theo sáng chế này. Sự bộc lộ trong các bản mô tả đó được kết hợp ở đây nhằm tham khảo.

Bằng cách sử dụng tốc độ hóa rắn nhanh bằng việc kiểm soát các tham số nhất định khi thực hiện đúc dải hai trục, phương án hợp kim này tạo ra các sản phẩm khử oxy lỏng của MnO và SiO theo sự phân bố đồng đều và mịn của các chất lẫn có dạng hình cầu. Các chất lẫn MnO.SiO này cũng không bị giãn dài đáng kể bởi quá trình xử lý cán nóng nối tiếp, do mức thất thoát diện cán nóng được giới hạn. Lượng chất lẫn/hạt được điều chỉnh để kích thích sự tạo mầm hình kim. Các chất lẫn MnO.SiO có thể là khoảng 10 μ m giảm đến các hạt cực mịn nhỏ hơn 0,1 μ m, và phần lớn nằm trong khoảng từ 0,5 μ m đến 5 μ m. Các chất lẫn phi kim kích thước lớn nằm trong khoảng từ 0,5 đến 10 μ m được cung cấp cho sự tạo mầm ferit hình kim, và có thể bao gồm hỗn hợp các chất lẫn, chẳng hạn bao gồm MnS, TiO và CuS. Kích thước hạt austenit lớn hơn đáng kể so với kích thước hạt austenit được tạo ra trong thép dải được cán nóng thông thường. Kích thước hạt austenit

thô cùng với, khi kết hợp với lượng các hạt/chất lẫn được điều chỉnh, cộng với sự tạo mầm ferit và bainit hình kim.

Máy cán nóng liên tục 16 thường được sử dụng để làm giảm chiều dày từ 10 đến 50%. Trên bàn đây 17 việc làm nguội có thể bao gồm đoạn làm nguội bằng nước và làm nguội bằng sương mù có không khí để điều khiển các tốc độ làm nguội của chuyển hóa austenit để đạt được cấu trúc tế vi và các tính chất vật liệu mong muốn.

Mức thất tiết diện cán nóng lớn hơn khoảng 20% có thể gây ra sự kết tinh lại của austenit, nó làm giảm kích thước hạt và tỷ lượng theo thể tích của ferit hình kim. Tác giả đã nhận thấy rằng sự bổ sung các thành phần hợp kim làm gia tăng độ cứng của thép được nén tái kết tinh kích thước hạt austenit khi đúc thô, và đã dẫn đến độ cứng của thép sẽ được duy trì sau khi cán nóng, cho phép tạo ra vật liệu mỏng hơn có cấu trúc tế vi và các cơ tính mong muốn.

Các thành phần hợp kim hóa tế vi trong thép thường được sử dụng bao gồm các nguyên tố titan, niobi, và vanadi. Các thành phần này trước đây thường được bổ sung ở mức nhỏ hơn 0,1%, nhưng trong vài trường hợp có thể cao đến mức 0,2%. Các thành phần này có khả năng tạo ra sự ảnh hưởng lớn đến cấu trúc tế vi và các tính chất thép thông qua sự kết hợp của độ cứng, sự tinh luyện hạt và các hiệu ứng hóa bền hạt (trước đây là các chất tạo cacbon nitrit). Molypden bình thường không được coi là nguyên tố hợp kim hóa tế vi vì tính chất của nó là chất tạo cacbon nitrit tương đối yếu, nhưng có thể có tác dụng trong trường hợp này và có thể tạo ra các hạt cacbon nitrit phức hợp cùng với niobi và vanadi. Sự hình thành cacbon nitrit được bắt đầu trong dải được cán nóng với các thành phần này như được minh họa bên dưới.

Sản phẩm dải thép đúc mỏng độ bền cao kết hợp vài thuộc tính để đạt được sản phẩm dải đúc lá mỏng độ bền cao nhờ việc hợp kim hóa tế vi bằng các thành phần này. Chiều dày dải có thể dưới 3mm, dưới 2,5mm, hoặc dưới 2,0mm, và có thể nằm trong khoảng từ 0,5mm đến 2,0mm. dải đúc được chế tạo bằng cách cán nóng không cần cán nguội để làm giảm hơn nữa dải đến chiều dày mong muốn. Vì

thể, sản phẩm dải thép đúc mỏng độ bền cao bao phủ cả các khoảng chiều dày được cán nóng lá mỏng và các khoảng chiều dày được cán nguội mong muốn. Dải có thể được làm nguội với tốc độ là 10°C trên giây và hơn nữa, và vẫn tạo ra cấu trúc tế vi tức là thường phần lớn là bainit và ferit hình kim.

Các lợi ích đạt được thông qua quá trình chế tạo sản phẩm dải thép đúc mỏng độ bền cao như vậy trái với quá trình chế tạo các thép được hợp kim hóa tế vi được chế tạo ra theo giải pháp đã biết mà dẫn đến các chi phí hợp kim hóa tương đối cao, sự không hiệu quả khi hợp kim hóa tế vi, gây khó khăn trong việc cán nóng và cán nguội, và gây khó khăn trong việc ủ kết tinh lại vì các dây truyền ủ và mạ liên tục thông thường không có khả năng đáp ứng các nhiệt độ ủ cao. Tuy nhiên, khắc phục được độ dẻo tương đối thấp có ở dải được chế tạo bằng dây truyền sản xuất được cán nguội và được ủ hồi phục.

Trong thép được hợp kim hóa được chế tạo theo cách thông thường đã biết, các thành phần như là niobi và vanadi có thể không còn lại trong dung dịch rắn thông qua sự hóa rắn, cán nóng, cuộn và làm nguội. Niobi và vanadi được khuếch tán thông qua cấu trúc tế vi tạo thành các hạt cacbon nitrit ở các giai đoạn khác nhau của quá trình sản xuất cuộn nóng. Các hạt cacbon nitrit, trong bản mô tả này và yêu cầu bảo hộ kèm theo, bao gồm cacbit, nitrat hóa, cacbon nitrit, và các kết hợp của chúng. Sự hình thành và phát triển của các hạt cacbon và nito trong bản nóng và sau đó cuộn thép được hợp kim hóa tế vi được chế tạo theo cách thông thường trước đó được giảm hơn nữa kích thước hạt của austenit trong bản nóng, việc giảm độ cứng của thép. Trong các thép ưu tiên này, sự ảnh hưởng của các hạt trong bản nóng được khắc phục bằng cách gia tăng lượng các thành phần hợp kim tế vi, nung nóng lại các bản đúc đến nhiệt độ cao hơn, và làm giảm hàm lượng cacbon.

Trái với thép được chế tạo theo cách thông thường đã biết, sản phẩm dải thép đúc mỏng độ bền cao theo sáng chế được chế tạo bao gồm cacbon nhỏ hơn 0,25%, mangan nằm trong khoảng từ 0,20 đến 2,00%, silic nằm trong khoảng từ 0,05 đến 0,50%, nhôm nhỏ hơn 0,06%, và ít nhất một thành phần được lựa chọn

trong nhóm bao gồm titan nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20%, niobi nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20%, molybden nằm trong khoảng từ 0,05 đến 0,50%, và vanadi nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20% tính theo trọng lượng, và có cấu trúc tế vi bao gồm phần lớn bainit. Sản phẩm thép có thể còn bao gồm các hạt oxit nhỏ của silic và sắt được phân bố thông qua cấu trúc tế vi thép có kích thước hạt trung bình dưới 50nm. Sản phẩm thép có thể còn bao gồm sự phân bố đều hơn của các hợp kim tế vi thông qua cấu trúc tế vi so với sự phân bố các hợp kim hóa tế vi của sản phẩm được chế tạo trước đây bằng sản phẩm đúc bản thông thường.

Theo lựa chọn khác, sản phẩm dải thép đúc mỏng độ bền cao có thể bao gồm cacbon nhỏ hơn 0,25%, mangan nằm trong khoảng từ 0,20 đến 2,0%, silic nằm trong khoảng từ 0,05 đến 0,50%, nhôm nhỏ hơn 0,01%, và niobi nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20% tính theo trọng lượng, và có phần lớn cấu trúc tế vi bao gồm bainit và ferit hình kim và có nhiều hơn 70% niobi tan được.

Theo lựa chọn khác nữa, sản phẩm thép được cuộn có thể bao gồm cacbon nhỏ hơn 0,25%, mangan nằm trong khoảng từ 0,20 đến 2,0%, silic nằm trong khoảng từ 0,05 đến 0,50%, nhôm nhỏ hơn 0,01%, và ít nhất một thành phần được lựa chọn trong nhóm bao gồm niobi nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20% và vanadi nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20% tính theo trọng lượng, và kết hợp của chúng, và có nhiều hơn 70% niobi và vanadi tan được, khi được chọn, sau khi cuộn và làm nguội. Sản phẩm dải thép đúc mỏng độ bền cao được cuộn có thể có trên 70% niobi và vanadi tan được, khi được chọn, cụ thể là sau khi giảm chiều dày cán nóng và sau đó cuộn và trước khi biến cứng bằng cách hóa già. Cấu trúc tế vi có thể là hỗn hợp của bainit và ferit hình kim. Theo lựa chọn khác, cấu trúc tế vi của thép được cán và sau đó được làm nguội và được cuộn có thể bao gồm bainit và ferit hình kim có trên 80% niobi và/hoặc vanadi còn lại trong dung dịch rắn, và theo lựa chọn khác có thể có trên 90% còn lại trong dung dịch rắn.

Theo lựa chọn khác hoặc ngoài ra, sản phẩm thép có thể có độ giãn dài lớn hơn 6% hoặc lớn hơn 10%. Sản phẩm thép có thể có độ bền chảy ít nhất là 340MPa (khoảng 49ksi) hoặc độ bền kéo ít nhất là 410MPa, hoặc cả hai, thể hiện

tính dẻo thỏa mãn. Mỗi quan hệ giữa độ bền chảy và độ giãn dài tổng trong sản phẩm được cán nóng được thể hiện trên Fig.8.

Sau khi cán nóng dải thép được cán nóng có thể được cuộn ở nhiệt độ nằm trong khoảng từ 500 đến 700°C. Dải thép đúc mỏng có thể cũng được xử lý hơn nữa bằng việc biến cứng bằng cách hóa già dải thép để gia tăng độ bền kéo ở nhiệt độ ít nhất là 550°C. Việc biến cứng bằng cách hóa già có thể diễn ra ở nhiệt độ nằm trong khoảng từ 550°C và 800°C, hoặc nằm trong khoảng từ 625°C đến 750°C, hoặc nằm trong khoảng từ 675°C đến 750°C. Các lò thông thường của các dây truyền ủ hoặc mạ liên tục vì thế có khả năng đáp ứng các nhiệt độ biến cứng bằng cách hóa già biến cứng bằng cách hóa già cần để biến cứng bằng cách hóa già sản phẩm dải đúc được hợp kim hóa tế vi.

Chẳng hạn, hợp phần thép đã được tạo ra bằng cách tạo ra hợp phần thép có 0,026% niobi, 0,04% cacbon, 0,85% mangan, 0,25% silic tính theo trọng lượng. Sau đó, thép được đúc nhờ quy trình đúc dải mỏng. Dải này được đúc với chiều dày 1,7mm và được cán nóng liên tục thành dải có chiều dày nằm trong khoảng từ 1,5mm đến 1,1mm bằng cách sử dụng thiết bị đúc hai trục như được thể hiện trên các hình vẽ Fig.1 và Fig.2. Dải này được cuộn ở các nhiệt độ cuộn nằm trong khoảng từ 590 đến 620°C (1094 đến 1148°F).

Như được thể hiện trên Fig.3, các mức độ bền chảy và kéo đạt được ở dải đúc theo sáng chế so với các mức độ bền chảy và kéo đạt được theo hợp phần thép dải đúc không được hợp kim hóa tế vi, thép chính vượt phạm vi của các nhiệt độ cuộn. Có thể nhận thấy rằng dải thép niobi đạt được các độ bền chảy nằm trong khoảng từ 420 đến 440MPa (khoảng từ 61 đến 64ksi) và các độ bền kéo là khoảng 510MPa (khoảng 74ksi). Tỷ số độ bền kéo với độ bền chảy có thể ít nhất là 1,08 ở sản phẩm dải thép này. Theo lựa chọn khác, độ bền kéo với độ bền chảy có thể ít nhất là 1,10, và có thể lớn hơn 1,15. Sản phẩm dải đúc này so với các hợp phần thép chính C-Mn-Si được xử lý với cùng nhiệt độ cuộn như thép được hợp kim hóa tế vi, với thép niobi cho các mức độ bền cơ bản cao hơn. Dải thép chính được so sánh đã được cuộn ở các nhiệt độ rất thấp để đạt được các mức độ bền so sánh

được với sản phẩm thép niobi đúc. sản phẩm thép niobi đúc không cần được cuộn ở các nhiệt độ cuộn thấp để đạt được tiềm năng hóa bền bằng cán nóng. Hơn nữa, các mức độ bền kéo và chảy đối với thép niobi đúc không chịu ảnh hưởng đáng kể bởi mức độ cán nóng liên tục với mức thất tiết diện ít nhất là 19 đến 37% như được thể hiện trên Fig.7.

Độ cứng của các thép này được thể hiện trên Fig.9. Như được thể hiện trên Fig.9, mức niobi nhỏ đến mức 0,007% đã ảnh hưởng đến sự gia tăng độ bền của dải thép cuối, và các mức độ bền chảy là trên 380MPa đã đạt được với các mức niobi lớn hơn khoảng 0,01%. Lưu ý rằng các mức niobi dưới khoảng 0,005% có thể được xem xét riêng. Vì thế ngay cả khi bổ sung một lượng cực nhỏ các thành phần hợp kim hóa tế vi đều có thể ảnh hưởng đáng kể đến sự hóa bền.

Các độ bền cao đạt được bằng việc sử dụng chất pha hợp kim hóa tế vi niobi để gia tăng độ cứng của thép thông qua sự triệt tiêu sự hình thành ferrit cùng tinh. Fig.4B thể hiện rằng ferrit trước cùng tinh được tạo ra theo các vùng biên hạt austenit trước đó (ferrit tha hình) trong thép chính, nhưng không có trong thép niobi như được thực hiện trên Fig.4A. Các ảnh hưởng đến độ cứng của chất pha niobi hạn chế sự chuyển biến ferrit, vì thế cho phép bainit mạnh hơn và cấu trúc tế vi ferrit hình kim sẽ được tạo ra trong khi sử dụng các tốc độ làm nguội thông thường trong suốt quá trình làm nguội và các nhiệt độ cuộn cao hơn. Cấu trúc tế vi cuối của các thép niobi bao gồm hầu hết là phối hợp bainit và ferrit hình kim. Thép chính được thể hiện trên Fig.43 được làm nguội đến nhiệt độ cuộn tương đối thấp, dưới 500°C, điều kiện làm nguội đã biết để hạn chế sự hình thành ferrit ở các biên hạt austenit.

Sự ảnh hưởng của mức thất tiết diện cán nóng đến độ bền chảy giảm ở thép niobi. Trong các sản phẩm C-Mn trước đây, thường có sự giảm độ bền cùng với sự gia tăng mức thất tiết diện cán nóng. Trái lại, như được thể hiện trên Fig.7, sự ảnh hưởng của mức thất tiết diện cán nóng đến độ bền chảy được giảm đáng kể ở sản phẩm thép theo sáng chế. Trong thử nghiệm này, mười cuộn được duy trì không đổi, và thể hiện sự bao phủ khoảng giảm chiều dày cán nóng lên đến ít nhất là 40%

khoảng chiều dày dải từ 1,0mm đến 1,5mm. Khác với thép chính không được hợp kim hóa tế vi, các mức độ bền của các thép có trong sản phẩm dải thép được cán nóng tương đối không nhạy với mức độ giảm chiều dày cán nóng đối với các mức thất thoát diện cán nóng lên đến ít nhất 40%. Hơn nữa, các mức độ bền cao này đạt được bằng cách sử dụng các nhiệt độ cuộn thông thường trong khoảng từ 550 đến 650°C, như được thể hiện trên Fig.3.

Để khảo sát hơn nữa về sự ảnh hưởng này, kích thước hạt austenit được đo ở mỗi chiều dày của thép 0,026 Nb. Trong đó thép chính có xu hướng được kết tinh lại hoàn toàn khoảng trên 25% mức thất thoát diện cán nóng, thép 0,026 Nb chỉ thể hiện giới hạn kết tinh lại thậm chí ở 40% mức thất thoát diện. Điều này cho thấy rằng niobi trong dung dịch rắn làm giảm sự ảnh hưởng của mức thất thoát diện cán nóng đến các tính chất bền do hạn chế sự kết tinh lại tĩnh của austenit biến dạng sau khi cán nóng. Kết quả này được thể hiện trên Fig.10, trong đó có thể thấy rằng các hạt austenit đã được giãn dài bởi mức thất thoát diện cán nóng không có sự kết tinh lại thành các hạt mịn hơn. Các hạt mịn hơn làm gia tăng vùng biên hạt austenit, do đó làm giảm độ cứng của thép. Tuy nhiên, trong khi sự kết tinh lại đến kích thước hạt austenit mịn hơn được hạn chế, mức thất thoát diện cán nóng cao như vậy đã biết làm tăng nhiệt độ bắt đầu chuyển biến ferit. Ngoài ra, mức giảm chiều dày cán nóng có thể gây ra các vùng biến dạng cao cục bộ trong các hạt austenit, thường được gọi là các dải cắt, mà có thể có tác dụng như các vị trí tạo mầm nội phân tử cho sự tạo mầm ferit. Trong các thép theo sáng chế, sự ảnh hưởng của niobi đến độ cứng đủ để hạn chế sự hình thành ferit trong các hạt austenit biến dạng, đã dẫn đến các mức độ bền kém nhạy đáng kể đến mức độ cán nóng.

Sản phẩm thép dải đúc niobi mỏng đã khẳng định các mức độ bền kéo và chảy trên toàn khoảng cán nóng được áp dụng, và có thể cho độ bền chảy ít nhất là 410MPa với mức thất thoát diện nằm trong khoảng từ 20 đến 40%. Kích thước hạt austenit trước đây được xác định đối với mỗi chiều dày dải. Các phép đo kích thước hạt austenit cho thấy rằng chỉ sự kết tinh lại thực sự được giới hạn xuất hiện khi mức thất thoát diện cán nóng cao, trong khi ở dải thép chính được so sánh, cấu trúc tế vi hầu hết được kết tinh lại hoàn toàn ở các mức thất thoát diện cán nóng

khoảng trên 25%. Việc bổ sung niobi vào dải thép đúc được hạn chế sự kết tinh lại có kích thước hạt austenit cán nóng thô trong suốt quá trình cán nóng, và đã dẫn đến độ cứng của thép sẽ được duy trì sau khi cán nóng và duy trì niobi trong dung dịch.

Độ bền cao hơn của dải thép theo sáng chế sau khi cán nóng hầu hết là do cấu trúc tế vi được tạo ra. Như được thể hiện trên Fig.4A, cấu trúc tế vi của thép niobi đúc phần lớn đều có đối với tất cả chiều dày dải khi nếu gần như không có bainit. Trái lại, như được thể hiện trên Fig.4B, thép thép không được hợp kim hóa tế vi so sánh được đạt được độ bền tương đương nhờ việc cuộn ở nhiệt độ cuộn thấp và có cấu trúc tế vi bao gồm hầu hết ferit hình kim với một vài ferit giới hạn hạt. Việc bổ sung niobi vào dải thép được đã đem lại sự gia tăng độ cứng của thép và hạn chế được sự hình thành của ferit giới hạn hạt và thúc đẩy cấu trúc tế vi bainit, ngay cả ở các nhiệt độ cuộn cao hơn đáng kể.

Độ bền chảy và độ bền kéo thu được từ các thép thử nghiệm, được thể hiện trong bảng 2 bên dưới, ở điều kiện được cán nóng được thể hiện trên Fig.11. Mức độ bền gia tăng cùng với sự gia tăng hàm lượng niobi, cùng với độ bền chảy ít nhất là 340MPa, với các mức lên đến khoảng 500MPa ở điều kiện được cán nóng. Độ bền kéo có thể ít nhất là 410MPa. Sự gia tăng nhanh ở lúc đầu của độ bền được cho là do hạn chế sự hình thành ferit trước cùng và sự thúc đẩy bainit và ferit hình kim, trong khi đó, sự hóa bền sau đó có thể được cho là do sự làm mịn cấu trúc tế vi liên tục và có lẽ do dung dịch rắn biến cứng bằng cách hóa già từ niobi còn lại trong dung dịch rắn.

Ngoài ra, kiểm tra bằng kính hiển vi điện tử xuyên thấu (TEM) không cho thấy bất kỳ sự tiết pha niobi trong dải đúc được cán nóng. Điều này cho thấy rằng niobi đã được giữ lại trong dung dịch rắn và rằng sự hóa bền được tạo ra chủ yếu là do tác dụng độ cứng được tăng cường của niobi dẫn đến sự hình thành phần lớn cấu trúc tế vi và phần lớn giống cấu trúc tế vi bainit. Độ cứng của dải thép đúc cũng được cho là được tăng cường do sự duy trì hạt austenit thô được tạo ra trong suốt quá trình hình thành dải đúc. Sự chuyển biến sang bainit, khác với ferit, được

tin là nhân tố chính trong việc hạn chế sự tiết pha của chất pha hợp kim tế vi của niobi trong dải đúc mỏng trong suốt quá trình làm nguội cuộn từ nhiệt độ cuộn.

Việc kiểm tra bằng kính hiển vi điện tử xuyên thấu (TEM) có thể được sử dụng để xác định kích thước, tính đồng nhất và tỷ lệ theo thể tích của các hạt niobi cacbon nitrit có trong thép. Sự vắng mặt của các hạt niobi cacbon nitrit khi kiểm tra bằng TEM được hỗ trợ để kiểm tra độ bền liên quan phụ thuộc lớn vào cấu trúc tế vi là lượng bainit lớn hơn khác với ferit. Tiếp theo, sự gia tăng sự hóa bền tiếp theo nảy sinh từ việc xử lý nhiệt biến cứng bằng cách hóa già do đó dẫn đến kết luận rằng niobi về cơ bản trong dung dịch trong dải được cán nóng. Sau khi xác định tỷ lệ theo thể tích của các hạt cacbon nitrit trong cấu trúc tế vi bằng cách sử dụng TEM phân tích, lượng thành phần hợp kim hóa tế vi trong dung dịch rắn có thể được kết luận.

Các lá mỏng hoặc mẫu tái tạo bằng cacbon có thể được đánh giá bằng TEM khi xác định lượng các hạt cacbon nitrit. Trong phân tích của tác giả, kính hiển vi điện tử xuyên thấu JEOL 2010 đã được sử dụng. Tuy nhiên, từ kinh nghiệm của tác giả với thiết bị này, các hạt Nb dưới 4nm có thể không phân ly được ở ferit được biến vị quá nhiều.

Để phân tích lá mỏng, lá được chuẩn bị. Lá này được cắt và được mài đến chiều dày 0,1mm. Sau đó mẫu này được làm mỏng để xuyên thấu điện tử nhờ việc đánh bóng điện tử bằng cách sử dụng chất điện phân 5% axit percloric, 95% axit axetic trong thiết bị đánh bóng điện tử Tenupole-2. Sau đó mẫu này có thể được dùng trực tiếp cho TEM.

Đối với sự tái tạo bằng cacbon, mẫu mong muốn có thể được chuẩn bị bằng cách khắc mòn mẫu được đánh bóng trong Nital (dung dịch rượu và axit nitric) sau khi khắc mòn, phủ các mẫu bằng cacbon, và sau đó khía lớp phủ cacbon theo các kích thước thích hợp (chẳng hạn 2mm^2) để phân tích bằng TEM. Sau khi khía, mẫu tái tạo bằng cacbon có thể được giải phóng khỏi mẫu bằng cách hòa tan mạng ferit trong Nital 3%. Các mẫu tái tạo cacbon được gom lại trên các lưới đỡ đường kính

3mm, sau đó chúng được rửa lặp lại trong các dung dịch rượu biến chất/nước. Mẫu trích cacbon bằng lưới đỡ sau đó có thể được sử dụng cho TEM.

Hệ số bổ sung được dùng để tính toán sự vắng mặt của các hạt niobi cacbon nitrit trong dải đúc được cán nóng liên quan đến bản chất của sự phân tán niobi với sự hóa rắn nhanh của dải trong suốt quá trình tạo thành dải bằng phương pháp tạo dải đúc liên tục đã mô tả. Trong dải độ bền cao được hợp kim hóa tế vi được chế tạo trước đây, các khoảng thời gian dài cũng được tính đến khi hóa rắn bằng cách làm nguội tấm mỏng, việc xử lý cơ nhiệt và gia nhiệt lại tấm mỏng mà cho phép sự tạo đám và/hoặc sự tiết pha trạng thái rắn từ các hạt cacbon nitrit như là (Nb, V, Ti, Mo) (CN), mà cho phép các tính chất động học cho sự tiết pha sau đó thông qua các bước của quy trình sản xuất. Trong sáng chế được mô tả, trong đó dải đúc được tạo ra liên tục từ vũng đúc giữa các trục đúc, sự hóa rắn ban đầu cực nhanh khi tạo ra dải đúc (trong khoảng $160\mu\text{s}$) được cho là cản trở sự tạo đám và/hoặc sự tiết pha trạng thái rắn từ các hạt cacbon nitrit, và sau đó, chậm và giảm các động năng cho sự tiết pha của các hợp kim hóa tế vi trong quá trình xử lý tiếp theo bao gồm các hoạt động cán và cuộn. Điều này có nghĩa là các hợp kim hóa tế vi của Nb, V, Ti, và Mo được phân bố đồng đều hơn trong các pha austenit và ferit, so với trong dải thép mỏng trước đây được chế tạo bằng cách xử lý và đúc mẫu mỏng thông thường.

Việc phân tích dải đúc niobi bằng đầu dò nguyên tử được thực hiện bằng cách tạo ra từ vũng đúc giữa các trục đúc như được mô tả ở trên được thay đổi sự phân bố đồng đều hơn nữa của các hợp kim tế vi (việc chỉ ra sự tạo đám và/hoặc sự tiết pha trạng thái rắn giảm) ở cả dải được cán nóng và được đúc khi được cuộn ở khoảng 650°C hoặc nhỏ hơn. Sự phân bố đồng đều hơn này của các thành phần được cho là sẽ ngăn chặn sự hình thành các cacbon nitrit ở hoạt động cuộn trong các điều kiện trong đó sự tiết pha đồng nhất mịn của các thành phần như vậy được xảy ra trong thép đúc tấm mỏng được hợp kim hóa tế vi được chế tạo và được xử lý theo cách thông thường đã biết. Sự giảm hoặc không có tạo đám và/hoặc sự hình thành trạng thái rắn của các vùng biên trong dải đúc được hợp kim hóa tế vi được chế tạo bằng cách đúc hai trục cũng làm nhỏ động học hình thành các vùng biên

trong suốt quá trình xử lý cơ và nhiệt sau đó như là ủ. Điều này sau đó cho phép khả năng biến cứng bằng cách hóa già ở các nhiệt độ cao hơn nhiệt độ trong đó các hạt trong dải được xử lý theo cách thông thường đã biết mất khả năng hóa bền của chúng thông qua các cơ chế tăng trưởng (sự làm đặc Ostwald).

Với việc xử lý nhiệt biến cứng bằng cách hóa già, độ bền kéo lớn hơn đã đạt được. Chẳng hạn, với chất pha 0,026% niobi, thấy rằng, sự gia tăng ít nhất là 35MPa (khoảng 5ksi) làm tăng độ bền chảy trong khoảng từ 410 đến 450MPa (khoảng từ 60 đến 65ksi). Với chất pha 0,05% niobi, thì sự biến cứng bằng cách hóa già với sự gia tăng ít nhất là 10ksi được mong đợi, và với chất pha 0,1% niobi, thì sự biến cứng bằng cách hóa già với sự gia tăng ít nhất là 20ksi được mong đợi. Cấu trúc tế vi của sản phẩm thép được biến cứng bằng cách hóa già theo sáng chế có thể có các hạt niobi cacbon nitrit có kích thước hạt trung bình là 10nm và nhỏ hơn. Cấu trúc tế vi của sản phẩm thép được biến cứng bằng cách hóa già có thể có về cơ bản là không có các hạt niobi cacbon nitrit lớn hơn 50nm.

Các xử lý nhiệt bằng hóa già trong điều kiện tiêu chuẩn được tiến hành trên mẫu các thép 0,026% niobi ở các nhiệt độ và thời gian khác nhau để đem lại tác dụng của niobi, niobi được cho là được giữ lại trong dung dịch rắn trong dải được cán nóng. Như được thể hiện trên Fig.5, các xử lý nhiệt bằng hóa già đem lại sự gia tăng đáng kể độ bền, với các độ bền chảy khoảng 480MPa (khoảng 70ksi). Điều này khẳng định rằng niobi đã được giữ lại trong dung dịch rắn và sẵn dùng cho sự biến cứng bằng cách hóa già sau đó, chẳng hạn, thông qua việc sử dụng lò ủ trong các dây truyền mạ liên tục hoặc bằng cách sử dụng dây truyền ủ liên tục. Do đó, việc biến cứng bằng cách hóa già thời gian ngắn được thực hiện để mô hình hóa tiềm năng hóa già từ việc xử lý sản phẩm thép đúc được hợp kim hóa tế vi Nb thông qua lò ủ được lắp vào dây truyền mạ liên tục hoặc dây truyền ủ liên tục thông thường. Trong trường hợp sau, Sản phẩm dải thép độ bền cao được biến cứng bằng cách hóa già có thể được mạ sau đó, được sử dụng có phủ hoặc không cần phủ sơn.

Kết quả là, như được thể hiện trên Fig.6, rõ ràng rằng đối với nhiệt độ xử lý đỉnh là 700°C (1292°F), đã thu được sự hóa bền đủ, với các mức độ bền gần như đã đạt được trong khoảng thời gian dài ở các nhiệt độ thấp. Các tính chất kéo của sản phẩm thép đúc mỏng niobi sau khi xử lý hóa già trong một thời gian ngắn bằng cách sử dụng nhiệt độ đỉnh là 700°C (1292°F) được đưa ra trong Bảng 1. Ngoài độ bền cao của sản phẩm dải đúc, độ dẻo và tính tạo hình đều thỏa mãn các sản phẩm kết cấu. Sản phẩm dải đúc được chế tạo là sản phẩm dải mỏng độ bền cao dùng cho các ứng dụng kết cấu thông qua việc sử dụng sự hợp kim hóa tế vi niobi. Có thể thu được các mức hợp kim hóa tế vi cao hơn ngay cả khi các độ bền chảy cao hơn, tiềm năng lớn khi vượt 550MPa (khoảng 80ksi)

Bảng 1

Chiều dày dải, mm	Độ bền chảy, MPa	Độ bền kéo, MPa	Độ giãn dài tổng, %	YS/TS	Giá trị 'n'	Giá trị 'r'
1,1	477	563	18	0,85	0,12	0,90

Gần đây, ngoài việc chế tạo thép 0,026% niobi tính theo trọng lượng, các thép có các chất pha niobi nằm trong khoảng từ 0,014 đến 0,065% tính theo trọng lượng đã được chế tạo thành công bằng quy trình theo sáng chế. Các hợp phần được thể hiện bên dưới trong Bảng 2.

Bảng 2

Thép	C (% theo trọng lượng)	Mn (% theo trọng lượng)	Si (% theo trọng lượng)	Nb (% theo trọng lượng)	V (% theo trọng lượng)	N (% theo trọng lượng)
A	0,032	0,72	0,18	0,014	<0,003	78
B	0,029	0,73	0,18	0,024	<0,003	63
C	0,038	0,87	0,24	0,026	<0,003	76
D	0,032	0,85	0,21	0,041	<0,003	65

E	0,031	0,74	0,16	0,059	<0,003	85
F	0,030	0,86	0,26	0,065	<0,003	72
G	0,028	0,82	0,19	0,084	<0,003	85
H	0,025	0,92	0,22	<0,003	0,043	75
I	0,032	0,92	0,22	0,038	0,042	60

Mẫu thép chính so sánh	0,035	0,085	0,027	<0,003	<0,003	60
Thép chính thông thường	0,02-0,05	0,7-0,9	0,15-0,3	<0,003	<0,003	35-90

Các hợp phần nóng chảy của các thép A đến thép I có hàm lượng oxy tự do nằm trong khoảng từ 41 đến 54ppm và nằm trong các khoảng từ 20 đến 70ppm hoặc trong các khoảng từ 30 đến 55ppm. Oxy tổng lớn hơn 70ppm và thường dưới 150ppm.

Các độ bền chảy đạt được đối với C và thép F như được thể hiện trên Fig.13, và các kết quả độ bền chảy đối với thép A 0,014% Nb nung nóng được chế tạo với hàm lượng Mn nhỏ, được thể hiện trên Fig.14. Các chất pha niobi làm độ bền chảy được gia tăng ở tất cả các nhiệt độ cuộn liên quan đến hợp phần thép chính. Độ bền chảy được gia tăng nằm trong khoảng từ 70 đến 100MPa (10 đến 15ksi) đối với các chất pha 0,014% Nb và 0,026 Nb, và nằm trong khoảng từ 140 đến 175MPa (từ 20 đến 25ksi) đối với chất pha 0,065 Nb. Như được thể hiện trên Fig.13, có thể thấy rằng thép 0,026% Nb đạt được các độ bền chảy cao hơn so với thép chính 0,8 Mn đối với các nhiệt độ cuộn tương đương, và các độ bền chảy so sánh được khi thép chính 0,8 Mn được cuộn ở các nhiệt độ thấp. Theo lựa chọn khác, các độ bền đạt được ở thép chính 0,8 Mn ở các nhiệt độ cuộn thấp (khoảng 500°C) có thể đạt được các nhiệt độ cuộn cao hơn (khoảng 600°C) với chất pha Nb này.

Ngoài ra, khác với thép được hợp kim hóa tế vi được chế tạo theo cách thông thường, tác giả nhận thấy rằng chất pha hợp kim hóa tế vi hạn chế sự hình

thành các hạt cacbon nitrit trong thép được cán nóng và sau đó được cuộn và được làm nguội. Thay vì, cấu trúc tế vi của thép được cán nóng và sau đó được cuộn và được làm nguội bao gồm bainit và ferit hình kim với trên 70% niobi và/hoặc vanadi còn lại trong dung dịch rắn. Theo lựa chọn khác, cấu trúc tế vi của thép được cán nóng và sau đó được cuộn và được làm nguội có thể bao gồm bainit và ferit hình kim với trên 80% niobi và/hoặc vanadi còn lại trong dung dịch rắn, và theo lựa chọn khác có thể có trên 90% còn lại trong dung dịch rắn.

Vì thế, có thể thấy rằng dải đúc niobi thu được sản phẩm thép lá mỏng độ bền cao. Trước tiên là, chất pha niobi có khả năng hạn chế sự kết tinh lại austenit trong suốt quá trình cán nóng, nó làm tăng cường độ cứng của thép nhờ việc duy trì kích thước austenit đúc tương đối thô. Niobi được giữ lại trong dung dịch rắn ở austenit sau khi cán nóng, gia tăng một cách trực tiếp độ cứng của thép, nó giúp cho việc chuyển biến austenit vào cấu trúc tế vi cuối cùng gồm có phần lớn bainite, thậm chí ở các nhiệt độ cuộn tương đối cao. Sự hình thành cấu trúc tế vi bainit thúc đẩy sự giữ lại chất pha niobi trong dung dịch rắn trong dải được cán nóng.

Sự cải thiện hơn nữa các tính chất này có thể thu được nhờ việc biến cứng bằng cách hóa già các thép theo sáng chế. Trong các thép được hợp kim hóa tế vi và không được hợp kim hóa tế vi trước đây, sự gia tăng độ bền có thể thu được nhờ việc biến cứng bằng cách hóa già, nhưng các thép như vậy trước đây, xuất hiện sự giảm độ giãn dài với sự tăng độ bền. Tác giả đã nhận thấy rằng cả sự gia tăng về độ giãn dài và sự gia tăng ở độ bền có thể thu được nhờ việc biến cứng bằng cách hóa già các thép theo sáng chế.

Tác giả xác định được rằng sự giữ lại các thành phần hợp kim hóa tế vi như là niobi và vanadi trong dung dịch rắn bằng các điều kiện xử lý trước đây đã đem lại độ cứng đáng kể cho công đoạn biến cứng bằng cách hóa già sau đó. Công đoạn biến cứng bằng cách hóa già như vậy có thể được thực hiện bằng cách sử dụng dây truyền mạ liên tục hoặc phương tiện ủ liên tục thích hợp. Vì thế dải thép được hợp kim hóa tế vi được chế tạo bằng cách áp dụng quy trình đúc dải mỏng, kết hợp với sự xử lý nhiệt biến cứng bằng cách hóa già được thực hiện bằng dây truyền mạ

hoặc ủ thích hợp, là phương pháp sản xuất duy nhất tạo ra sự hóa bền duy nhất cho sản phẩm thép loại này.

Ví dụ, trong dây truyền mạ nhúng nóng liên tục thông thường, các cuộn được hàn chồng ở đầu vào để đảm bảo sự hoạt động liên tục. Sau đó, thép được chuyển sang khâu làm sạch, như là chất làm sạch tính kiềm. Khâu tiền gia nhiệt ban đầu của lò có thể dài 20 mét, đạt đến nhiệt độ thép nằm trong khoảng từ 400 đến 600°C, hoặc các nhiệt độ cao hơn như mong muốn. Khâu này có thể được gia nhiệt bằng các đầu đốt hở trong môi trường khí quyển. Sau đó, khâu ống phát xạ kín có thể dài 10 mét với sự gia nhiệt thép trong môi trường hydro-nitơ để nhiệt độ nằm trong khoảng từ 600 đến 800°C, như được mô tả bên dưới. Dải này sau đó được làm nguội bằng dòng phun đến nhiệt độ ngâm trong nôi (từ 450 đến 480°C). Dải này sau đó được đi qua tháp làm nguội, và có thể đi qua máy là kéo và/hoặc đường bảo vệ liên tục, và sau đó được cuộn ở đầu ra của dây truyền ở nhiệt độ cuộn mong muốn. Quá trình xử lý mạ và biến cứng bằng cách hóa già có thể sử dụng các tốc độ dây truyền thông thường như là khoảng từ 60 đến 100 mét/phút, và các điều kiện xử lý thích hợp đối với chiều dày dải và trọng lượng lớp phủ. Việc mạ nhúng nóng có thể là lớp phủ kẽm hoặc lớp phủ hợp kim kẽm như là lớp phủ kẽm-nhôm.

Các xử lý hóa già đẳng nhiệt vật liệu dải đúc 0,026% Nb được cán nóng được thực hiện nằm trong khoảng từ 20 phút ở 600°C và 650°C (1110°F và 1200°F), đem lại sự hình thành các cacbon nitrit niobi, hoặc Nb (C, N), như được khẳng định bởi thử nghiệm bằng TEM. Điều này dẫn đến sự gia tăng độ bền chảy của vật liệu, như được thể hiện trên Fig.15. Ngoài ra, như được thể hiện trên các hình vẽ Fig.6 và Fig.15, chu kỳ nhiệt của dải thông qua khâu ủ của dây truyền mạ làm gia tăng đáng kể độ bền, và đạt được sự già hóa đẳng nhiệt ở các nhiệt độ thấp.

Sự gia tăng độ cứng được đạt được nhờ chất pha hợp kim hóa tế vi thông qua sự hạn chế sự chuyển biến ferit làm giảm đáng kể nhiệt độ phân ly austenit vào trong khoảng nhiệt độ bainite/ferit hình kim. Nhiệt độ bắt đầu chuyển biến thấp hơn này tạo ra tiềm năng giữ lại phần lớn chất pha hợp kim hóa tế vi trong dung

dịch rắn bằng việc sử dụng các tốc độ bàn đẩy thông thường và các nhiệt độ cuộn thích hợp.

Các thành phần hợp kim hóa tế vi, như là niobi và vanadi, trong dung dịch rắn là sẵn có cho sự biến cứng bằng cách hóa già trong suốt quá trình xử lý nhiệt sau đó để gia tăng độ bền. Các nghiên cứu biến cứng bằng cách hóa già trong điều kiện tiêu chuẩn đã thiết lập rằng sự hóa bền cơ bản có thể đạt được ngay cả với các chu kỳ xử lý nhiệt tương đối nhỏ, như sẵn có với các dây truyền mạ và ủ liên tục. Các kết quả từ các chu kỳ ủ liên tục được mô hình hóa trong điều kiện tiêu chuẩn được áp dụng cho thép thử nghiệm C (0,026% Nb), thép F (0,065% Nb), và thép G (0,084% Nb) được thể hiện trên các hình vẽ từ Fig.16 đến Fig.19.

Các kết quả từ các thử nghiệm nhà máy thực tế với các thép B và F, bằng cách sử dụng các điều kiện xử lý nhiệt được thiết lập từ nghiên cứu trong điều kiện tiêu chuẩn được đưa ra trên Fig.21 và Fig.22, một cách tương ứng. Sự gia tăng độ bền cơ bản đạt được với các thép B và F. Các mức độ bền chảy vượt quá 450MPa được ghi nhận với thép 0,024% Nb (thép B) và các độ bền chảy trên 550MPa với thép 0,065% Nb (thép F). Sự gia tăng độ bền từ sự biến cứng bằng cách hóa già theo thứ tự là 70MPa (10ksi) đối với thép 0,024% Nb (thép B) và lên đến khoảng 100MPa (15ksi) đối với thép 0,065% Nb (thép F). Người ta mong muốn rằng thép 0,065% Nb có thể đạt được các độ bền chảy trên 600MPa ở điều kiện biến cứng bằng cách hóa già.

Bảng 3

Thép F	Độ dày mm	Độ bền chảy MPa	Độ bền kéo MPa	Độ giãn dài %
Dải thép nóng	0,996	512	599	11,47
Dải thép được mạ	0,991	581	645	14,16

Mẫu thép F được biến cứng bằng hoá già bằng cách sử dụng các điều kiện biến cứng bằng hoá già có ở dây truyền mạ. Như được thể hiện ở bảng 3, thép

được biến cứng bằng hoá già có độ bền gần bằng 70MPa, độ giãn dài được gia tăng từ 11,4 đến 14,16%. Mỗi quan hệ giữa độ bền chảy và độ giãn dài của thép niobi được bộc lộ trong sáng chế này trong điều kiện được cán nóng, được biến cứng bằng hoá già và được mạ (hướng thử nghiệm theo chiều dài) được thể hiện trên Fig.20.

Như được thể hiện trên Fig.17, tác giả nhận thấy rằng chu kỳ giữ nhiệt trong 10 giây có thể được sử dụng trong khoảng nhiệt độ từ 670⁰C đến 725⁰C để ngăn chặn sự hoá già quá mức. Tuy nhiên, khoảng nhiệt độ là một hàm của thời gian giữ nhiệt. Tăng thời gian giữ nhiệt đến 20 giây làm thu hẹp một chút khoảng nhiệt độ, trong khi thời gian giữ nhiệt bằng không thì khoảng nhiệt độ được mở rộng một chút, như được thể hiện trên Fig.18. Khoảng nhiệt độ biến cứng bằng hoá già có thể trong khoảng 650 đến 800⁰C phụ thuộc vào tổng thời gian của chu kỳ xử lý nhiệt, ví dụ tốc độ nâng nhiệt, thời gian giữ nhiệt, và tốc độ làm nguội.

Trong trường hợp thời gian xử lý nhiệt dài hơn, các nhiệt độ nhỏ hơn nằm trong khoảng từ 500⁰C đến 650⁰C có thể được sử dụng. Từ Fig.6 có thể thấy rằng xử lý nhiệt trong 20 phút ở 600⁰C tạo ra mức độ bền tương tự như xử lý trong 10 giây trong chu kỳ ủ liên tục ở 700⁰C. Fig.23 thể hiện kết quả xử lý nhiệt trong phòng thí nghiệm được tiến hành trong 20 phút và trong 120 phút. Các kết quả này cho thấy rằng biến cứng đáng kể có thể đạt được khi xử lý nhiệt trong 120 phút ở 550⁰C, nhưng hoá già trong 120 phút ở nhiệt độ cao hơn 650⁰C làm giảm độ cứng của thép. Thời gian xử lý nhiệt dài hơn có thể được sử dụng với quy trình ủ toàn bộ cuộn, chẳng hạn như ủ theo mẻ ở khoảng nhiệt độ 500 đến 650⁰C, hoặc các kỹ thuật làm nguội cuộn theo điểm được sử dụng cho cuộn thép cán nóng, được thiết kế để tiết pha niobi được giữ lại trong dung dịch rắn, thông qua kiểm soát việc làm nguội trong khoảng nhiệt độ từ 500 đến 600⁰C.

Kính hiển vi điện tử xuyên qua (TEM) được sử dụng cho các mẫu thép C và F, các mẫu thép này đã được nhiệt luyện trong 60 phút ở 650⁰C. Các hạt nhỏ mịn có kích thước trong khoảng 4 đến 15nm được tìm thấy. Các hạt nhỏ mịn này có

chứa niobi cacbon nitrit, điều này cho thấy rằng sự hoá bền có thể là do sự biến cứng bằng hoá già bởi các hạt niobi cacbon nitrit nhỏ mịn.

Cấu trúc tế vi của sản phẩm thép được hợp kim hoá vi lượng và được biến cứng bằng hoá già có thể chứa các hạt niobi cacbon nitrit, với kích thước hạt trung bình là 10nm hoặc nhỏ hơn. Cấu trúc tế vi của sản phẩm thép được biến cứng bằng hoá già này bao gồm phần lớn các hạt niobi cacbon nitrit có kích thước không lớn hơn 50nm. Các mẫu thép niobi theo sáng chế trong điều kiện được cán nóng được kiểm tra bằng kính hiển vi điện tử xuyên qua (TEM), và trong cấu trúc tế vi này không tìm thấy các hạt niobi cacbon nitrit ở mức có thể đo đạc được trước khi thép được biến cứng bằng hoá già.

Chúng tôi tin rằng sự nâng cao mối quan hệ giữa độ bền/độ giãn dài trong thép được biến cứng bằng hoá già theo sáng chế có thể là do các thành phần trong cấu trúc tế vi của thép này chứa phần lớn các hạt có kích thước không lớn hơn 5nm, hoặc “các vùng không có các phần tử tiết pha” và các đám-nano. Sự phát triển của các vùng không có các phần tử tiết pha trong vùng lân cận của biên giới hạt có thể ảnh hưởng đến mối quan hệ giữa độ bền, độ bền kéo và độ giãn dài do làm giảm độ cứng ở các vùng lân cận vùng biên giới hạt. Sự giảm tập trung ứng suất trong vùng không có các phần tử tiết pha đã được biết đến là làm tăng độ bền và độ dẫn dài. Các tác dụng có lợi của vùng không có các phần tử tiết pha có thể có trong các trường hợp mà vùng không có các phần tử tiết pha hẹp và kích thước của các phần tử tiết pha vùng biên là nhỏ.

Sản phẩm thép theo sáng chế có sự phân bố đều hơn các nguyên tố được giữ lại trong dung dịch rắn trong quá trình đông đặc nhanh của thép. Trái với các loại thép vanadi và niobi được sản xuất bằng các phương pháp thông thường trước đây, cấu trúc tế vi của thép được cán nóng sau đó được cuộn và làm nguội theo sáng chế bao gồm bainit và ferit hình kim với sự bổ sung hơn 70% niobi và/hoặc vanadi còn lại trong dung dịch rắn và về cơ bản không có các hạt niobi cacbit nitrit có kích thước lớn hơn 50 nano met. Theo một phương án của sáng chế, cấu trúc tế vi của thép được cán nóng sau đó được cuộn và làm nguội này có thể bao gồm bainit và

ferit hình kim với sự bổ sung hơn 80% niobi và/hoặc vanadi còn lại trong dung dịch rắn, và theo một phương án khác có thể có hơn 90% còn lại trong dung dịch rắn.

Các nguyên tố được giữ lại trong dung dịch rắn trong cuộn thép cán nóng và không tích tụ nếu nhiệt độ cuộn dưới khoảng 650°C . Sự hình thành được làm chậm lại một cách hiệu quả bởi vì sự liên kết trước của các nguyên tử (chẳng hạn dưới dạng các hạt) thường xảy ra trong khi đúc phôi tấm dẹt và nung nóng lại dải thép thông thường để cán nóng được ngăn chặn bởi quy trình theo sáng chế. Sự gia tăng độ bền đã được quan sát thấy ở cuộn thép cán nóng này có thể được cho là có đóng góp lớn cho sự biến cứng và tác dụng biến cứng dung dịch rắn.

Sự tạo thành của các hạt cacbon nitrit có thể được kích hoạt trong khi xử lý nhiệt. Ngoài ra, trong ki biến cứng bằng hoá già, các đám tích tụ trước và các hạt nhỏ hơn bền đối với một khoảng thời gian và nhiệt độ được mở rộng bởi vì một lượng đáng kể niobi và/hoặc vanadi có trong dung dịch rắn trước khi biến cứng bằng hoá già. Vùng không có các phần tử tiết pha tạo ra gần vùng biên giới hạt như là một hiện tượng tiết pha thông thường được thu hẹp và chứa các đám-nano phân tán đồng đều hơn và chứa các phần tử tiết pha nhỏ mịn hơn đối với các loại thép được sản xuất theo cách thông thường. Vì thế sự thay đổi độ cứng trong vùng không có các phần tử tiết pha ở bên trong hạt tương đối nhỏ đối với thép theo sáng chế. Chúng tôi tin rằng vùng không có các phần tử tiết pha hẹp hơn và sự thay đổi độ cứng nhỏ dọc theo vùng không có các phần tử tiết pha làm giảm sự tập trung ứng suất trong vùng không có các phần tử tiết pha làm giảm nứt tế vi do biến dạng trong vùng không có các phần tử tiết pha. Chúng tôi tin rằng hoá bền đám có thể được đặc trưng bởi sự tăng bền mà không làm giảm tính dẻo bởi vì các bó lệch không xuất hiện ở các đám. Sự kết hợp của vùng không có các phần tử tiết pha hẹp và cơ chế hoá bền đám được tin là dẫn đến các vùng không có các phần tử tiết pha của thép theo sáng chế. Điều này dẫn đến kết quả là độ giãn dài được gia tăng bởi vì các vết nứt khó xuất hiện và ít bị ép đến vùng không có các phần tử tiết pha. Hơn nữa, các đám-nano có thể cùng tồn tại với các hạt riêng biệt ở vùng bên trong hạt trong một số công đoạn ủ kết hợp thời gian/nhiệt độ.

Lò ủ có thể được sử dụng để thực hiện biến cứng bằng hoá già, hiện nay lò ủ này không phải là một phương pháp hoá bền dùng để xử lý các sản phẩm như vậy. điều kiện ủ có thể là một chu kỳ ủ liên tục với nhiệt độ đỉnh ít nhất là 650°C và nhỏ hơn 800°C tốt hơn là trong khoảng 650 đến 750°C. Theo một phương án của sáng chế, hoá bền có thể đạt được trong môi trường chế tạo sử dụng chu kỳ biến cứng bằng hoá già rất ngắn sẵn có ở các lò ủ thông thường kết hợp với các dây truyền mạ liên tục. Mức độ độ bền cuối cùng của sản phẩm thép theo sáng chế được ghi ở các thử nghiệm trên quy mô toàn nhà máy là tương tự như của sản phẩm thép tương ứng được nhiệt luyện trong phòng thí nghiệm.

Các kết quả tương tự được quan sát thấy đối với niobi với hàm lượng khoảng 0,01 đến 0,20%, cũng như đối với titan với hàm lượng khoảng 0,01 đến 0,20%, molipđen trong khoảng 0,05 đến 0,50% và vanadi trong khoảng 0,01 đến 0,20%. Ví dụ, vanadi có thể thể trong khoảng 0,01 đến 0,09%. Theo một phương án của sáng chế, sự kết hợp của niobi và vanadi có thể được sử dụng, chẳng hạn như niobi trong khoảng 0,01 đến 0,09% và vanadi trong khoảng 0,01 đến 0,09%.

Thành phần của sản phẩm thép theo sáng chế sử dụng vanadi được thể hiện là sản phẩm thép H và I trong bảng 2. Thép D, H và I chứa lượng tự vanadi và/hoặc niobi là khoảng 0,04%, để đánh giá vanadi một cách riêng biệt và trong hệ thống hợp kim tế vi kép. Một lần nữa, thép nóng chảy để đúc có hàm lượng oxy tự do nằm trong khoảng từ 20 đến 70ppm và hàm lượng oxy tự do có thể trong khoảng 30 đến 50ppm. Một lần nữa, hàm lượng oxy tổng nằm trong khoảng 70 đến 150ppm.

Độ bền chảy của thép H được thể hiện trên Fig.25 và Fig.26. Các kết quả về độ bền chảy này của thép có 0,04% vanadi (thép H) được so sánh với thép cacbon thấp thông thường như là một hàm của mức độ giảm tiết diện khi cán nóng được thể hiện trên Fig.25 và Fig.26. Trong khi các kết quả về độ bền chảy là trong phạm vi của thép cacbon-mangan thông thường, thì thép có sự bổ sung vanadi bền hơn ở điều kiện cán nóng so với thép nền. Như được thể hiện trên Fig.26, mức độ giảm

tiết diện khi cán nóng của thép được hợp kim vi lượng bằng vanadi ít tác động đến độ bền hơn so với thép nền cacbon thông thường.

Độ bền chảy của thép H ở trạng thái được cán nóng và được mạ được thể hiện ở Fig.25 và Fig.26. Thép vanadi đạt được mức độ độ bền cao hơn so với thép nền cacbon thông thường mặc dù nó được sản xuất với nhiệt độ cuộn cao hơn. Trong các ví dụ được thể hiện ở Fig.25 và Fig.26, nhiệt độ cuộn của thép H là 570°C , và nhiệt độ cuộn của thép nền là nhỏ hơn 500°C .

Cấu trúc tế vi của thép có 0,04% vanadi (thép H), được cuộn ở nhiệt độ 570°C , được thể hiện trên Fig.27A. Cấu trúc tế vi của thép có 0,04% vanadi chứa phần lớn ferit ở vùng biên hạt và ferit hình kim, tương tự như cấu trúc tế vi của thép nền cacbon thông thường được sản xuất với nhiệt độ cuộn tương tự (xem Fig.4B, cuộn ở nhiệt độ nhỏ hơn 500°C). So với cấu trúc tế vi của thép chứa 0,024% niobi, cũng được cuộn ở nhiệt độ khoảng 570°C được thể hiện ở Fig.27B. Sự bổ sung vanadi làm tăng độ cứng của thép nhưng không tăng mạnh bằng sự bổ sung niobi mà không bổ sung vanadi. Như được thể hiện trên Fig.27B, sự tạo thành của ferit ở vùng biên hạt được hạn chế hoàn toàn bởi sự bổ sung 0,024% niobi, dẫn đến kết quả là cấu trúc tế vi cuối cùng chứa bainit và ferit hình kim. Thép có 0,04% vanadi (thép H) được thể hiện trên Fig.27A chứa các hạt ferit hình đa giác phía trước đường biên giới của các hạt austenit. Độ bền chảy của thép H được so sánh với thép chứa 0,04% niobi trên Fig.28. Như được thể hiện trên Fig.28, thép chứa 0,04% niobi đạt được mức độ độ bền cao hơn so với thép chứa 0,04% vanadi. Tác động của nhiệt độ cuộn và mức độ giảm tiết diện khi cán nóng thép chứa 0,04% vanadi được thể hiện trên Fig.29.

Theo một phương án của sáng chế, thép I chứa 0,04% niobi và 0,04% vanadi. Độ bền chảy của thép I được so sánh với thép chứa 0,04% vanadi (thép H) và thép chứa 0,04% niobi (thép D). Mức độ độ bền được ghi nhận đối với thép chứa 0,04% niobi và thép chứa 0,04%Nb+0,04%V là rất tương tự nhau trong điều kiện cán nóng.

Hàm lượng nitơ trong thép nóng chảy chứa vanadi có thể được kiểm soát để tạo ra thép chứa ít nitơ hơn so với các loại thép vanadi trước đây. Trước đây, tỷ lệ vanadi/nitơ là nhỏ hơn 4:1 để tạo ra nitơ dư so với hệ số tỷ lệ của sự kết hợp giữa vanadi và nitơ. Đối với thép vanadi theo sáng chế, tỷ lệ vanadi/nitơ có thể cao hơn 4:1 theo trọng lượng. Theo một phương án của sáng chế, tỷ lệ vanadi/nitơ có thể trong khoảng 4:1 đến 7:1.

Thép chứa 0,04% vanadi (thép H) được sản xuất ở hai nhiệt độ cuộn khác nhau, rồi được hoá già trong 20 phút ở nhiệt độ 650°C và 700°C để tạo ra sự biến cứng bằng vanadi trong dung dịch rắn. Các kết quả cho thấy rằng sự tăng bền đáng kể có thể đạt được với các điều kiện xử lý nhiệt này. Mức gia tăng của độ bền là cao hơn một chút đối với các vật liệu được sản xuất với nhiệt độ cuộn cao hơn như được thể hiện trên Fig.24, mà có thể do cấu trúc tế vi được ram ở nhiệt độ cuộn thấp hơn. Sự gia tăng độ bền của vật liệu được sản xuất ở nhiệt độ cuộn thấp hơn được nhận thấy là theo cùng trật tự như trên cũng được thấy ở thép chứa 0,026% niobi.

Như được thể hiện ở Fig.25, sự gia tăng độ bền được nhận thấy trong thép vanadi (thép H) do sự biến cứng bằng hoá già sử dụng lò ủ trong một dây truyền mạ liên tục. Mức độ gia tăng độ bền là khoảng 50MPa được tạo ra, nhưng mức độ gia tăng độ bền này là ít hơn so với mức độ gia tăng độ bền của thép chứa niobi với hàm lượng tương ứng đã được quan sát thấy. Độ bền chảy của mẫu trên Fig.25 trong dây truyền mạ là khoảng 450MPa trong điều kiện được mạ, mà theo trật tự đạt được trong điều kiện xử lý nhiệt lâu hơn ở trong phòng thí nghiệm như được thể hiện trên Fig.24. Độ bền của thép vanadi có thể nhạy cảm hơn đối với nhiệt độ cuộn so với thép niobi.

Bảng 4

Thép	Điều kiện	Y.S (MPa)	T.S. (MPa)	T.Elong%	T.S./Y.S
0,04%V (thép H)	HR	393,1	493,2	20,6	1,254

0,04%V (thép H)	Galv	445,6	534,1	18,3	1,199
0,04%Nb (thép D)	Galv	527,6	596,2	16,9	1,130
0,04%Nb+0,04%V (thép I)	Galv	530,1	624,6	14,1	1,178

Độ bền kéo và tính chất giãn dài của thép chứa 0,04%Nb+0,04%V (thép I) được xử lý tương tự trong dây truyền mạ liên tục được thể hiện trong bảng 4, các tính chất tiêu biểu của thép chứa 0,04% Nb (thép D) và thép chứa 0,04% V (thép I) cũng được đưa ra trong bảng 4 để so sánh. Thép chứa 0,04%Nb+0,04%V có độ bền cao hơn một chút so với thép chứa 0,041% Nb trong điều kiện được mạ và được biến cứng bằng hoá già. Thép D và thép I có độ bền tương tự ở điều kiện được cán nóng (xem Fig.28), các thử nghiệm ban đầu này cho thấy rằng mức độ gia tăng độ bền do biến cứng bằng hoá già hệ thống được hợp kim hoá tế vi kép Nb+V có thể nhỏ hơn mức độ gia tăng độ bền được nhận thấy khi sự gia tăng độ bền này đơn giản là sự gia tăng tích lũy của từng nguyên tố hợp kim tế vi. Tuy nhiên, như được thể hiện trên Fig.30 và Fig.31, mức độ độ bền của thép chứa 0,04% Nb+0,04% V là khá trơ với mức độ cán nóng.

Sự kết hợp giữa niobi và một hợp kim khác như vanadi tạo ra sự cải thiện đáng kể trong quy trình biến cứng bằng hoá già. Bằng việc điều chỉnh thành phần niobi và vanadi, các tích chất cơ học mong muốn có thể đạt được với phạm vi nhiệt độ biến cứng bằng hoá già rộng hơn. Như được thể hiện trên Fig.32, các tính chất mong muốn được tạo ra với thép niobi, sử dụng nhiệt độ biến cứng bằng hoá già trong khoảng 670 đến 700°C. Bằng cách kết hợp niobi và vanadi chúng ta có thể sử dụng nhiệt độ biến cứng bằng hoá già trong khoảng 670 đến 700°C để tạo ra các đặc tính mong muốn. Sự thay đổi trong độ bền chảy và độ bền kéo có thể nằm trong khoảng 10% được đo ở ba nhiệt độ khác nhau trong khoảng nhiệt độ biến

cứng bằng hoá già 75°C . Sự gia tăng nhiệt độ tạo ra sự linh hoạt hơn cho các thông số quy trình và làm tăng hiệu quả của quy trình.

Như được thảo luận ở trên, các loại thép để làm một số bộ phận kết cấu được tạo hình nguội như các bộ phận được sử dụng làm khung nhà, cần độ giãn dài toàn bộ ít nhất là 10% và tỷ lệ độ bền kéo/độ bền chảy ít nhất là 1,08. Đối với các sản phẩm thép được mạ bằng nhúng nóng trước đây với dải thép có độ dày nhỏ hơn khoảng 1,6mm thì các yêu cầu trên là không thể đạt được bằng cách sử dụng toàn bộ vật liệu cứng được cán nguội. Sản phẩm thép theo sáng chế được mạ bằng cách nhúng nóng với độ dày trong khoảng 0,9 đến 1,5mm có mức độ bền cao với độ dẻo tuyệt vời bằng cách sử dụng biến cứng bằng hoá già như đã được thảo luận ở trên. Đối với tấm thép mạ có độ dày trong khoảng 0,7 đến 0,9mm, ủ phục hồi nguội có thể được sử dụng như được thảo luận dưới đây.

Các sản phẩm có độ bền cao và có đặc tính dẻo cao có thể được tạo ra bằng cách cán nguội rồi ủ phục hồi. Sử dụng mức độ giảm tiết diện thấp khi cán nguội đến chiều dày cuối cùng làm tăng tính dẻo sau cùng khi được ủ phục hồi. Ví dụ, tác động của cán nguội đến độ bền và sự giãn dài của thép cacbon-mangan thông thường được mạ trong điều kiện được ủ phục hồi được thể hiện trên Fig.33. Thép được hợp kim hoá vi lượng bằng niobi theo sáng chế có độ bền cao trong điều kiện được cán nóng và cho phép mức độ độ bền cao trong điều kiện được ủ phục hồi với mức độ cán nguội giới hạn. Hơn nữa thép theo sáng chế có nhiệt độ kết tinh lại cao và có các hạt chất lẫn rất nhỏ mịn như đã được thảo luận bên trên. Chúng tôi đã tìm ra rằng sự kết hợp giữa mức độ giảm tiết diện khi cán nguội và nhiệt độ kết tinh lại cao sẽ cho phép sử dụng nhiệt độ ủ phục hồi tương đối cao, điều này giúp cải thiện tính dẻo của sản phẩm cuối cùng và làm mở rộng khoảng nhiệt độ ủ phục hồi. Một lượng bổ sung nhỏ niobi ($\sim 0,015\%$ Nb) làm mở rộng khoảng nhiệt độ ủ phục hồi và cho phép sự cải thiện các đặc tính thu được bởi biến cứng bằng hoá già, như đã được thảo luận ở trên.

BẢNG 5

Mác thép	Độ bền chảy (MPa)	Độ bền kéo (MPa)	Độ bền chảy/Độ bền kéo	Độ dẫn dài toàn phần%
C-Mn # 1	549,1	606,3	1,11	14,2
C-Mn # 2	530,5	581,5	1,11	14,4
0,015% Nb	593,2	650,4	1,10	13,1
Đích	≥ 400	*	$\geq 1,108$	≥ 10

Đặc tính kéo thu được đối với dải thép có chiều dày 0,75mm được sản xuất từ thép cacbon thường, mẫu 1 và mẫu 2, và thép được hợp kim hoá vi lượng bằng 0,015% Nb trong điều kiện được ủ phục hồi được thể hiện trong bảng 5. Các mẫu đều vượt quá độ dẻo yêu cầu cho các sản phẩm thép kết cấu xây dựng (Mục đích). Thép được hợp kim tế vi bằng niobi có độ bền và độ dẻo được cải thiện và cao hơn so với thép cacbon thường, với độ bền chảy vượt quá 550MPa và độ dẫn dài cao hơn 13%. Sản phẩm thép niobi theo sáng chế trong điều kiện được cán nguội và được ủ phục hồi tạo ra dải thép mạ được tạo hình nguội có độ bền cao và độ dẻo đủ để làm các sản phẩm thép kết cấu được tạo hình nguội.

Theo một phương án của sáng chế, sự gia tăng độ dày có thể đạt được bằng cách kết hợp niobi và mangan. Như được thể hiện trên Fig.34 và Fig.35, sự bổ sung ở mức độ cao mangan, như khoảng 1,25%, làm tăng đáng kể độ bền so với chỉ bổ sung mức độ cao mangan mà không bổ sung niobi, và cũng cao hơn so với bổ sung niobi cùng với mức độ thấp hơn mangan, như thép E và thép F trong bảng 2 bên trên. Lượng mangan bổ sung có thể trong khoảng 1,0 đến 2,0% theo trọng lượng. Theo một phương án của sáng chế lượng mangan bổ sung có thể trong khoảng 1,0 đến 1,3%. Như được thể hiện trên Fig.34, thép chứa 0,06% niobi vượt quá độ yêu cầu về độ bền kéo và độ bền chảy của Mác thép 80 với lượng mangan trong khoảng 1,0 đến 1,3%.

Bảng 6

Thép	Mn	Nb	Nhiệt độ cuộn °C	Độ bền kéo
0,06Nb+1,25Mn	1,25	0,06	485	675
C-Mn #3	1,28	<0,003	518	565

Theo một phương án của sáng chế, sự gia tăng độ bền có thể đạt được bằng cách kết hợp niobi và đồng. Chúng tôi đã thấy rằng độ cứng mong muốn có thể đạt được với lượng đồng khoảng trên 0,2% và có thể lên đến khoảng 0,6% theo trọng lượng. Theo một phương án của sáng chế, lượng đồng có thể trong khoảng 0,3 đến 0,4%.

Dải đúc mỏng này cho phép sản xuất các loại sản phẩm thép mới bao gồm:

1. Dải thép mạ, dạng lá mỏng, độ bền cao bằng cách sử dụng cấu trúc tế vi chứa bainit là thành phần chính và được biến cứng bằng hoá già trong quy trình mạ. Bộ phận ủ trong dây truyền mạ có thể được sử dụng để tạo ra biến cứng bằng hoá già dải đúc mỏng chứa niobi và/hoặc vanadi mà dải đúc mỏng này đã được cán nóng.
2. Dải thép không được mạ, dạng lá mỏng, độ bền cao bằng cách sử dụng cấu trúc tế vi chứa phần lớn bainit và được biến cứng bằng hoá già trong khi xử lý trên dây truyền ủ liên tục. Lò ủ nhiệt độ cao của dây truyền ủ liên tục thông thường có thể được sử dụng để gây ra sự kích hoạt các nguyên tố niobi và vanadi được giữ lại trong dung dịch rắn bởi cấu trúc tế vi bainit sau khi cán nóng dải đúc mỏng này.
3. Sản phẩm dải đúc được cán nóng, dạng lá mỏng, độ bền cao có mức độ độ bền không nhạy cảm với độ giảm tiết diện khi cán nóng. Cấu trúc tế vi bainit tạo ra sản phẩm có độ bền tương đối cao (độ bền chảy $\geq 380\text{MPa}$ ($\sim 55\text{ksi}$)). Sự ngăn cản austenit kết tinh lại trong khi hoặc sau khi cán nóng có thể tạo ra mức độ độ bền cuối cùng cao không phụ nhạy cảm với mức độ giảm tiết diện khi cán nóng. Mức độ độ bền cuối cùng này là thống nhất trong toàn bộ khoảng độ dày của sản phẩm thép mà quy trình đúc dải mỏng có thể sản xuất.

Trong khi sáng chế được minh họa và được mô tả, sáng chế không bị giới hạn vào sự mô tả và minh họa như vậy, cần hiểu rằng sự mô tả và minh họa như vậy chỉ nhằm minh họa các phương án thực hiện sáng chế, và tất cả các thay đổi và sửa đổi đều không trệch khỏi phạm vi và tinh thần của sáng chế được nêu ra ở phần yêu cầu bảo hộ. Ngoài ra, các dấu hiệu của sáng chế sẽ trở nên rõ ràng hơn khi được xem xét bởi chuyên gia trong lĩnh vực kỹ thuật.

Các sửa đổi có thể được thực hiện mà không nằm ngoài phạm vi của sáng chế.

YÊU CẦU BẢO HỘ

1. Sản phẩm thép được biến cứng bằng hóa già mà được sản xuất từ thép nóng chảy có hàm lượng oxy tự do nằm trong khoảng từ 20 đến 70ppm và hàm lượng oxy tổng nằm trong khoảng 70 đến 150ppm, sản phẩm thép này có chiều dày nhỏ hơn 3mm và bao gồm cacbon với lượng nằm trong khoảng từ 0 đến 0,25%, mangan với lượng nằm trong khoảng từ 0,20 đến 2,0%, silic với lượng nằm trong khoảng từ 0,05 đến 0,50%, nhôm với lượng nằm trong khoảng từ 0 đến 0,01%, niobi với lượng nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20%, vanadi với lượng nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20% tính theo trọng lượng, tỷ lệ hàm lượng giữa vanadi và nito nằm trong khoảng từ 4:1 đến 7:1 tính theo trọng lượng, và có phần lớn cấu trúc tế vi gồm có bainit và ferit hình kim và chứa các chất lẫn MnO.SiO_2 có cỡ hạt từ khoảng $10\mu\text{m}$ đến nhỏ hơn $0,1\mu\text{m}$, trong đó sự thay đổi về độ bền chảy và độ bền kéo của sản phẩm thép là trong khoảng 10% được đo ở ba nhiệt độ khác nhau trong khoảng nhiệt độ biến cứng bằng hoá già 50°C , và nhiệt độ biến cứng bằng hoá già nằm trong khoảng từ 670°C đến 750°C và có (a) sự tăng độ giãn dài và sự tăng độ bền chảy sau khi biến cứng bằng hóa già và tỷ số giữa độ bền kéo so với độ bền chảy ít nhất là 1,08, hoặc (b) không có sự giảm độ giãn dài với sự tăng độ bền chảy sau khi biến cứng bằng hóa già và tỷ số giữa độ bền kéo so với độ bền chảy ít nhất là 1,08 với các cơ tính của sản phẩm thép khi được cán nóng ở các mức thắt tiết diện 15% và 35% có thể là khoảng 10% đối với độ bền chảy, độ bền kéo, và độ giãn dài tổng.

2. Sản phẩm thép theo điểm 1, trong đó sản phẩm này là sản phẩm thép được cuộn mà có nhiều hơn 70% niobi và/hoặc vanadi trong dung dịch rắn sau khi cuộn và làm nguội.

3. Sản phẩm thép cán nóng được biến cứng bằng hóa già mà được sản xuất từ thép nóng chảy có hàm lượng oxy tự do nằm trong khoảng từ 20 đến 70ppm và hàm lượng oxy tổng nằm trong khoảng 70 đến 150ppm, sản phẩm thép này có chiều dày nhỏ hơn 3mm và bao gồm cacbon với lượng nằm trong khoảng từ 0 đến 0,25%, mangan với lượng nằm trong khoảng từ 0,20 đến 2,0%, silic với lượng nằm trong

khoảng từ 0,05 đến 0,50%, nhôm với lượng nằm trong khoảng từ 0 đến 0,01%, niobi với lượng nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20%, vanadi với lượng nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20% tính theo trọng lượng, tỷ lệ hàm lượng giữa vanadi và nitơ nằm trong khoảng từ 4:1 đến 7:1 tính theo trọng lượng, và có phần lớn cấu trúc tế vi gồm có bainit và ferit hình kim và chứa các chất lẫn MnO.SiO_2 có cỡ hạt từ khoảng $10\mu\text{m}$ đến nhỏ hơn $0,1\mu\text{m}$, trong đó sự thay đổi về độ bền chảy và độ bền kéo của sản phẩm thép là trong khoảng 10% được đo ở ba nhiệt độ khác nhau trong khoảng nhiệt độ biến cứng bằng hoá già 50°C , và nhiệt độ biến cứng bằng hoá già nằm trong khoảng từ 670°C đến 750°C và có (a) sự tăng độ giãn dài và sự tăng độ bền chảy sau khi biến cứng bằng hóa già và tỷ số giữa độ bền kéo so với độ bền chảy ít nhất là 1,08, hoặc (b) không có sự giảm độ giãn dài với sự tăng độ bền chảy sau khi biến cứng bằng hóa già và có khả năng cho độ bền chảy ít nhất là 410MPa với mức thất tiết diện nằm trong khoảng từ 20 đến 40%.

4. Sản phẩm thép theo điểm bất kỳ trong số các điểm nêu trên, trong đó niobi với lượng nhỏ hơn 0,1%.

5. Sản phẩm thép theo điểm bất kỳ trong số các điểm từ 1 đến 3, trong đó sản phẩm này bao gồm molybden với lượng nằm trong khoảng từ 0,05 đến 0,50%.

6. Sản phẩm thép theo điểm bất kỳ trong số các điểm từ 1 đến 3, trong đó sản phẩm này có chiều dày nhỏ hơn hoặc bằng 1,0mm.

7. Sản phẩm thép theo điểm bất kỳ trong số các điểm từ 1 đến 3, trong đó sản phẩm này có độ bền chảy ít nhất là 420MPa.

8. Sản phẩm thép theo điểm bất kỳ trong số các điểm từ 1 đến 3, trong đó sản phẩm này có độ giãn dài tổng ít nhất là 10%.

9. Sản phẩm thép theo điểm bất kỳ trong số các điểm từ 1 đến 3, trong đó sản phẩm này có các hạt oxit nhỏ của silic và sắt được phân bố thông qua cấu trúc tế vi thép có kích thước hạt trung bình dưới 50nm.

10. Phương pháp chế tạo dải thép đúc mỏng được cuộn bao gồm các bước:

lắp thiết bị đúc có trục được làm mát từ bên trong, thiết bị đúc này có các trục đúc được định vị nằm ngang tạo ra khe giữa các trục đúc, và tạo ra vũng đúc thép nóng chảy có hàm lượng oxy tự do nằm trong khoảng từ 20 đến 70ppm và hàm lượng oxy tổng nằm trong khoảng 70 đến 150ppm, được đỡ trên các trục đúc ở trên khe và được giới hạn tiếp giáp các đầu của các trục đúc bởi các ụ chắn,

quay các trục đúc ngược chiều nhau để hóa rắn vỏ kim loại trên các trục đúc khi các trục đúc chuyển động qua vũng đúc, và

tạo ra dải thép từ các vỏ kim loại được đúc hướng xuống đi qua khe giữa các trục đúc, dải thép này có thành phần cấu tạo bao gồm cacbon với lượng nằm trong khoảng từ 0 đến 0,25%, mangan với lượng nằm trong khoảng từ 0,20 đến 2,0%, silic với lượng nằm trong khoảng từ 0,05 đến 0,50%, nhôm với lượng nằm trong khoảng từ 0 đến 0,01%, niobi với lượng nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20%, vanadi với lượng nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20% tính theo trọng lượng, và tỷ lệ hàm lượng giữa vanadi và niơ nằm trong khoảng từ 4:1 đến 7:1 tính theo trọng lượng, và

làm nguội dải thép ở tốc độ ít nhất là 10°C trên giây để tạo ra phần lớn cấu trúc tế vi gồm có bainit và ferit hình kim và chứa các chất lẫn MnO.SiO_2 có cỡ hạt từ khoảng 10µm đến nhỏ hơn 0,1µm và có nhiều hơn 70% niobi và vanadi trong dung dịch rắn và tỷ số giữa độ bền kéo so với độ bền chảy ít nhất là 1,08.

11. Phương pháp theo điểm 10, trong đó phương pháp này còn bao gồm các bước:

cán nóng dải thép; và

cuộn dải thép được cán nóng ở nhiệt độ nằm trong khoảng từ 450 đến 700°C.

12. Phương pháp theo điểm 10 hoặc điểm 11, trong đó phương pháp này còn bao gồm bước:

biến cứng bằng cách hóa già dải thép để gia tăng độ bền kéo ở nhiệt độ ít nhất là 550°C.

13. Phương pháp theo điểm 10 hoặc 11, trong đó phương pháp này còn bao gồm các bước:

cán nguội dải thép để có mức thất tiết diện cán nguội nằm trong khoảng từ 10 đến 35%, và

biến cứng bằng cách hóa già dải thép ở nhiệt độ nằm trong khoảng từ 625°C và 800°C.

14. Phương pháp theo điểm 13, trong đó dải thép được biến cứng bằng cách hóa già có các hạt niobi cacbon nitrit có kích thước hạt trung bình là 10nm và nhỏ hơn.

15. Phương pháp chế tạo dải thép đúc mỏng bao gồm các bước:

lắp thiết bị đúc có trục được làm mát từ bên trong, thiết bị đúc này có các trục đúc được định vị nằm ngang tạo ra khe giữa các trục, và tạo ra vũng đúc thép nóng chảy có hàm lượng oxy tự do nằm trong khoảng từ 20 đến 70ppm và hàm lượng oxy tổng nằm trong khoảng 70 đến 150ppm, được đổ trên các trục đúc ở trên khe và được giới hạn tiếp giáp các đầu của các trục đúc bởi các ụ chắn,

quay các trục đúc ngược chiều nhau để hóa rắn vỏ kim loại trên các trục đúc khi các trục đúc chuyển động qua vũng đúc,

tạo ra dải thép từ việc đúc vỏ kim loại hướng xuống đi qua khe giữa các trục đúc mà có thành phần cấu tạo bao gồm cacbon với lượng nằm trong khoảng từ 0 đến 0,25%, mangan với lượng nằm trong khoảng từ 0,20 đến 2,0%, silic với lượng nằm trong khoảng từ 0,05 đến 0,50%, nhôm với lượng nằm trong khoảng từ 0 đến 0,01%, niobi với lượng nằm trong khoảng từ 0,01% đến 0,20%, vanadi với lượng nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,20% tính theo trọng lượng, và tỷ lệ giữa hàm lượng vanadi so và nito nằm trong khoảng từ 4:1 và 7:1 tính theo trọng lượng,

làm nguội dải thép ở tốc độ ít nhất là 10°C trên giây để tạo ra phần lớn cấu trúc tế vi gồm có bainit và ferit hình kim và chứa các chất lẫn MnO.SiO_2 có cỡ hạt từ khoảng 10µm đến nhỏ hơn 0,1µm,

tùy ý, cán nguội dải thép để có mức thất tiết diện cán nguội nằm trong khoảng từ 10 đến 35%, và

biến cứng bằng cách hóa già dải thép ở nhiệt độ nằm trong khoảng từ 625°C đến 800°C và có sự gia tăng độ giãn dài và gia tăng độ bền chảy sau khi biến cứng bằng cách hóa già.

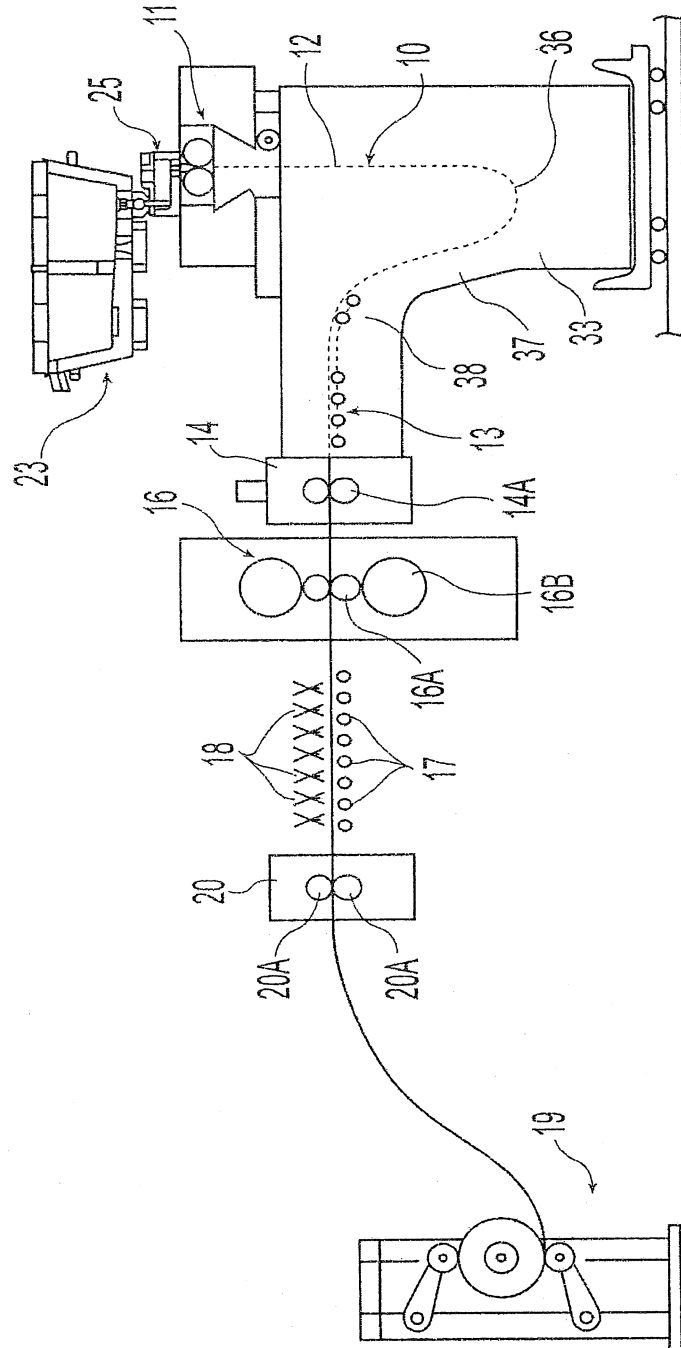


Fig. 1

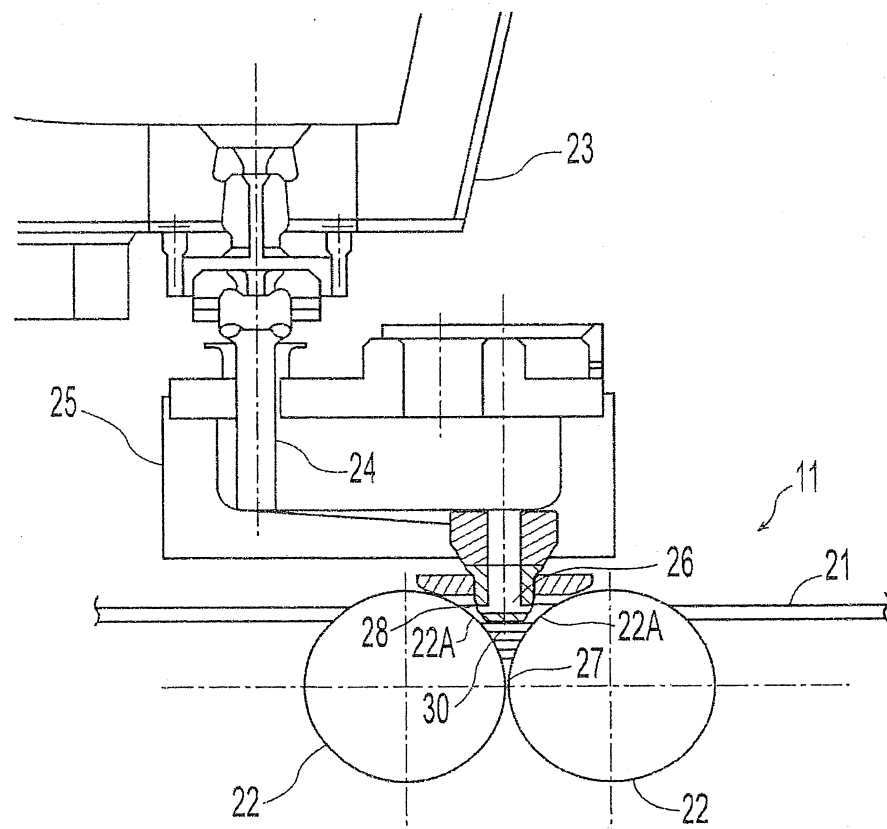


Fig. 2

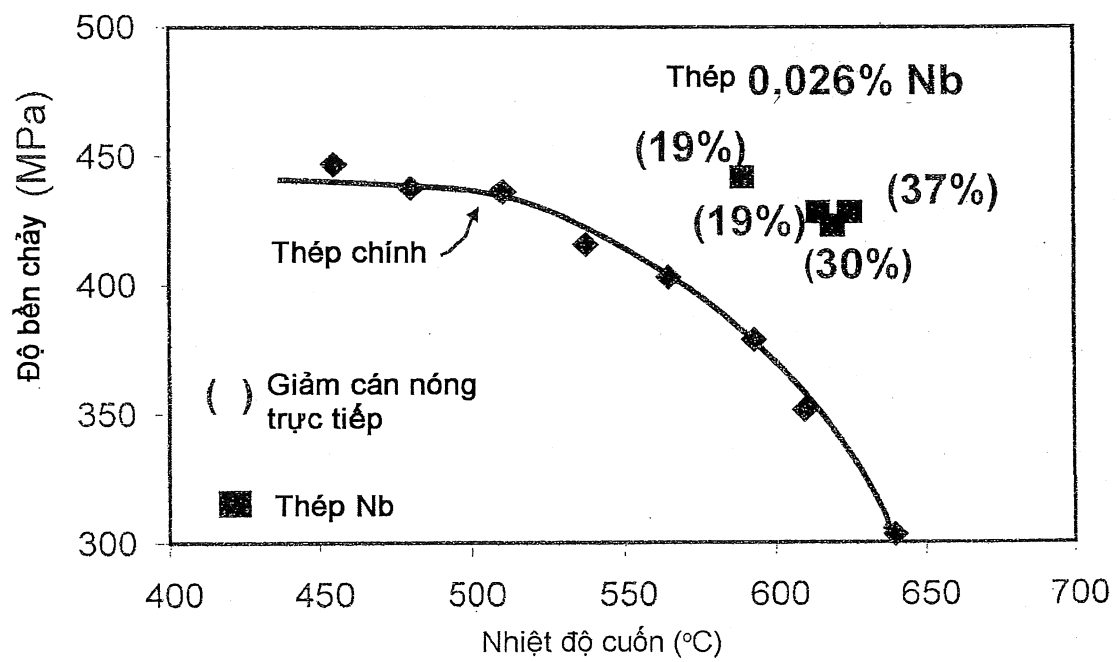


Fig. 3

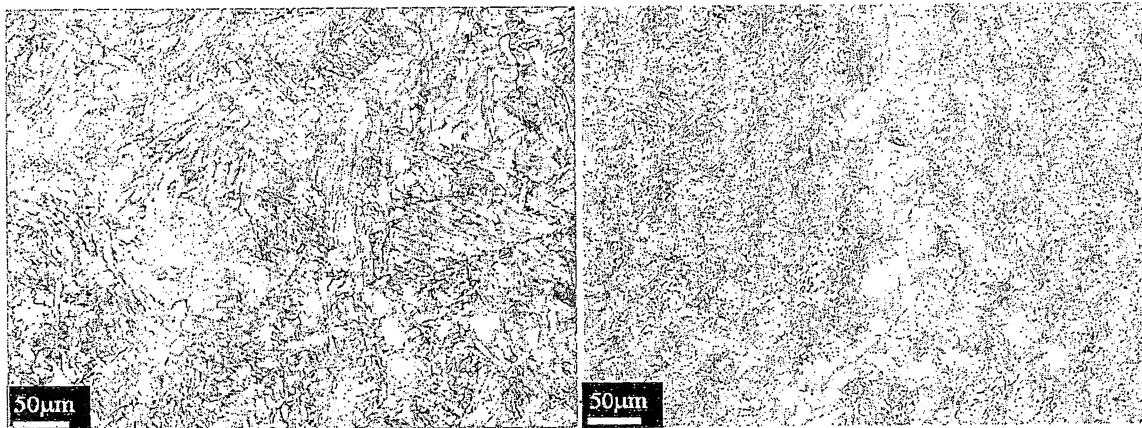


Fig. 4A

Fig. 4B

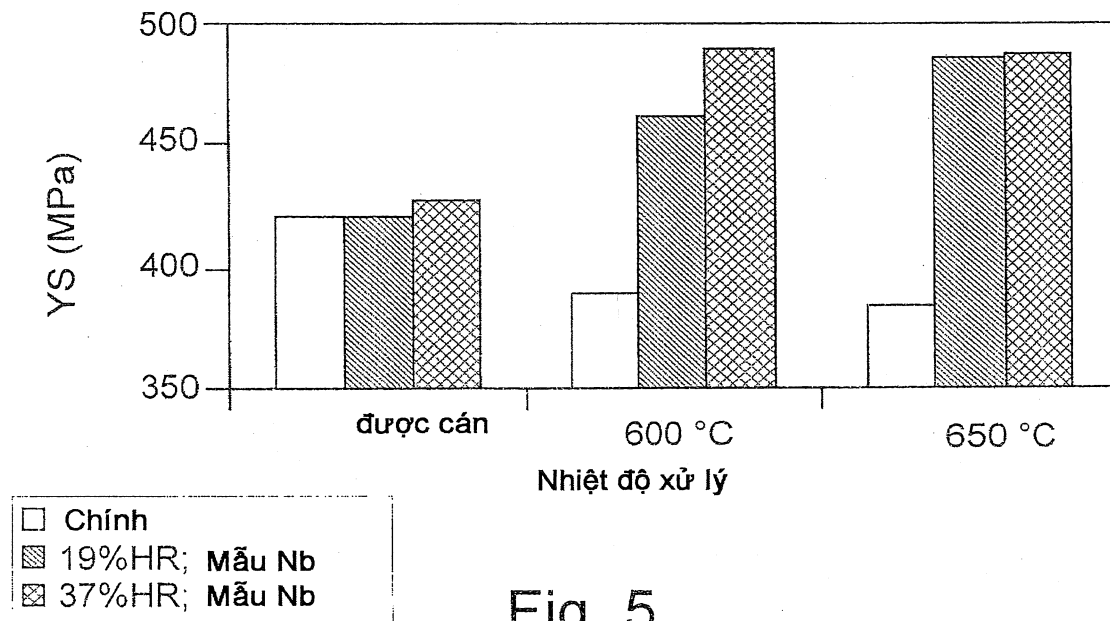


Fig. 5

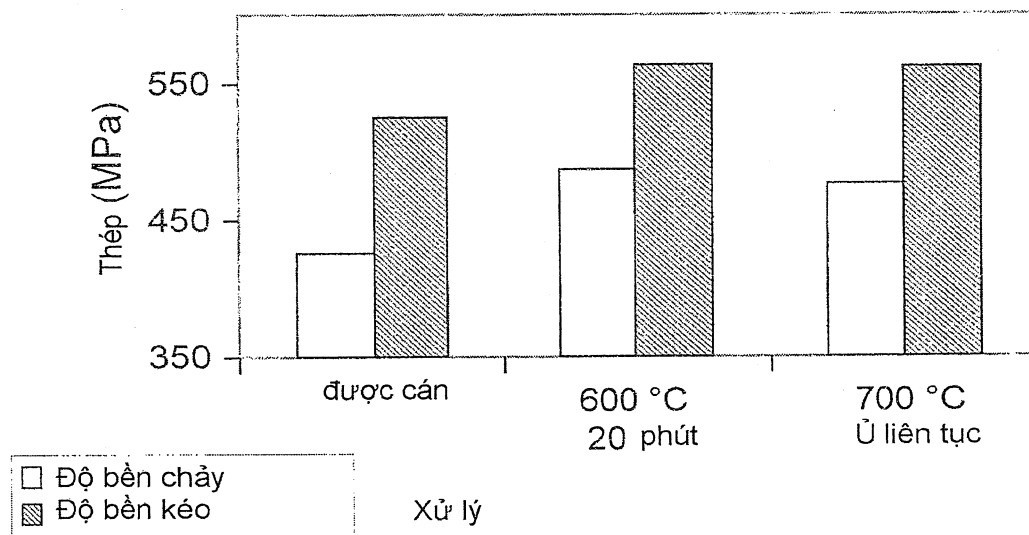


Fig. 6

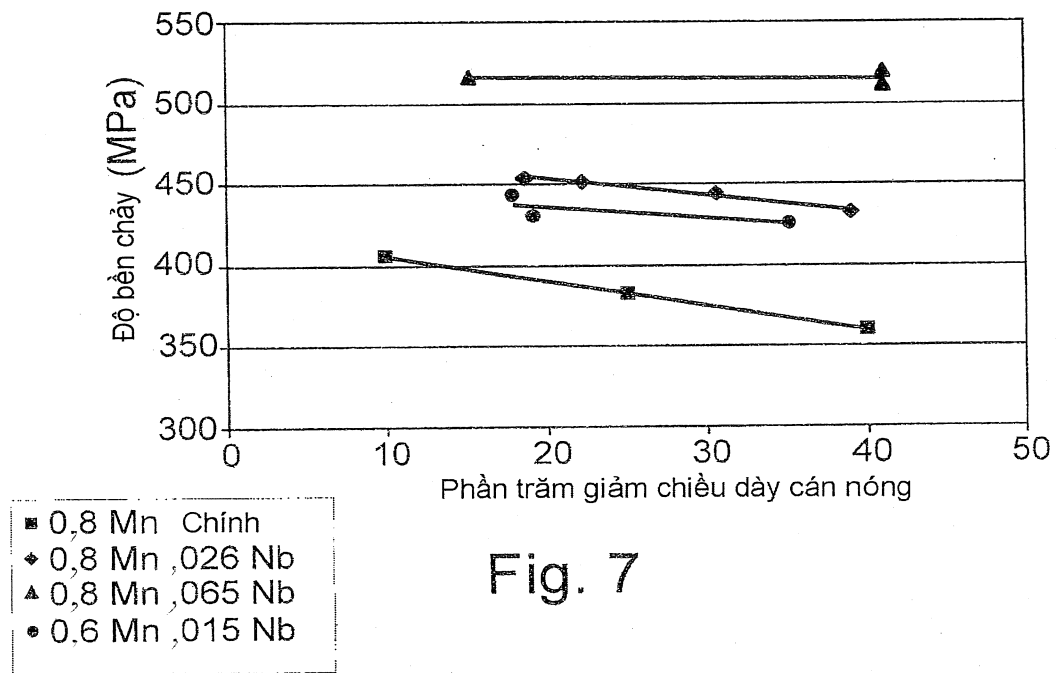


Fig. 7

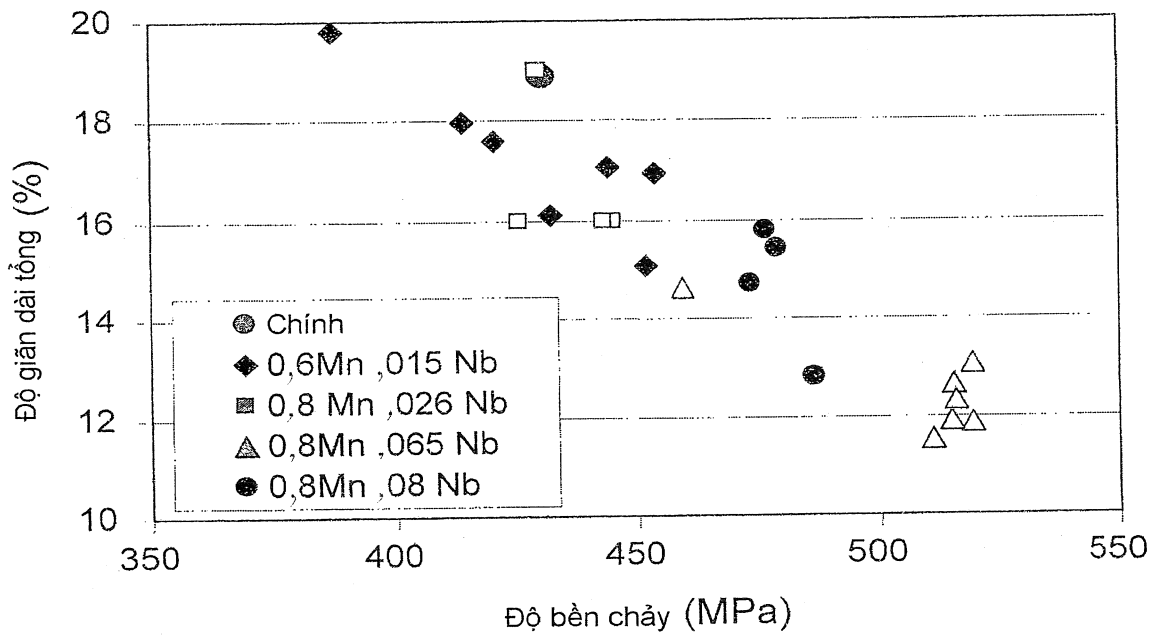


Fig. 8

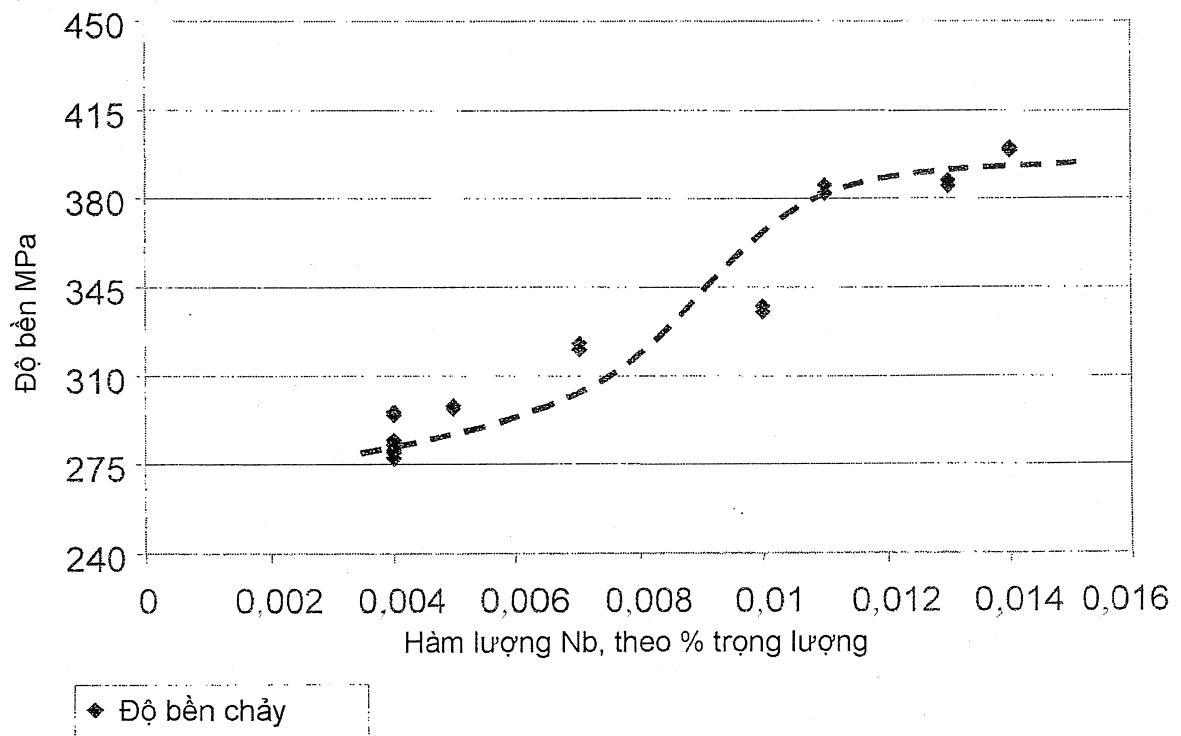


Fig. 9

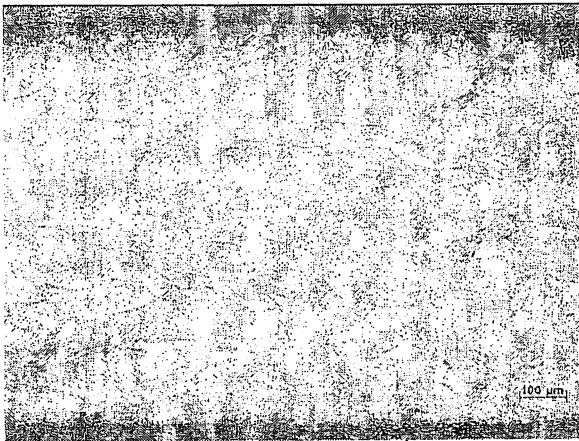


Fig. 10A

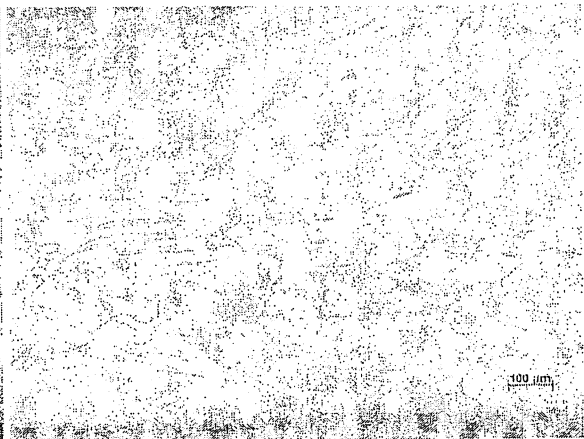


Fig. 10B

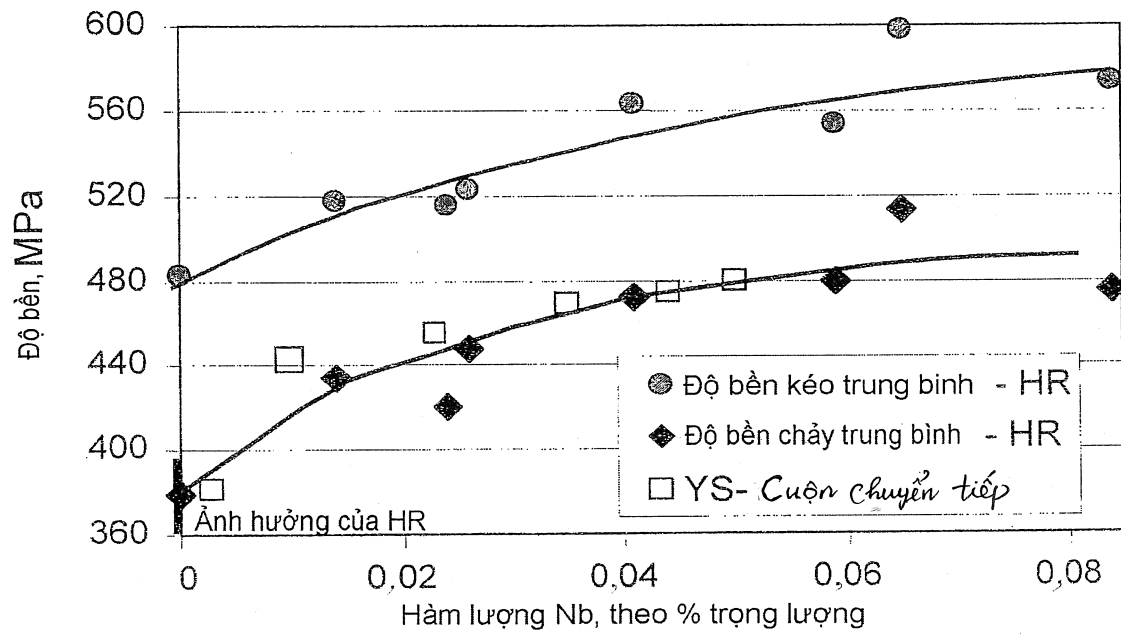


Fig. 11

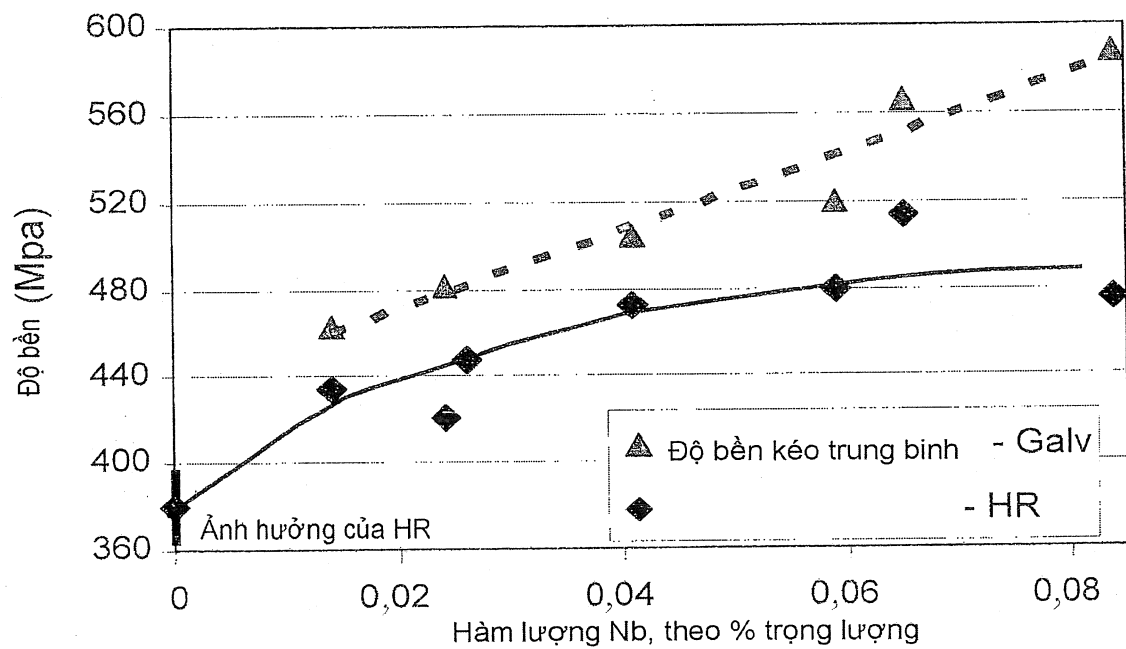


Fig. 12

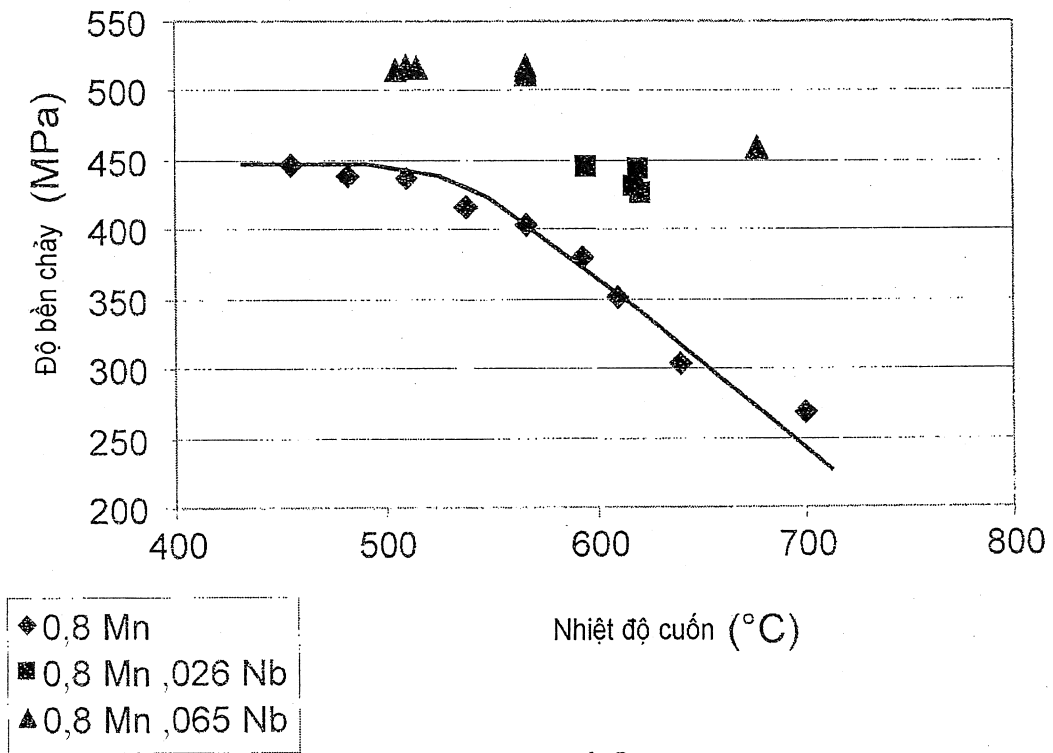


Fig. 13

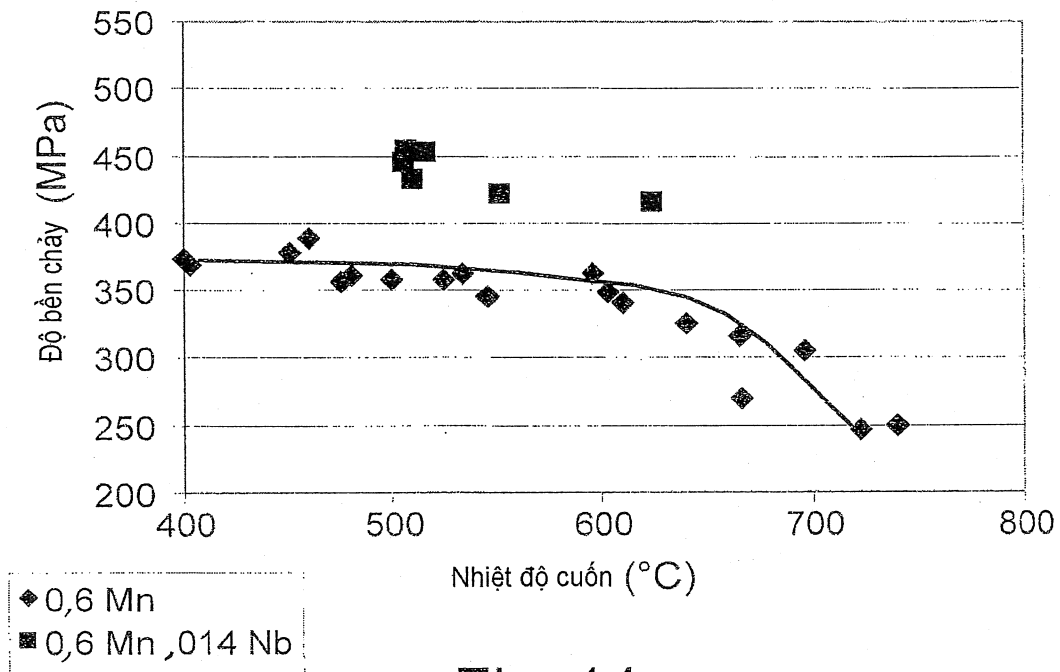
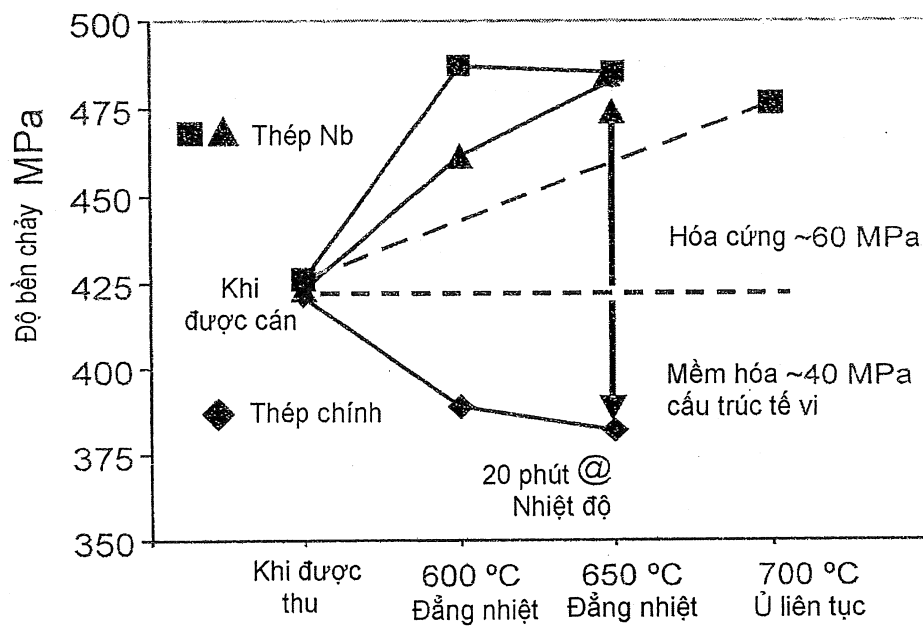


Fig. 14



Các điều kiện xử lý nhiệt hóa rắn

Fig. 15

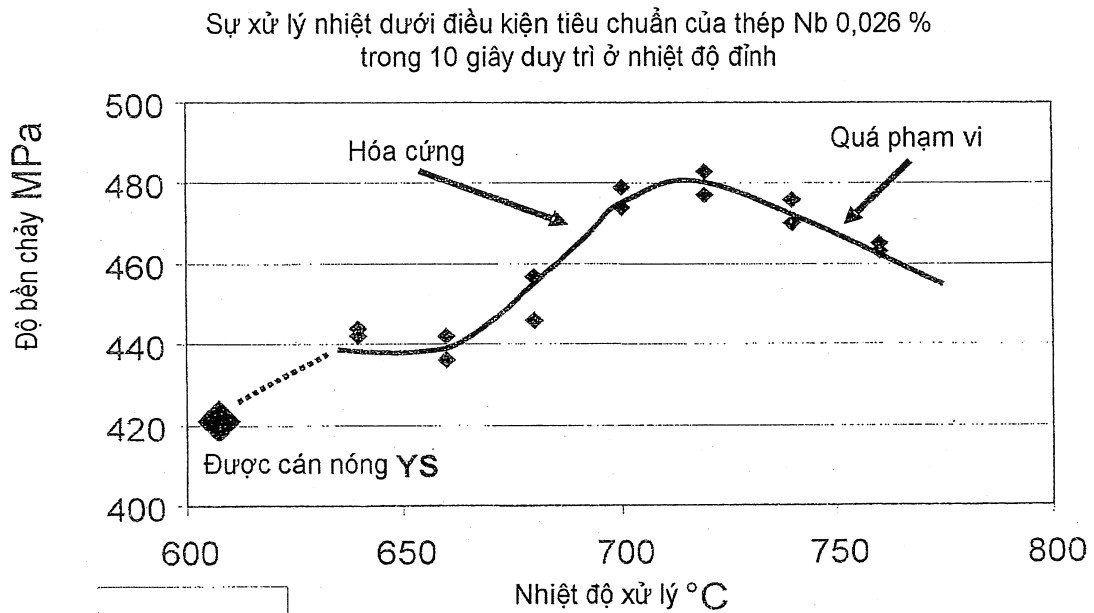


Fig. 16

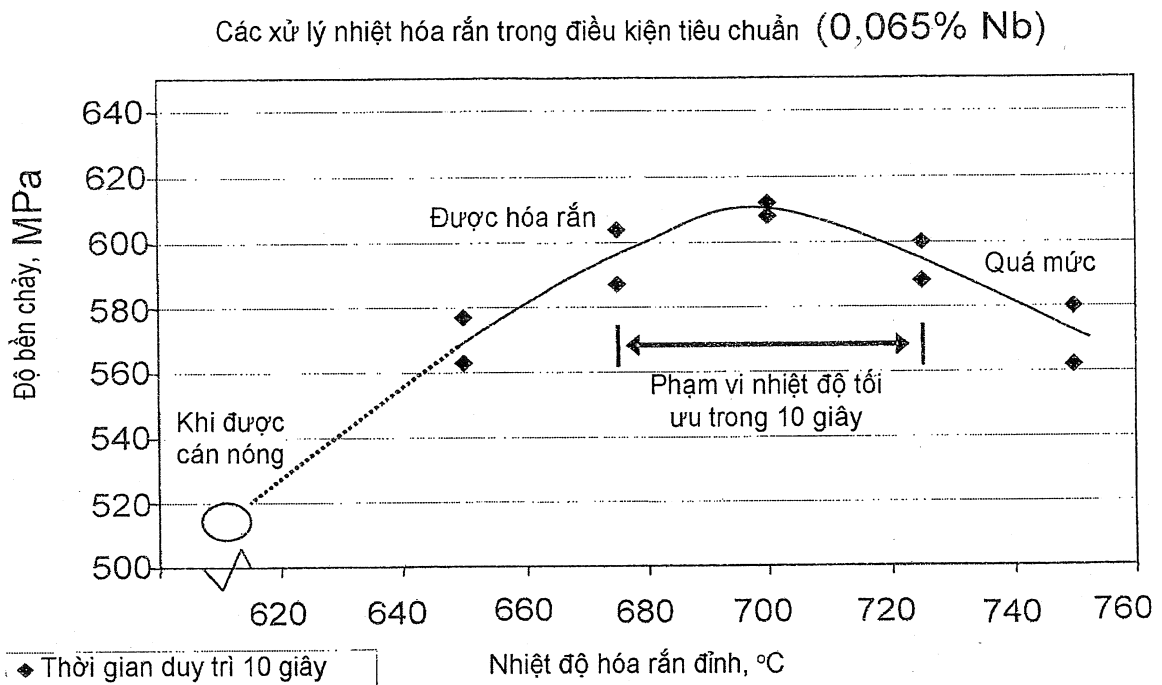


Fig. 17

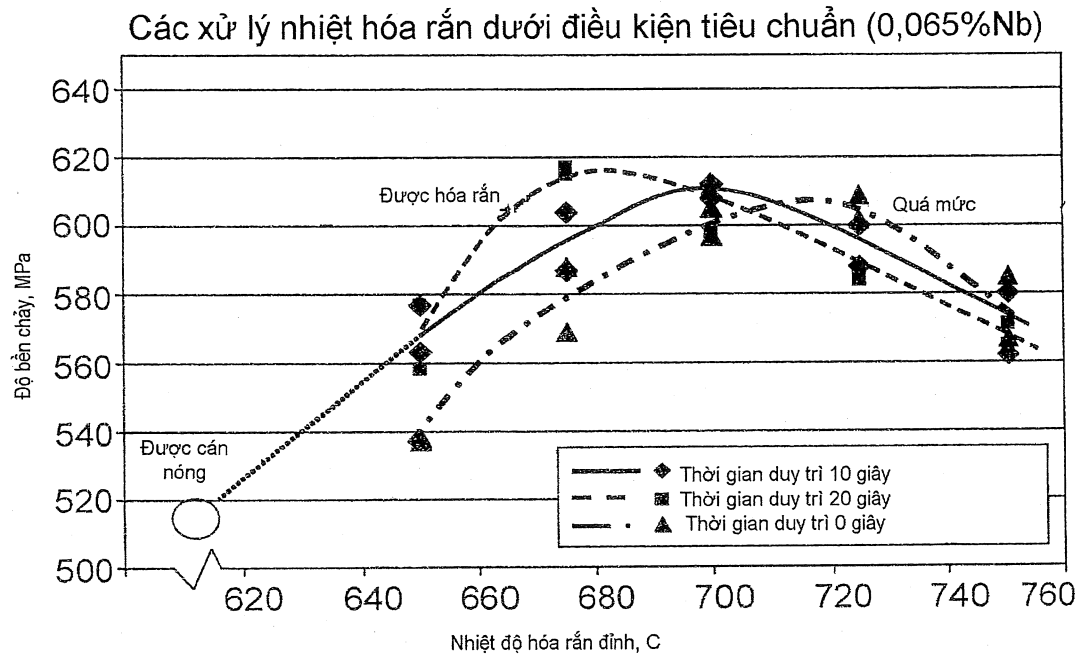


Fig. 18

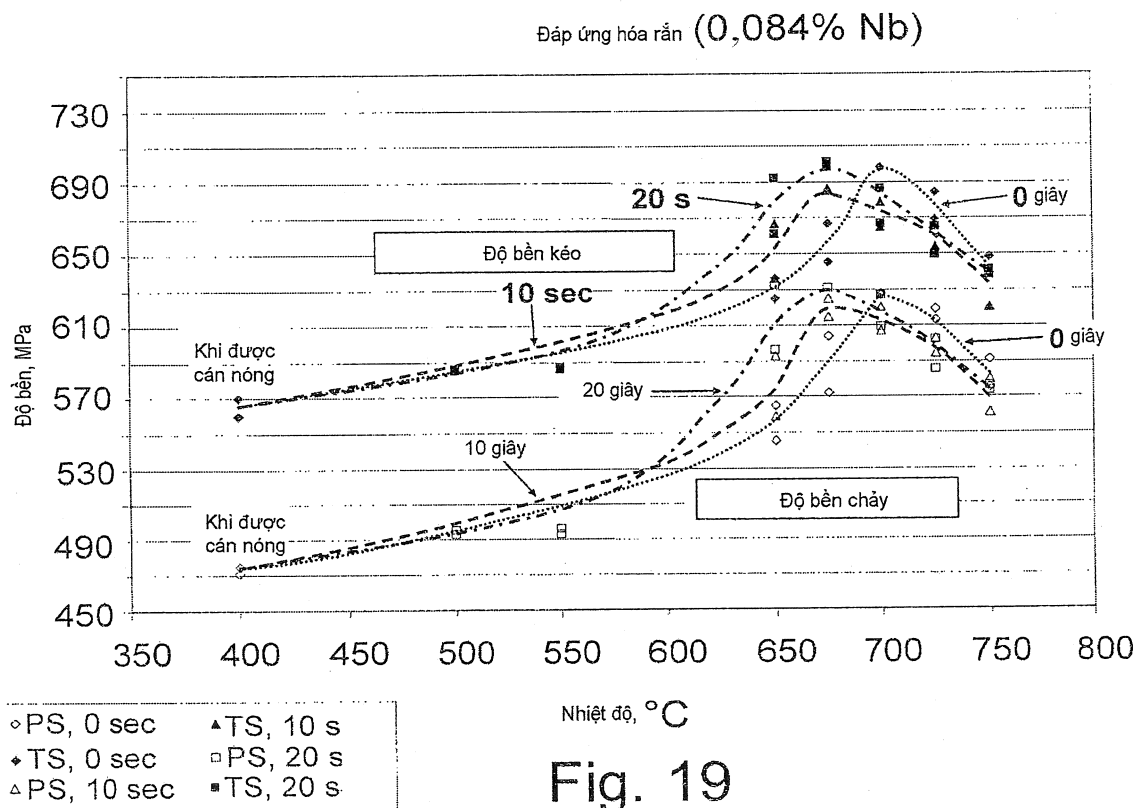


Fig. 19

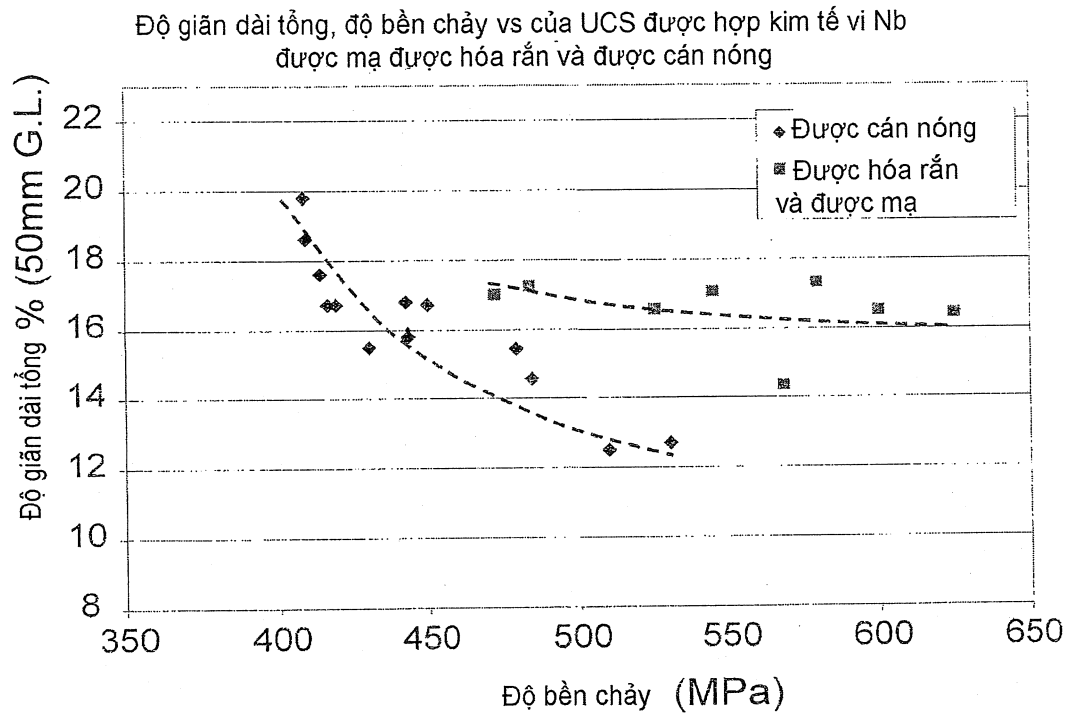


Fig. 20

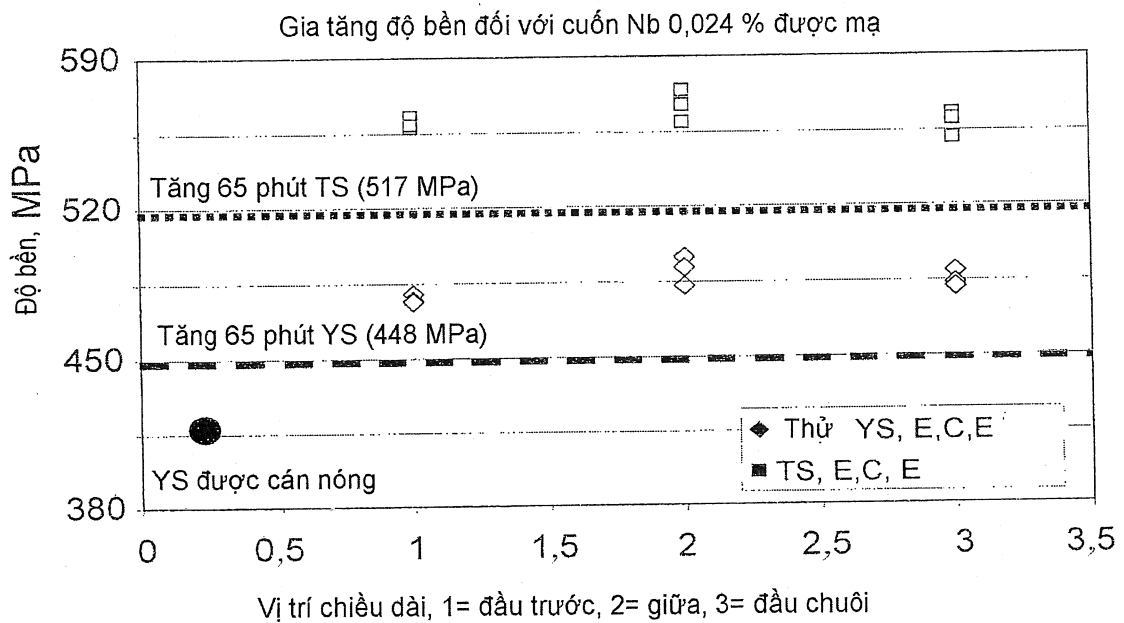


Fig. 21

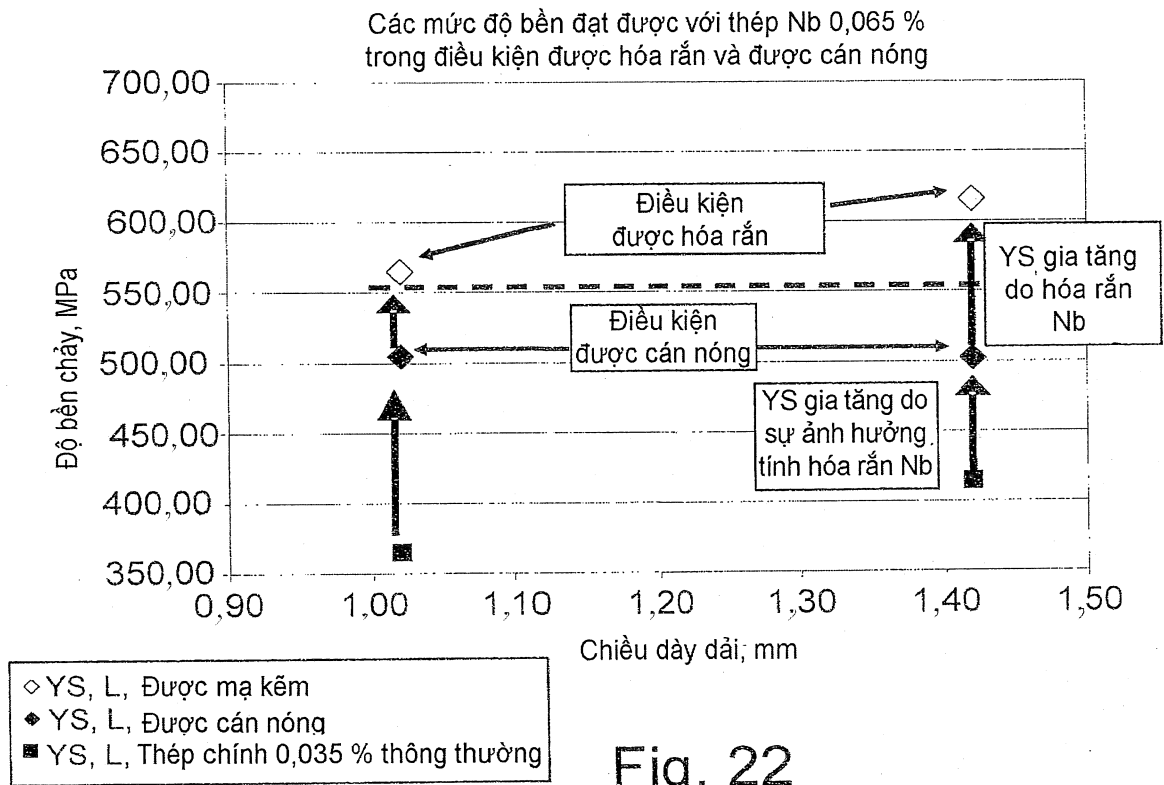


Fig. 22

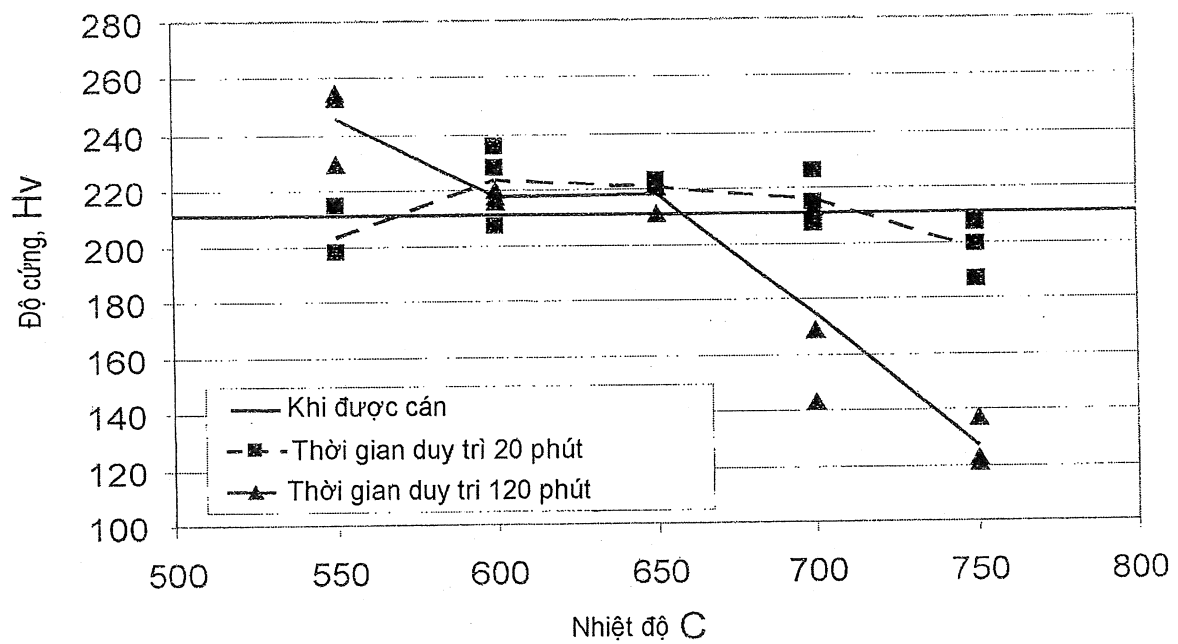


Fig. 23

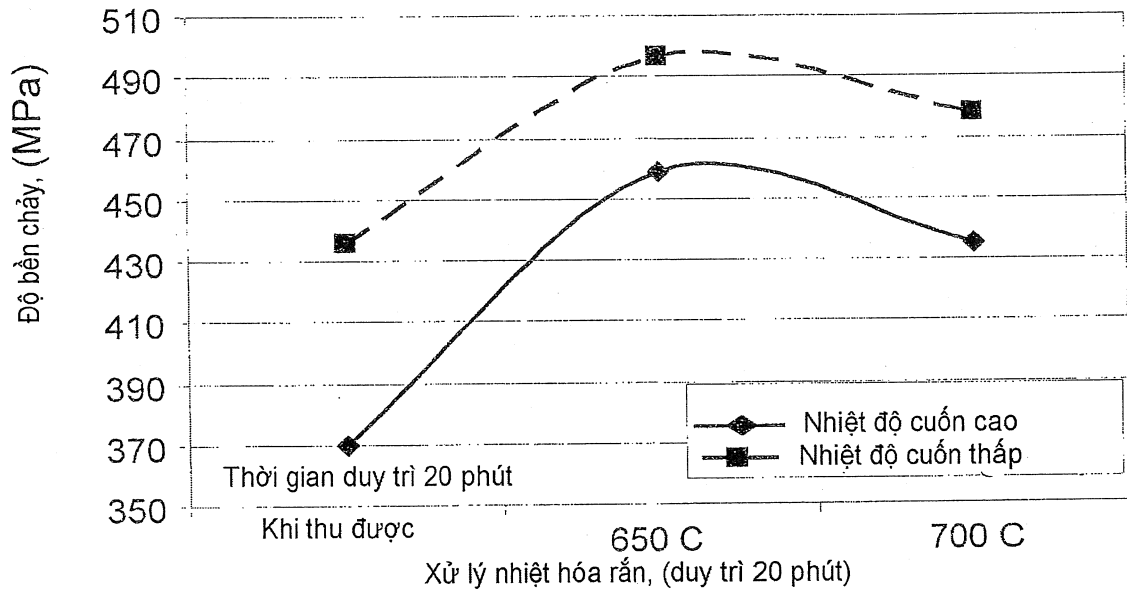


Fig. 24

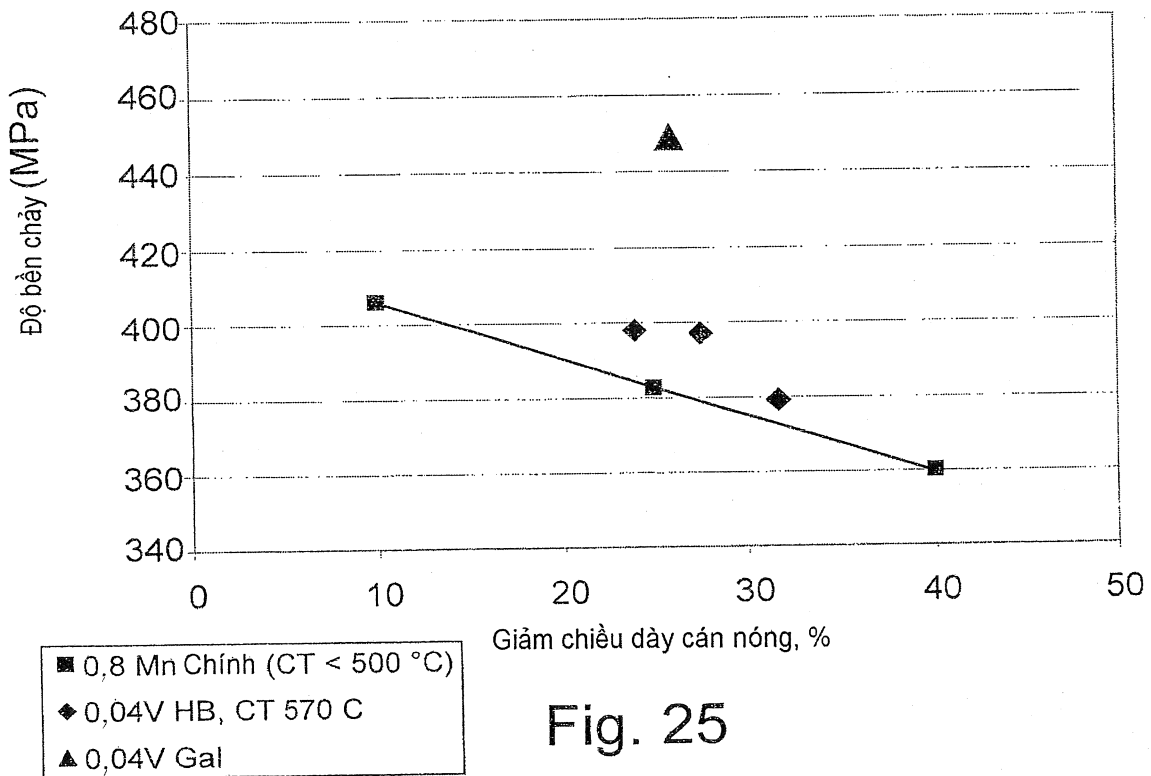


Fig. 25

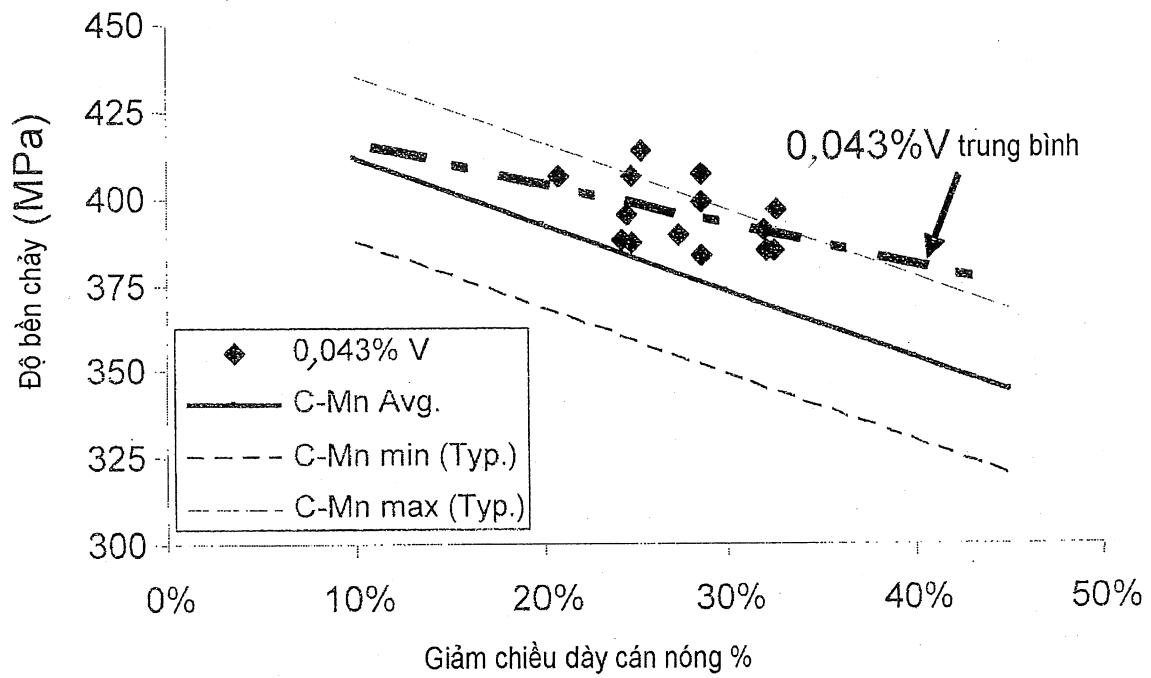


Fig. 26

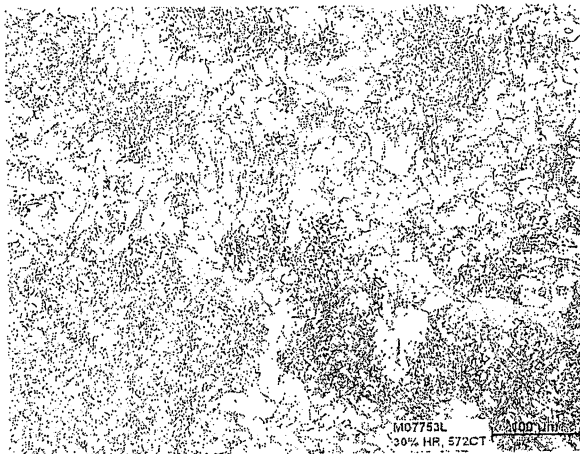


Fig. 27A

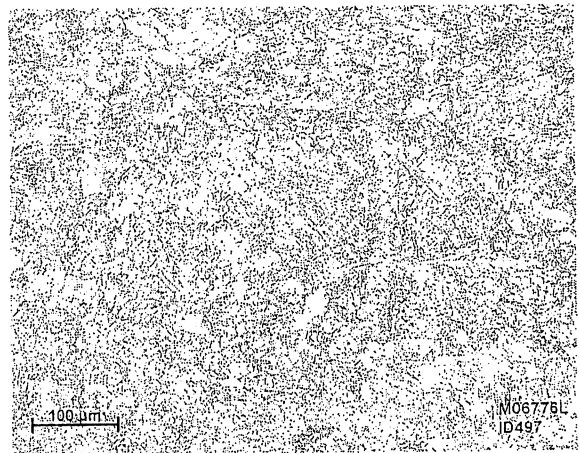


Fig. 27B

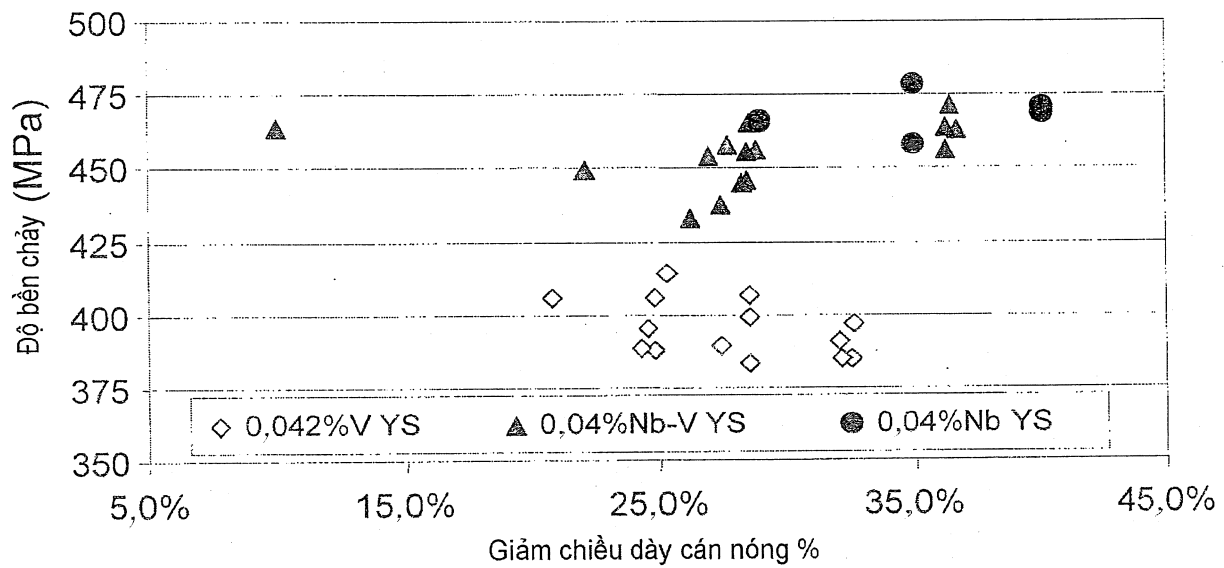


Fig. 28

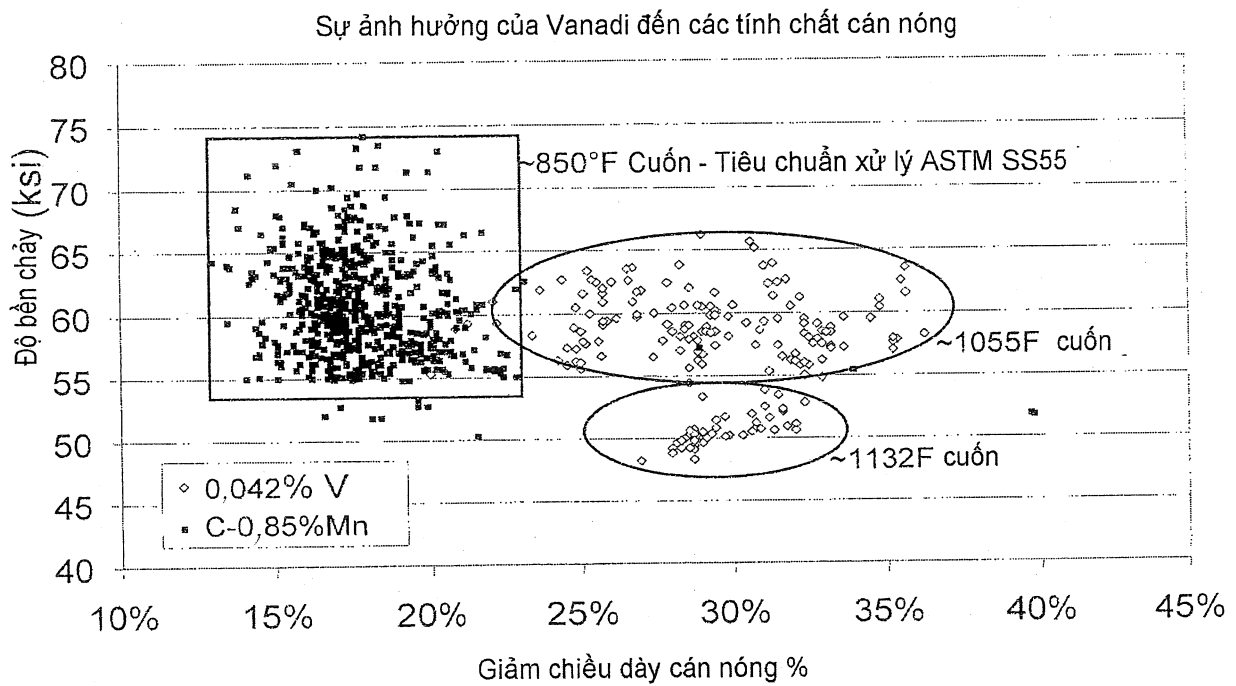


Fig. 29

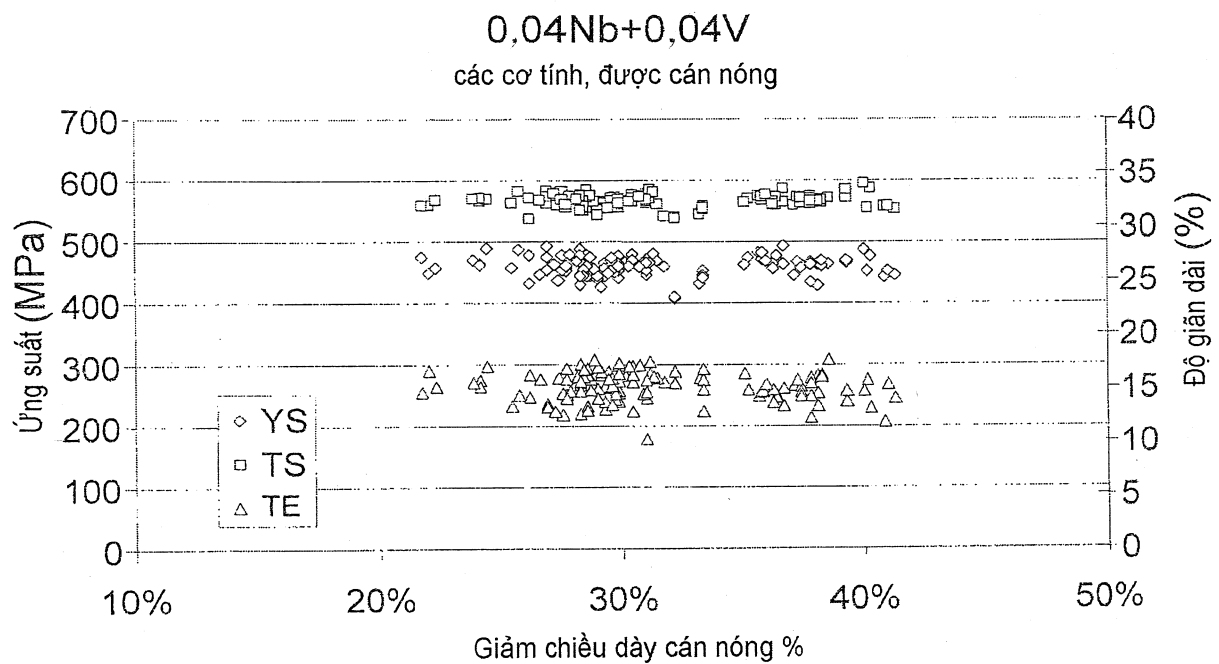


Fig. 30

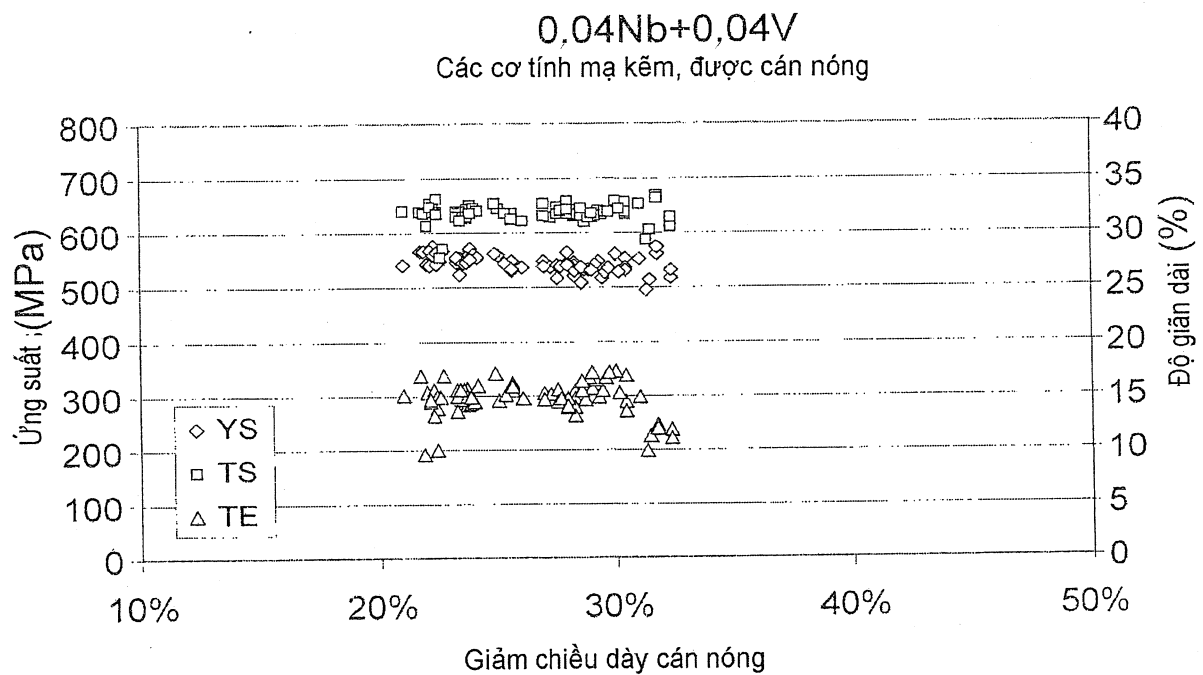


Fig. 31

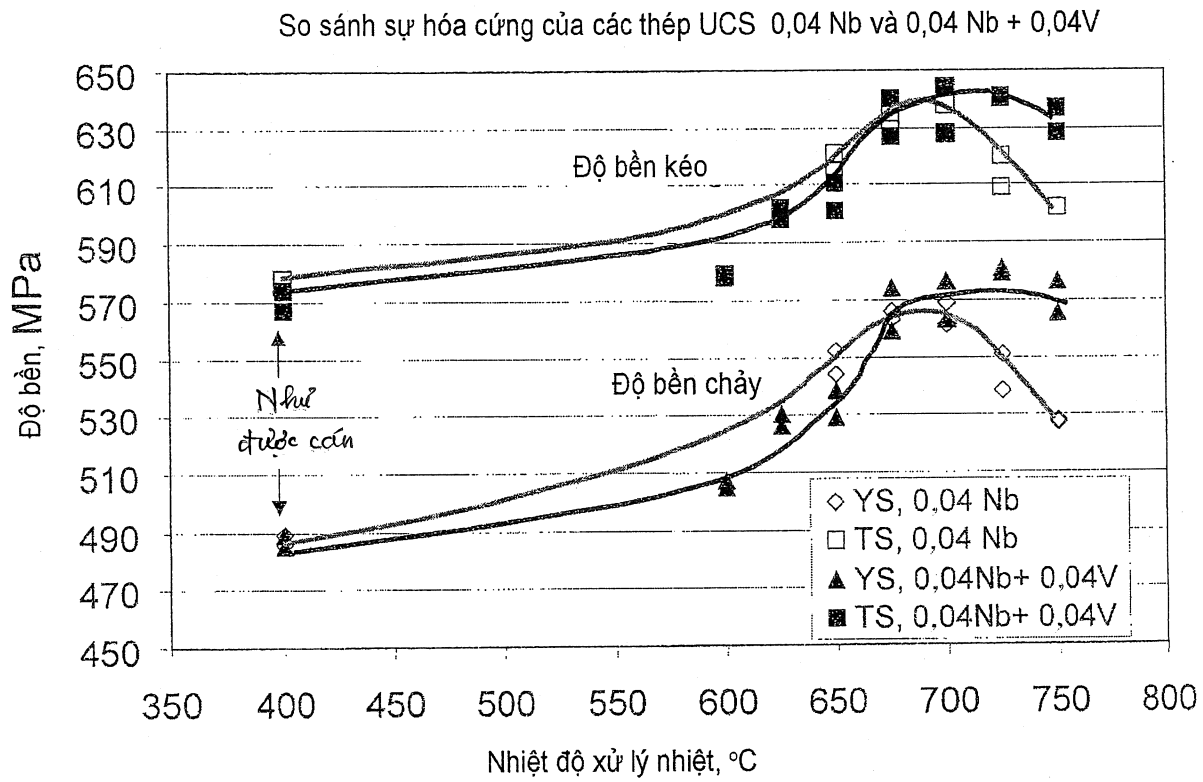


Fig. 32

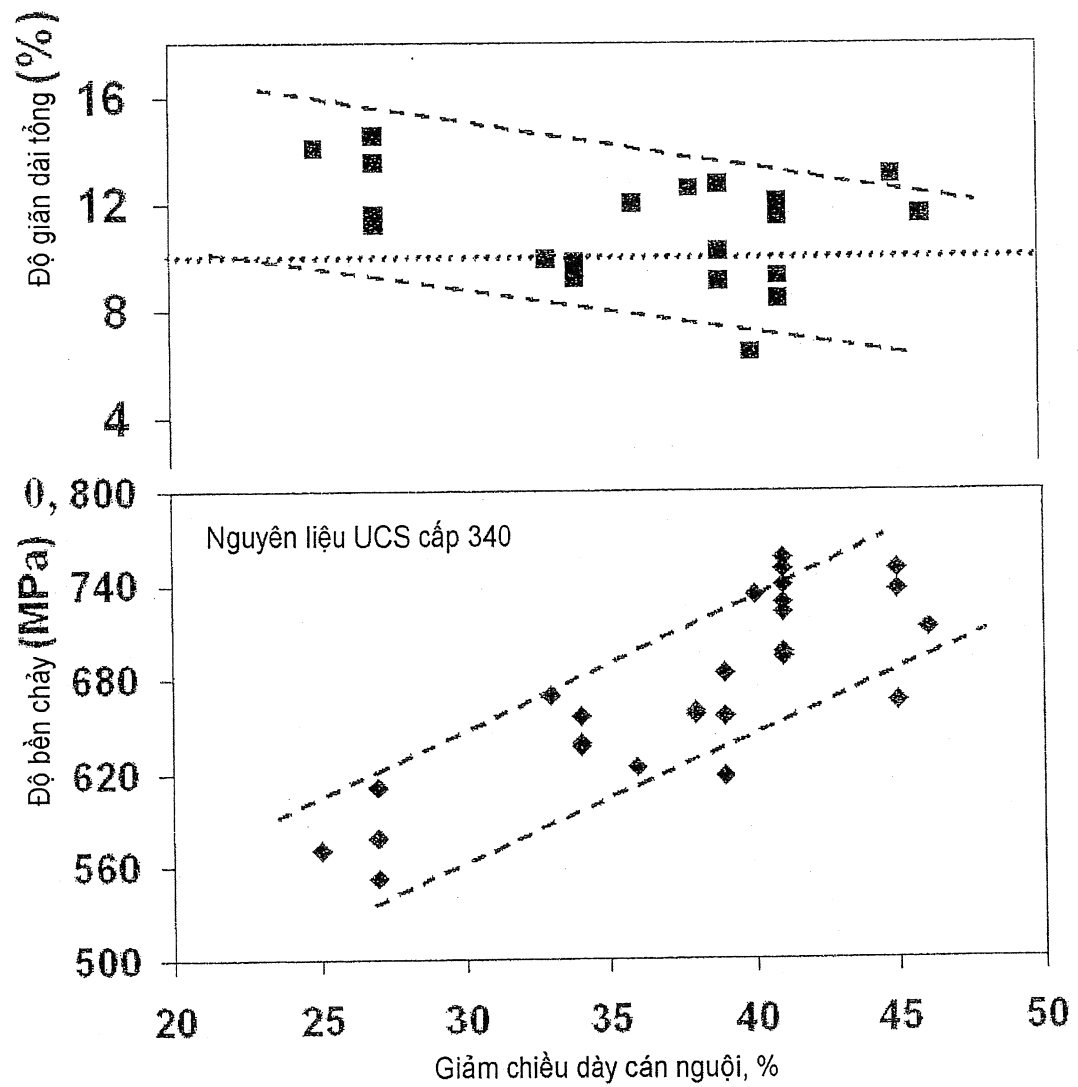


Fig. 33

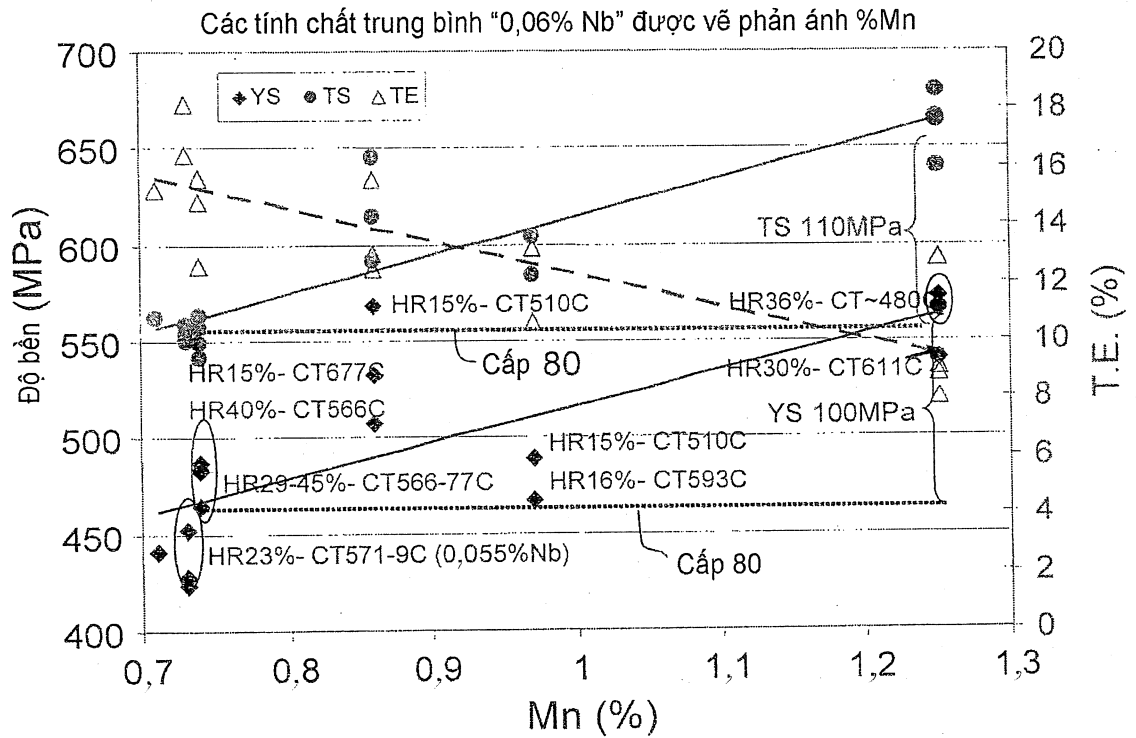


Fig. 34

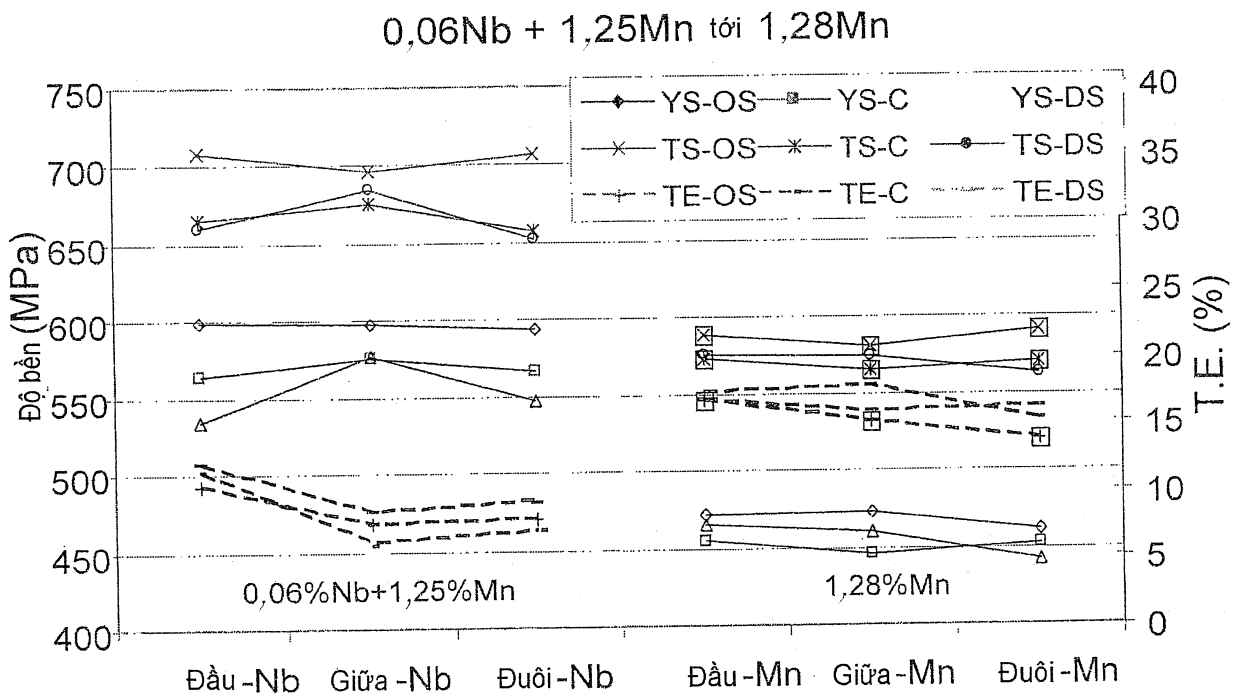


Fig. 35