



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

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

(11)



1-0035552

(51)⁸ C22C 38/00; C22C 38/58; C21D 9/46

(13) B

(21) 1-2019-00618

(22) 04/08/2017

(86) PCT/JP2017/028481 04/08/2017

(87) WO 2018/026016 A1 08/02/2018

(30) 2016-155097 05/08/2016 JP

(45) 25/05/2023 422

(43) 25/07/2019 376A

(73) NIPPON STEEL CORPORATION (JP)

6-1, Marunouchi 2-chome, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8071 Japan

(72) SANO, Kohichi (JP); UNO, Makoto (JP); NISHIYAMA, Ryoichi (JP);

YAMAGUCHI, Yuji (JP); SUGIURA, Natsuko (JP); NAKATA, Masahiro (JP).

(74) Công ty TNHH một thành viên Sở hữu trí tuệ VCCI (VCCI-IP CO.,LTD)

(54) TẤM THÉP VÀ TẤM THÉP ĐƯỢC MẠ

(57) Tấm thép có hợp phần hóa học cụ thể và có cấu trúc được thể hiện bởi, theo tỷ lệ diện tích, ferit: 0 đến 30%, và bainit: 70 đến 100%. Khi vùng mà được bao quanh bởi ranh giới hạt có độ định hướng lệch là 15° hoặc lớn hơn và có đường kính tương đương hình tròn là 0,3 μm hoặc lớn hơn được xác định là hạt tinh thể, tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5 đến 14° đối với tất cả các hạt tinh thể là 20 đến 100% theo tỷ lệ diện tích. Mật độ số ranh giới hạt của dung dịch rắn C hoặc mật độ số ranh giới hạt của tổng dung dịch rắn C và dung dịch rắn B là 1 mảnh/nm² hoặc lớn hơn và 4,5 mảnh/nm² hoặc nhỏ hơn. Kích cỡ hạt trung bình của xementit được kết tủa ở các ranh giới hạt là 2 μm hoặc nhỏ hơn.

Lĩnh vực kỹ thuật được đề cập

Sáng chế đề cập đến tấm thép và tấm thép được mạ.

Tình trạng kỹ thuật của sáng chế

Gần đây, để đáp ứng nhu cầu giảm trọng lượng của các bộ phận khác nhau nhằm cải thiện hiệu suất nhiên liệu của ô tô, việc làm mỏng đạt được bởi sự gia tăng độ bền của tấm thép làm bằng hợp kim sắt v.v. để sử dụng cho các bộ phận và ứng dụng kim loại nhẹ như là hợp kim Al cho các bộ phận khác nhau đang được nghiên cứu. Tuy nhiên, khi so sánh với kim loại nặng như là thép, kim loại nhẹ như là hợp kim Al có ưu điểm là có độ bền riêng cao, trong khi lại có nhược điểm là khá đắt. Do đó, việc ứng dụng kim loại nhẹ như là hợp kim Al bị giới hạn ở những trường hợp sử dụng đặc biệt. Do vậy, đã có nhu cầu về việc làm mỏng đạt được bởi gia tăng độ bền của tấm thép để ứng dụng sự giảm trọng lượng của các bộ phận khác nhau cho phạm vi ứng dụng rộng hơn và rẻ hơn.

Khi tấm thép được gia tăng về độ bền, các tính chất của vật liệu như là khả năng tạo hình (khả năng gia công) thường suy biến. Do đó, khi phát triển tấm thép có độ bền cao, nhiệm vụ quan trọng là đạt được độ bền cao mà không suy biến về các tính chất của vật liệu. Tấm thép cần có độ dẻo, khả năng gia công tạo bích kéo căng, khả năng gia công cắt bavia, tính chịu mỏi, tính chịu va đập, tính chịu ăn mòn, v.v. khi sử dụng, và quan trọng là đạt được cả các tính chất của vật liệu và độ bền này.

Chẳng hạn, sau khi bước đập phôi hoặc tạo lỗ được thực hiện bằng cách cắt hoặc dập, bước tạo hình ép dựa trên tạo bích kéo căng và cắt bavia chủ yếu được thực hiện, và khả năng tạo bích kéo căng tốt được yêu cầu.

Để đáp ứng nhiệm vụ là khả năng tạo bích kéo căng tốt được mô tả ở trên, chẳng hạn, tài liệu sáng chế 1 bộc lộ rằng kích cỡ của TiC bị

giới hạn, do đó có thể làm cho tấm thép cán nóng có độ dẻo, khả năng tạo bích kéo căng, và tính đồng nhất của vật liệu là tuyệt vời. Thêm nữa, tài liệu sáng chế 2 bộc lộ rằng các dạng, các kích cỡ, và các mật độ số của các oxit được ấn định, do đó có thể làm cho tấm thép cán nóng có khả năng tạo bích kéo căng và tính chất môi là tuyệt vời. Thêm nữa, tài liệu sáng chế 3 bộc lộ rằng tỷ lệ diện tích của pha ferit và khác biệt độ cứng giữa pha ferit và pha thứ hai được ấn định, do đó có thể làm cho tấm thép cán nóng có biến đổi độ bền giảm và có độ dẻo và khả năng nong rộng lỗ là tuyệt vời.

Tuy nhiên, trong kỹ thuật được mô tả ở trên được bộc lộ trong tài liệu sáng chế 1, cần đảm bảo pha ferit trong cấu trúc của tấm thép là 95% hoặc cao hơn. Do đó, để đảm bảo độ bền đủ, cần chứa Ti với lượng là 0,08% hoặc nhiều hơn ngay cả khi nó được thiết lập là loại 480 MPa (TS (độ bền kéo) được thiết lập là 480 MPa hoặc lớn hơn). Mặt khác, trong thép có 95% hoặc cao hơn là pha ferit mềm, thì sự suy giảm về độ dẻo trở thành vấn đề khi độ bền là 480 MPa hoặc lớn hơn được đảm bảo bởi tăng cường sự kết tủa của TiC. Thêm nữa, trong kỹ thuật được bộc lộ trong tài liệu sáng chế 2, sự bổ sung các kim loại hiếm như là La và Ce trở thành cốt lõi. Do vậy, kỹ thuật được bộc lộ trong tài liệu sáng chế 2 có nhiệm vụ là hạn chế nguyên tố tạo hợp kim.

Thêm nữa, như được mô tả ở trên, nhu cầu đối với ứng dụng tấm thép có độ bền cao cho các bộ phận của ô tô đã gia tăng gần đây. Khi tấm thép có độ bền cao được tạo ra bằng cách ép trong gia công nguội, nứt dễ xuất hiện từ mép của phần được đưa đi tạo hình bích kéo căng trong khi tạo hình. Điều này có thể hiểu được bởi vì những cải tiến tăng bền cơ học chỉ ở phần mép do ứng suất được đưa vào mặt đầu mút được dập ở thời điểm dập phôi. Thông thường, phương pháp đánh giá về thử nghiệm khả năng tạo bích kéo căng là thử nghiệm nong rộng lỗ đã được sử dụng. Tuy nhiên, trong thử nghiệm nong rộng lỗ, tấm dẫn đến tình trạng gãy bởi phân bố ít hoặc không có ứng suất theo hướng

chu vi, nhưng trong gia công chi tiết thực tế, có sự phân bố ứng suất, và như vậy có sự tác động lên giới hạn gãy bởi gradien ứng suất và sức căng quanh phần gãy. Do đó, ngay cả khi khả năng tạo bích kéo căng đủ mà được thể hiện trong thử nghiệm nong rộng lỗ trong trường hợp của tấm thép có độ bền cao, thì đôi khi nứt xuất hiện do sự phân bố ứng suất trong trường hợp mà ép nguội được thực hiện.

Các tài liệu sáng chế 1, 2 bộc lộ rằng chỉ cấu trúc được quan sát bởi kính hiển vi quang học được ấn định, do đó cải thiện khả năng nong rộng lỗ. Tuy nhiên, không rõ là có thể đảm bảo được khả năng tạo bích kéo căng đủ hay không ngay cả trong trường hợp sự phân bố ứng suất được xem xét. Thêm nữa, trong tấm thép được sử dụng cho bộ phận như vậy, liên quan đến vấn đề này là các khuyết tật hoặc các vết nứt tế vi xuất hiện trên mặt đầu mút được tạo ra bằng cách cắt hoặc dập và những khai triển nứt do các khuyết tật hoặc các vết nứt tế vi này đã xuất hiện, dẫn đến mất tính chất mỏi. Do đó, cần ngăn xuất hiện các khuyết tật hoặc các vết nứt tế vi ở mặt đầu mút của tấm thép được mô tả ở trên để cải thiện tính chịu mỏi. Khi các khuyết tật hoặc các vết nứt tế vi này mà đã xuất hiện trên mặt đầu mút, thì các vết nứt xuất hiện song song với hướng độ dày tấm của mặt đầu mút. Vết nứt này được gọi là “hiện tượng tróc.” Cụ thể “hiện tượng tróc” này xuất hiện trong tấm thép loại 540-MPa ở khoảng 80 phần trăm, và xuất hiện trong tấm thép loại 780-Mpa về cơ bản là ở 100 phần trăm. Thêm nữa, “hiện tượng tróc” này xuất hiện mà không có sự tương quan với tỷ lệ nong rộng lỗ. Chẳng hạn, ngay cả khi tỷ lệ nong rộng lỗ là 50% hoặc 100%, hiện tượng tróc vẫn xuất hiện.

Để đạt được cả tính chất có độ bền cao và các tính chất khác của vật liệu, cụ thể như là khả năng tạo hình, theo cách này, chẳng hạn, tài liệu sáng chế 4 bộc lộ phương pháp sản xuất tấm thép trong đó độ bền cao và độ dẻo và khả năng nong rộng lỗ đạt được bằng cách thiết lập trong cấu trúc thép thì ferit là 90% hoặc nhiều hơn và thiết lập phần

còn lại là bainit. Tuy nhiên, các tác giả sáng chế đã tiến hành các thử nghiệm bổ sung, trong thép có hợp phần được mô tả trong tài liệu sáng chế 4, kết quả là “hiện tượng tróc” đã xuất hiện sau khi dập.

Thêm nữa, chẳng hạn, các Tài liệu sáng chế 2, 3 bộc lộ kỹ thuật tấm thép cán nóng có sức căng lớn mà có độ bền cao và đạt được khả năng tạo bích kéo căng tuyệt vời bằng cách bổ sung Mo và tạo ra các kết tủa mịn. Tuy nhiên, các tác giả sáng chế tiến hành các thử nghiệm bổ sung cũng trên tấm thép mà áp dụng kỹ thuật được mô tả ở trên được bộc lộ trong các Tài liệu sáng chế 2, 3, trong thép có hợp phần được mô tả trong Tài liệu sáng chế 5 hoặc 6, kết quả là “hiện tượng tróc” đã xuất hiện sau khi dập. Do đó, có thể cho rằng trong kỹ thuật được bộc lộ trong các Tài liệu sáng chế 2, 3, thì kỹ thuật ngăn chặn các khuyết tật hoặc các vết nứt tế vi trong mặt đầu mút được tạo ra bằng cách cắt hoặc dập hoàn toàn không được bộc lộ.

Thêm nữa, mặt khác, như được mô tả ở trên, khi sự giảm trọng lượng đạt được bằng cách việc làm mỏng, tuổi thọ sử dụng được của ô tô có xu hướng bị rút ngắn do ăn mòn. Hơn nữa, để cải thiện tính chất chống gỉ của tấm thép, thì nhu cầu đối với tấm thép được mạ cũng đang tăng lên.

Danh sách tài liệu trích dẫn

Tài liệu sáng chế

Tài liệu sáng chế 1: Tóm tắt công bố quốc tế số WO2013/161090

Tài liệu sáng chế 2: Công bố đơn yêu cầu cấp bằng sáng chế Nhật Bản chưa thẩm định số 2005-256115

Tài liệu sáng chế 3: Công bố đơn yêu cầu cấp bằng sáng chế Nhật Bản chưa thẩm định số 2011-140671

Tài liệu sáng chế 4: Công bố đơn yêu cầu cấp bằng sáng chế Nhật Bản chưa thẩm định số 06-2933910

Tài liệu sáng chế 5: Công bố đơn yêu cầu cấp bằng sáng chế Nhật Bản chưa thẩm định số 2002-322540

Tài liệu sáng chế 6: Công bố đơn yêu cầu cấp bằng sáng chế Nhật Bản chưa thẩm định số 2002-322541

Bản chất kỹ thuật của sáng chế

Vấn đề kỹ thuật

Mục đích của sáng chế là đề xuất tấm thép và tấm thép được mạ mà có độ bền cao, có khả năng tạo bích kéo căng tuyệt vời, và có giảm xuất hiện hiện tượng tróc.

Biện pháp giải quyết vấn đề

Theo những phát hiện thông thường, sự cải thiện khả năng tạo bích kéo căng (khả năng nong rộng lỗ) đã được thực hiện bởi sự kiểm soát chất lẫn vào, đồng nhất cấu trúc, thống nhất cấu trúc, và/hoặc giảm khác biệt độ cứng giữa các cấu trúc, như được mô tả trong các Tài liệu sáng chế 1 đến 3. Nói cách khác, thông thường, sự cải thiện về khả năng tạo bích kéo căng đã đạt được bằng cách kiểm soát cấu trúc được quan sát bởi kính hiển vi quang học.

Tuy nhiên, để đáp ứng thực tế là không thể cải thiện khả năng tạo bích kéo căng với sự hiện diện của phân bố ứng suất ngay cả khi chỉ cấu trúc được quan sát bởi kính hiển vi quang học được kiểm soát, các tác giả sáng chế đã thực hiện nghiên cứu chuyên sâu bằng cách tập trung vào độ định hướng lệch nội hạt của mỗi hạt tinh thể. Kết quả là, các tác giả sáng chế đã phát hiện ra rằng có thể cải thiện đáng kể khả năng tạo bích kéo căng bằng cách kiểm soát tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch trong hạt tinh thể từ 5 đến 14° so với tất cả các hạt tinh thể là từ 20 đến 100%.

Thêm nữa, các tác giả sáng chế đã phát hiện ra rằng miễn là mật độ số ranh giới hạt của dung dịch rắn C hoặc mật độ số ranh giới hạt của tổng dung dịch rắn C và dung dịch rắn B là 1 mảnh/nm² hoặc lớn hơn và 4,5 mảnh/nm² hoặc nhỏ hơn và kích cỡ hạt trung bình của xementit được kết tủa ở các ranh giới hạt trong tấm thép là 2 µm hoặc nhỏ hơn, cũng có thể ngăn chặn hiện tượng tróc và ngăn chặn nứt từ

mặt đầu mút, dẫn đến có thể cải thiện thêm khả năng tạo bích kéo căng.
 Nội dung chính của sáng chế là như sau.

(1) Tấm thép, chứa:

hợp phần hóa học, được thể hiện theo % khối lượng, gồm

C: 0,008 đến 0,150%,

Si: 0,01 đến 1,70%,

Mn: 0,60 đến 2,50%,

Al: 0,010 đến 0,60%,

Ti: 0 đến 0,200%,

Nb: 0 đến 0,200%,

Ti + Nb: 0,015 đến 0,200%,

Cr: 0 đến 1,0%,

B: 0 đến 0,10%,

Mo: 0 đến 1,0%,

Cu: 0 đến 2,0%,

Ni: 0 đến 2,0%,

Mg: 0 đến 0,05%,

REM: 0 đến 0,05%,

Ca: 0 đến 0,05%,

Zr: 0 đến 0,05%,

P: 0,05% hoặc ít hơn,

S: 0,0200% hoặc ít hơn,

N: 0,0060% hoặc ít hơn, và

phần còn lại: Fe và các tạp chất; và

cấu trúc được thể hiện bởi, theo tỷ lệ diện tích,

ferit: 0 đến 30%, và

bainit: 70 đến 100%, trong đó

khí vùng mà được bao quanh bởi ranh giới hạt có độ định hướng lệch là 15° hoặc lớn hơn và có đường kính tương đương hình tròn là 0,3 μm hoặc lớn hơn được ấn định là hạt tinh thể, thì tỷ lệ của các hạt

tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5° đến 14° so với tất cả các hạt tinh thể là 20 đến 100% theo tỷ lệ diện tích,

mật độ số ranh giới hạt của dung dịch rắn C hoặc mật độ số ranh giới hạt của tổng dung dịch rắn C và dung dịch rắn B là 1 mảnh/nm² hoặc lớn hơn và 4,5 mảnh/nm² hoặc nhỏ hơn, và

kích cỡ hạt trung bình của xementit được kết tủa ở các ranh giới hạt là 2 μm hoặc nhỏ hơn.

(2) Tấm thép theo mục (1), trong đó

độ bền kéo là 480 MPa hoặc lớn hơn, và

sản phẩm có độ bền kéo và chiều cao tạo hình giới hạn trong thử nghiệm bích kéo căng dạng yên ngựa là 19500 mm · MPa hoặc lớn hơn.

(3) Tấm thép theo mục (1) hoặc (2), trong đó

hợp phần hóa học chứa, theo % khối lượng, một hoặc nhiều thành phần được lựa chọn từ nhóm gồm có

Cr: 0,05 đến 1,0%, và

B: 0,0005 đến 0,10%.

(4) Tấm thép theo mục bất kỳ trong số các mục (1) đến (3), trong đó

hợp phần hóa học chứa, theo % khối lượng, một hoặc nhiều thành phần được lựa chọn từ nhóm gồm có

Mo: 0,01 đến 1,0%,

Cu: 0,01 đến 2,0%, và

Ni: 0,01% đến 2,0%.

(5) Tấm thép theo mục bất kỳ trong số các mục (1) đến (4), trong đó

hợp phần hóa học chứa, theo % khối lượng, một hoặc nhiều thành phần được lựa chọn từ nhóm gồm có

Ca: 0,0001 đến 0,05%,

Mg: 0,0001 đến 0,05%,

Zr: 0,0001 đến 0,05%, và

REM: 0,0001 đến 0,05%.

(6) Tấm thép được mạ, trong đó

lớp mạ được tạo ra trên bề mặt của tấm thép theo mục bất kỳ trong số các mục (1) đến (5).

(7) Tấm thép được mạ theo mục (6), trong đó

lớp mạ là lớp mạ kẽm nhúng nóng.

(8) Tấm thép được mạ theo mục (6), trong đó

lớp mạ là lớp mạ kẽm nhúng nóng hợp kim.

Các ưu điểm của sáng chế

Theo sáng chế, có thể tạo ra tấm thép và tấm thép được mạ mà có độ bền cao, có khả năng tạo bích kéo căng tuyệt vời, và có giảm xuất hiện hiện tượng tróc. Theo sáng chế, có thể tạo ra tấm thép và tấm thép được mạ có tính chất bề mặt và cắt bavia tuyệt vời mà tuyệt vời về khả năng tạo bích kéo căng khắc nghiệt và tính chống nứt (hiện tượng tróc) trong bộ phận mặt đầu mút được tạo ra bằng cách cắt hoặc đập, cụ thể, và có cấp tấm thép là cấp 540 MPa hoặc cao hơn và hơn nữa là 780 MPa hoặc cao hơn trong khi có độ bền cao. Tấm thép và tấm thép được mạ của sáng chế có khả năng ứng dụng cho các bộ phận cần có độ dẻo và khả năng tạo bích kéo căng khắc nghiệt trong khi có độ bền cao.

Mô tả vắn tắt các hình vẽ

Fig.1A là hình vẽ phối cảnh minh họa sản phẩm được tạo hình kiểu yên ngựa được sử dụng cho phương pháp thử nghiệm bích kéo căng kiểu yên ngựa.

Fig.1B là hình chiếu bằng minh họa sản phẩm được tạo hình kiểu yên ngựa được sử dụng cho phương pháp thử nghiệm bích kéo căng kiểu yên ngựa.

Mô tả chi tiết sáng chế

Dưới đây, các phương án của sáng chế sẽ được giải thích.

[Hợp phần hóa học]

Trước tiên, hợp phần hóa học của tấm thép theo phương án của sáng chế sẽ được giải thích. Trong phần giải thích dưới đây, “%” mà là đơn vị của hàm lượng của mỗi nguyên tố có trong tấm thép nghĩa là “%

khối lượng” trừ phi được nêu theo cách khác. Tấm thép theo phương án này có hợp phần hóa học được thể hiện là C: 0,008 đến 0,150%, Si: 0,01 đến 1,70%, Mn: 0,60 đến 2,50%, Al: 0,010 đến 0,60%, Ti: 0 đến 0,200%, Nb: 0 đến 0,200%, Ti + Nb: 0,015 đến 0,200%, Cr: 0 đến 1,0%, B: 0 đến 0,10%, Mo: 0 đến 1,0%, Cu: 0 đến 2,0%, Ni: 0 đến 2,0%, Mg: 0 đến 0,05%, kim loại kiềm thổ hiếm (REM): 0 đến 0,05%, Ca: 0 đến 0,05%, Zr: 0 đến 0,05%, P: 0,05% hoặc ít hơn, S: 0,0200% hoặc ít hơn, N: 0,0060% hoặc ít hơn, và phần còn lại: Fe và các tạp chất. Các ví dụ về các tạp chất gồm các tạp chất có trong các nguyên liệu thô như là quặng và phế liệu, và tạp chất có trong quy trình sản xuất.

“C: 0,008 đến 0,150%”

C liên kết với Nb, Ti, v.v. để tạo ra các kết tủa trong tấm thép và góp phần cải thiện độ bền của thép bằng cách tăng cường kết tủa. Khi hàm lượng C là ít hơn 0,008%, không thể thu được đầy đủ hiệu quả này. Do đó, hàm lượng C được thiết lập là 0,008% hoặc nhiều hơn. Hàm lượng C ưu tiên được thiết lập là 0,010% hoặc nhiều hơn, và ưu tiên hơn được thiết lập là 0,018% hoặc nhiều hơn. Mặt khác, khi hàm lượng C là nhiều hơn 0,150%, độ mở định hướng trong bainit có khả năng gia tăng và tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5 đến 14° trở nên thấp. Thêm nữa, khi hàm lượng C nhiều hơn 0,150%, khả năng xementit ảnh hưởng xấu đến khả năng tạo bích kéo căng tăng lên và khả năng tạo bích kéo căng suy biến. Do đó, hàm lượng C được thiết lập là 0,150% hoặc ít hơn. Hàm lượng C ưu tiên được thiết lập là 0,100% hoặc ít hơn và ưu tiên hơn được thiết lập là 0,090% hoặc ít hơn.

“Si: 0,01 đến 1,70%”

Si có chức năng là chất khử oxy cho thép nóng chảy. Khi hàm lượng Si là ít hơn 0,01%, không thể thu được đầy đủ hiệu quả này. Do đó, hàm lượng Si được thiết lập là 0,01% hoặc nhiều hơn. Hàm lượng Si ưu tiên được thiết lập là 0,02% hoặc nhiều hơn và ưu tiên hơn được

thiết lập là 0,03% hoặc nhiều hơn. Mặt khác, khi hàm lượng Si nhiều hơn 1,70%, khả năng tạo bích kéo căng suy biến hoặc các khuyết tật bề mặt xuất hiện. Thêm nữa, khi hàm lượng Si nhiều hơn 1,70%, điểm biến tính tăng quá nhiều, sau đó cần gia tăng về nhiệt độ cán. Trong trường hợp này, sự tái kết tinh trong khi cán nóng được xúc tiến đáng kể và tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5 đến 14° trở nên thấp. Thêm nữa, khi hàm lượng Si nhiều hơn 1,70%, các khuyết tật bề mặt có khả năng xuất hiện khi lớp mạ được tạo ra trên bề mặt của tấm thép. Do đó, hàm lượng Si được thiết lập là 1,70% hoặc ít hơn. Hàm lượng Si ưu tiên được thiết lập là 1,60% hoặc ít hơn, ưu tiên hơn được thiết lập là 1,50% hoặc ít hơn, và ưu tiên nữa được thiết lập là 1,40% hoặc ít hơn.

“Mn: 0,60 đến 2,50%”

Mn góp phần vào sự cải thiện độ bền của thép bằng cách tăng cường dung dịch rắn hoặc cải thiện khả năng tôi của thép. Khi hàm lượng Mn là ít hơn 0,60%, không thể thu được đầy đủ hiệu quả này. Do đó, hàm lượng Mn được thiết lập là 0,60% hoặc nhiều hơn. Hàm lượng Mn ưu tiên được thiết lập là 0,70% hoặc nhiều hơn và ưu tiên hơn được thiết lập là 0,80% hoặc nhiều hơn. Mặt khác, khi hàm lượng Mn nhiều hơn 2,50%, khả năng tôi trở nên dư và mức độ mở định hướng trong bainit tăng lên. Kết quả là, tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5 đến 14° trở nên thấp và khả năng tạo bích kéo căng suy biến. Do đó, hàm lượng Mn được thiết lập là 2,50% hoặc ít hơn. Hàm lượng Mn ưu tiên được thiết lập là 2,30% hoặc ít hơn và ưu tiên hơn được thiết lập là 2,10% hoặc ít hơn.

“Al: 0,010 đến 0,60%”

Al có hiệu quả là chất khử oxy cho thép nóng chảy. Khi hàm lượng Al là ít hơn 0,010%, không thể thu được đầy đủ hiệu quả này. Do đó, hàm lượng Al được thiết lập là 0,010% hoặc nhiều hơn. Hàm lượng Al ưu tiên được thiết lập là 0,020% hoặc nhiều hơn và ưu tiên hơn

được thiết lập là 0,030% hoặc nhiều hơn. Mặt khác, khi hàm lượng Al nhiều hơn 0,60%, khả năng hàn, tính dai, v.v. suy biến. Do đó, hàm lượng Al được thiết lập là 0,60% hoặc ít hơn. Hàm lượng Al ưu tiên được thiết lập là 0,50% hoặc ít hơn và ưu tiên hơn được thiết lập là 0,40% hoặc ít hơn.

“Ti: 0 đến 0,200%, Nb: 0 đến 0,200%, Ti + Nb: 0,015 đến 0,200%”

Ti và Nb kết tủa mịn trong thép là các cacbua (TiC , NbC) và cải thiện độ bền của thép bằng cách tăng cường kết tủa. Thêm nữa, Ti và Nb tạo ra các cacbua do đó cố định C, dẫn đến ngăn chặn sự sinh ra xementit ảnh hưởng xấu đến khả năng tạo bích kéo căng. Thêm nữa, Ti và Nb có thể cải thiện đáng kể tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5° đến 14° và cải thiện khả năng tạo bích kéo căng trong khi cải thiện độ bền của thép. Khi tổng hàm lượng của Ti và Nb là ít hơn 0,015%, khả năng gia công suy biến và tần suất nứt trong khi cán tăng lên. Do đó, tổng hàm lượng của Ti và Nb được thiết lập là 0,015% hoặc nhiều hơn và ưu tiên được thiết lập là 0,018% hoặc nhiều hơn. Thêm nữa, hàm lượng Ti ưu tiên được thiết lập là 0,015% hoặc nhiều hơn, ưu tiên hơn được thiết lập là 0,020% hoặc nhiều hơn, và ưu tiên nữa được thiết lập là 0,025% hoặc nhiều hơn. Thêm nữa, hàm lượng Nb ưu tiên được thiết lập là 0,015% hoặc nhiều hơn, ưu tiên hơn được thiết lập là 0,020% hoặc nhiều hơn, và ưu tiên nữa được thiết lập là 0,025% hoặc nhiều hơn. Mặt khác, khi tổng hàm lượng của Ti và Nb nhiều hơn 0,200%, tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5° đến 14° trở nên thấp và khả năng tạo bích kéo căng suy biến. Do đó, tổng hàm lượng của Ti và Nb được thiết lập là 0,200% hoặc ít hơn và ưu tiên được thiết lập là 0,150% hoặc ít hơn. Thêm nữa, khi hàm lượng Ti nhiều hơn 0,200%, độ dẻo suy biến. Do đó, hàm lượng Ti được thiết lập là 0,200% hoặc ít hơn. Hàm lượng Ti ưu tiên được thiết lập là 0,180% hoặc ít hơn và ưu tiên hơn được thiết lập là 0,160% hoặc ít hơn. Thêm nữa, khi hàm lượng Nb nhiều hơn

0,200%, độ dẻo suy biến. Do đó, hàm lượng Nb được thiết lập là 0,200% hoặc ít hơn. Hàm lượng Nb ưu tiên được thiết lập là 0,180% hoặc ít hơn và ưu tiên hơn được thiết lập là 0,160% hoặc ít hơn.

“P: 0,05% hoặc ít hơn”

P là tạp chất. P làm suy biến tính dai, độ dẻo, khả năng hàn, v.v., và như vậy hàm lượng P thấp hơn được ưu tiên hơn. Khi hàm lượng P nhiều hơn 0,05%, sự suy biến về khả năng tạo bích kéo căng là dễ thấy. Do đó, hàm lượng P được thiết lập là 0,05% hoặc ít hơn. Hàm lượng P ưu tiên được thiết lập là 0,03% hoặc ít hơn và ưu tiên hơn được thiết lập là 0,02% hoặc ít hơn. Giới hạn dưới của hàm lượng P không được xác định cụ thể, nhưng sự giảm quá mức của nó không được mong muốn từ quan điểm về chi phí sản xuất. Do đó, hàm lượng P có thể được thiết lập là 0,005% hoặc nhiều hơn.

“S: 0,0200% hoặc ít hơn”

S là tạp chất. S gây ra nứt ở thời điểm cán nóng, và thêm nữa tạo ra A-các chất lẫn vào gốc A mà làm suy biến khả năng tạo bích kéo căng. Do vậy, hàm lượng S thấp hơn được ưu tiên hơn. Khi hàm lượng S nhiều hơn 0,0200%, sự suy biến về khả năng tạo bích kéo căng là dễ thấy. Do đó, hàm lượng S được thiết lập là 0,0200% hoặc ít hơn. Hàm lượng S ưu tiên được thiết lập là 0,0150% hoặc ít hơn và ưu tiên hơn được thiết lập là 0,0060% hoặc ít hơn. Giới hạn dưới của hàm lượng S không được xác định cụ thể, nhưng sự giảm quá mức của nó không được mong muốn từ quan điểm về chi phí sản xuất. Do đó, hàm lượng S có thể được thiết lập là 0,0010% hoặc nhiều hơn.

“N: 0,0060% hoặc ít hơn”

N là tạp chất. N tạo ra các kết tủa với Ti và Nb ưu tiên hơn C và giảm Ti và Nb có hiệu quả đối với sự cố định C. Do vậy, hàm lượng N thấp hơn được ưu tiên hơn. Khi hàm lượng N nhiều hơn 0,0060%, sự suy biến về khả năng tạo bích kéo căng là dễ thấy. Do đó, hàm lượng N được thiết lập là 0,0060% hoặc ít hơn. Hàm lượng N ưu tiên được thiết

lập là 0,0050% hoặc ít hơn. Giới hạn dưới của hàm lượng N không được xác định cụ thể, nhưng sự giảm quá mức của nó không được mong muốn từ quan điểm về chi phí sản xuất. Do đó, hàm lượng N có thể được thiết lập là 0,0010% hoặc nhiều hơn.

Cr, B, Mo, Cu, Ni, Mg, REM, Ca, và Zr không phải là các nguyên tố chính, nhưng là các nguyên tố tùy ý mà có thể có khi cần trong tấm thép ở các lượng định trước.

“Cr: 0 đến 1,0%”

Cr góp phần vào sự cải thiện độ bền của thép. Các mục đích mong muốn đạt được mà không có Cr, nhưng để thu được đầy đủ hiệu quả này, hàm lượng Cr ưu tiên được thiết lập là 0,05% hoặc nhiều hơn. Mặt khác, khi hàm lượng Cr nhiều hơn 1,0%, hiệu quả được mô tả ở trên bão hòa và hiệu suất kinh tế giảm đi. Do đó, hàm lượng Cr được thiết lập là 1,0% hoặc ít hơn.

“B: 0 đến 0,10%”

B tăng độ bền ranh giới hạt trong trường hợp cách ly các ranh giới hạt để tồn tại với dung dịch rắn C. Để thu được đầy đủ hiệu quả này, hàm lượng B ưu tiên được thiết lập là 0,0002% hoặc nhiều hơn. Thêm nữa, B cải thiện khả năng tôi để thuận lợi cho sự tạo thành cấu trúc biến tính làm lạnh liên tục là vì cấu trúc có lợi cho tính chất cắt bavia. Do đó, hàm lượng B ưu tiên hơn được thiết lập là 0,0005% hoặc nhiều hơn và ưu tiên nữa được thiết lập là 0,001% hoặc nhiều hơn. Tuy nhiên, trong trường hợp mà chỉ dung dịch rắn B có ở các ranh giới hạt và dung dịch rắn C không có ở các ranh giới hạt, thì hiệu quả tăng cường ranh giới hạt không lớn như hiệu quả mà được tạo ra bởi dung dịch rắn C, và do vậy, “hiện tượng tróc” có khả năng xuất hiện. Thêm nữa, trong trường hợp nếu không có B, khi nhiệt độ cuộn là 650°C hoặc thấp hơn, một số B mà là nguyên tố cách ly ranh giới hạt được thay thế bằng dung dịch rắn C để góp phần cải thiện độ bền của các ranh giới hạt, nhưng khi nhiệt độ cuộn cao hơn 650°C, mật độ số ranh giới hạt

của tổng dung dịch rắn C và dung dịch rắn B trở nên nhỏ hơn 1 mảnh/nm², và như vậy ước lượng được rằng xuất hiện nứt bề mặt gãy. Mặt khác, khi hàm lượng B nhiều hơn 0,10%, hiệu quả được mô tả ở trên được bão hòa và hiệu suất kinh tế suy giảm. Do đó, hàm lượng B được thiết lập là 0,10% hoặc ít hơn. Thêm nữa, khi hàm lượng B nhiều hơn 0,002%, nứt phôi đôi khi xuất hiện. Do vậy, hàm lượng B ưu tiên được thiết lập là 0,002% hoặc ít hơn.

“Mo: 0 đến 1,0%”

Mo cải thiện khả năng tôi, và đồng thời, có hiệu quả tăng độ bền bằng cách tạo ra các cacbua. Các mục đích mong muốn đạt được mà không có Mo, nhưng để thu được đầy đủ hiệu quả này, hàm lượng Mo ưu tiên được thiết lập là 0,01% hoặc nhiều hơn. Mặt khác, khi hàm lượng Mo nhiều hơn 1,0%, độ dẻo và khả năng hàn đôi khi giảm đi. Do đó, hàm lượng Mo được thiết lập là 1,0% hoặc ít hơn.

“Cu: 0 đến 2,0%”

Cu làm tăng độ bền của tấm thép, và đồng thời, cải thiện tính chịu ăn mòn và khả năng loại bỏ gỉ. Các mục đích mong muốn đạt được mà không có Cu, nhưng để thu được đầy đủ hiệu quả này, hàm lượng Cu ưu tiên được thiết lập là 0,01% hoặc nhiều hơn và ưu tiên hơn được thiết lập là 0,04% hoặc nhiều hơn. Mặt khác, khi hàm lượng Cu nhiều hơn 2,0%, các khuyết tật bề mặt đôi khi xuất hiện. Do đó, hàm lượng Cu được thiết lập là 2,0% hoặc ít hơn và ưu tiên được thiết lập là 1,0% hoặc ít hơn.

“Ni: 0 đến 2,0%”

Ni làm tăng độ bền của tấm thép, và đồng thời, cải thiện tính dai. Các mục đích mong muốn đạt được mà không cần có Ni, nhưng để thu được đầy đủ hiệu quả này, hàm lượng Ni ưu tiên được thiết lập là 0,01% hoặc nhiều hơn. Mặt khác, khi hàm lượng Ni nhiều hơn 2,0%, độ dẻo giảm đi. Do đó, hàm lượng Ni được thiết lập là 2,0% hoặc ít hơn.

“Mg: 0 đến 0,05%, REM: 0 đến 0,05%, Ca: 0 đến 0,05%, Zr: 0 đến 0,05%”

Ca, Mg, Zr, và REM tất cả cải thiện tính dai bằng cách kiểm soát các hình dạng của các sulfua và các oxit. Các mục đích mong muốn đạt được mà không cần có Ca, Mg, Zr, và REM, nhưng để thu được đầy đủ hiệu quả này, hàm lượng của một hoặc nhiều thành phần được lựa chọn từ nhóm gồm có Ca, Mg, Zr, và REM ưu tiên được thiết lập là 0,0001% hoặc nhiều hơn và ưu tiên hơn được thiết lập là 0,0005% hoặc nhiều hơn. Mặt khác, khi hàm lượng của Ca, Mg, Zr, hoặc REM nhiều hơn 0,05%, khả năng tạo bích kéo căng suy biến. Do đó, hàm lượng của mỗi loại trong số Ca, Mg, Zr, và REM được thiết lập là 0,05% hoặc ít hơn.

“Cấu trúc kim loại”

Tiếp theo, cấu trúc (cấu trúc kim loại) của tấm thép theo phương án của sáng chế sẽ được giải thích. Trong phần giải thích dưới đây, “%” là đơn vị của tỷ lệ (tỷ lệ diện tích) của mỗi cấu trúc nghĩa là “% diện tích” trừ phi được chỉ rõ theo cách khác. Tấm thép theo phương án này có cấu trúc được thể hiện bởi ferit: 0 đến 30% và bainit: 70 đến 100%.

“Ferit: 0 đến 30%”

Khi tỷ lệ diện tích của ferit là 30% hoặc ít hơn, có thể gia tăng độ dẻo mà không có suy biến nhiều về tính chất cắt bavia. Thêm nữa, ferit được biến tính trong khi C tích lũy trong các hạt tinh thể, và như vậy dung dịch rắn C có xu hướng suy giảm ở các ranh giới hạt. Mặt khác, khi tỷ lệ diện tích của ferit vượt quá 30%, trở nên khó để kiểm soát mật độ số ranh giới hạt của dung dịch rắn C nằm trong khoảng 1 mảnh/nm² hoặc lớn hơn và 4,5 mảnh/nm² hoặc nhỏ hơn. Do đó, tỷ lệ diện tích của ferit được thiết lập là 0 đến 30%.

“Bainit: 70 đến 100%”

Bainit được thiết lập là pha chính, do đó có thể làm tăng khả

năng gia công tạo bích kéo căng và cắt bavaria. Để thu được hiệu quả này một cách đầy đủ, tỷ lệ diện tích của bainit được thiết lập là 70 đến 100%.

Cấu trúc của tấm thép có thể chứa peclit hoặc mactensit hoặc cả hai trong số này. Peclit là tốt về tính chất môi và khả năng tạo bích kéo căng tương tự như bainit. Khi peclit và bainit được so sánh, bainit là tốt hơn về tính chất môi của phần được dập. Tỷ lệ diện tích của peclit ưu tiên được thiết lập là 0 đến 15%. Khi tỷ lệ diện tích của peclit nằm trong khoảng này, có thể thu được tấm thép có phần được dập có tính chất môi tốt hơn. Mactensit ảnh hưởng bất lợi đến khả năng tạo bích kéo căng, và như vậy tỷ lệ diện tích của mactensit ưu tiên được thiết lập là 10% hoặc ít hơn. Tỷ lệ diện tích của cấu trúc khác với ferit, bainit, peclit, và mactensit ưu tiên được thiết lập là 10% hoặc ít hơn, ưu tiên hơn được thiết lập là 5% hoặc ít hơn, và ưu tiên nữa được thiết lập là 3% hoặc ít hơn.

Tỷ lệ (tỷ lệ diện tích) của mỗi cấu trúc có thể thu được bằng phương pháp dưới đây. Trước tiên, mẫu được thu thập từ tấm thép được khắc mòn bằng nital. Sau khi khắc mòn, ảnh cấu trúc thu được ở vị trí sâu 1/4 độ dày tấm trong trường nhìn $300\text{ }\mu\text{m} \times 300\text{ }\mu\text{m}$ được đưa đi phân tích hình ảnh bằng cách sử dụng kính hiển vi quang học. Bằng phân tích hình ảnh này, tỷ lệ diện tích của ferit, tỷ lệ diện tích của peclit, và tổng tỷ lệ diện tích của bainit và mactensit thu được. Sau đó, mẫu được khắc mòn bằng LePera được sử dụng, và ảnh cấu trúc thu được ở vị trí sâu 1/4 độ dày tấm trong trường nhìn $300\text{ }\mu\text{m} \times 300\text{ }\mu\text{m}$ được đưa đi phân tích hình ảnh bằng cách sử dụng kính hiển vi quang học. Bằng phân tích hình ảnh này, thu được tổng tỷ lệ diện tích của austenit tồn dư và mactensit. Thêm nữa, mẫu thu được bằng cách tán bề mặt tới độ sâu là 1/4 độ dày tấm từ hướng trục giao với bề mặt được cán được sử dụng, và tỷ lệ thể tích của austenit tồn dư thu được nhờ đo nhiễu xạ tia X. Tỷ lệ thể tích của austenit tồn dư là tương

đương với tỷ lệ diện tích, và như vậy được thiết lập là tỷ lệ diện tích của austenit tồn dư. Sau đó, tỷ lệ diện tích của mactensit thu được bằng cách trừ tỷ lệ diện tích của austenit tồn dư từ tổng tỷ lệ diện tích của austenit tồn dư và mactensit, và tỷ lệ diện tích của bainit thu được bằng cách trừ tỷ lệ diện tích của mactensit từ tổng tỷ lệ diện tích của bainit và mactensit. Theo cách này, có thể thu được tỷ lệ diện tích của mỗi loại trong số ferit, bainit, mactensit, austenit tồn dư, và peclit.

Trong tấm thép theo phương án này, trong trường hợp nếu vùng được bao quanh bởi ranh giới hạt có độ định hướng lệch là 15° hoặc lớn hơn và có đường kính tương đương hình tròn là $0,3\text{ }\mu\text{m}$ hoặc lớn hơn được xác định là hạt tinh thể, tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5 đến 14° so với tất cả các hạt tinh thể là 20 đến 100% theo tỷ lệ diện tích. Độ định hướng lệch nội hạt thu được bằng cách sử dụng phương pháp nhiễu xạ tán xạ ngược điện tử (EBSD: electron back scattering diffraction) mà thường được sử dụng để phân tích định hướng tinh thể. Độ định hướng lệch nội hạt là giá trị trong trường hợp nếu ranh giới có độ định hướng lệch là 15° hoặc lớn hơn được thiết lập là ranh giới hạt trong cấu trúc và vùng được bao quanh bởi ranh giới hạt này được xác định là hạt tinh thể.

Các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5 đến 14° có hiệu quả để thu được tấm thép có sự cân bằng tuyệt vời giữa độ bền và khả năng gia công. Tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5 đến 14° tăng lên, do đó làm cho có thể cải thiện khả năng tạo bích kéo căng trong khi duy trì độ bền mong muốn của tấm thép. Khi tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5 đến 14° so với tất cả các hạt tinh thể là 20% hoặc nhiều hơn theo tỷ lệ diện tích, thì độ bền mong muốn và khả năng tạo bích kéo căng của tấm thép có thể thu được. Không quan trọng là tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5 đến 14° là cao, và như vậy giới hạn trên của nó là 100% .

Ứng suất tích lũy ở ba giai đoạn cuối của cán hoàn thiện được kiểm soát như được mô tả dưới đây, và do đó độ định hướng lệch của tinh thể xuất hiện trong các hạt ferit và bainit. Lý do cho việc này được coi là như sau. Bằng cách kiểm soát ứng suất tích lũy, sự chuyển vị trong austenit tăng lên, các thành chuyển vị được tạo ra trong hạt austenit ở mật độ cao, và một số khối ô được tạo ra. Các khối ô này có những định hướng tinh thể khác biệt. Có thể hiểu rằng austenit mà có mật độ chuyển vị cao và chứa các khối ô có những sự định hướng tinh thể được biến tính, và do đó, ferit và bainit có các độ định hướng lệch của tinh thể ngay cả trong cùng hạt và mật độ chuyển vị cũng tăng lên. Do vậy, độ định hướng lệch của tinh thể nội hạt được hiểu là tương quan với mật độ chuyển vị có trong hạt tinh thể. Nói chung, sự gia tăng về mật độ chuyển vị trong hạt mang đến sự cải thiện về độ bền, nhưng hạ thấp khả năng gia công. Tuy nhiên, các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt được kiểm soát từ 5 đến 14° làm cho có thể cải thiện độ bền mà không hạ thấp khả năng gia công. Do đó, trong tấm thép theo phương án này, tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5 đến 14° được thiết lập là 20% hoặc nhiều hơn. Các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt là nhỏ hơn 5° là tuyệt vời về khả năng gia công, nhưng khó tăng độ bền. Các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt là lớn hơn 14° không góp phần cải thiện về khả năng tạo bích kéo căng bởi vì chúng khác nhau về khả năng biến dạng trong số các hạt tinh thể.

Tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5 đến 14° có thể được đo bằng phương pháp dưới đây. Trước tiên, ở vị trí sâu 1/4 độ dày tấm t từ bề mặt của tấm thép (vị trí 1/4 t) trong mặt cắt thẳng đứng với hướng cán, vùng nằm trong phạm vi 200 μm theo hướng cán và 100 μm theo hướng trục giao với bề mặt được cán được đưa đi phân tích EBSD ở bước đo là 0,2 μm để thu được thông tin định hướng tinh thể. Ở đây, phân tích EBSD được thực hiện bằng cách

sử dụng thiết bị được tạo nên gồm kính hiển vi điện tử quét phát xạ trường nhiệt (JSM-7001F được sản xuất bởi JEOL Ltd.) và bộ phát hiện EBSD (bộ phát hiện HIKARI được sản xuất bởi TSL Co., Ltd.), ở tốc độ phân tích là 200 đến 300 điểm/giây. Sau đó, đối với thông tin định hướng tinh thể thu được, vùng có độ định hướng lệch là 15° hoặc lớn hơn và đường kính tương đương hình tròn là $0,3\ \mu\text{m}$ hoặc lớn hơn được xác định là hạt tinh thể, độ định hướng lệch nội hạt trung bình của các hạt tinh thể được tính toán, và tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5 đến 14° thu được. Hạt tinh thể được xác định như được mô tả ở trên và độ định hướng lệch nội hạt trung bình có thể được tính toán bằng cách sử dụng phần mềm “OIM Analysis (nhãn hiệu đã được đăng ký)” kèm theo máy phân tích EBSD.

“Độ định hướng lệch nội hạt” trong phương án này nghĩa là “Độ mở định hướng hạt (GOS: Grain Orientation Spread)” tức là độ mở định hướng trong hạt tinh thể. Giá trị của độ định hướng lệch nội hạt thu được là giá trị trung bình của các độ định hướng lệch giữa sự định hướng tinh thể tham chiếu và tất cả các điểm đo trong cùng hạt tinh thể như được mô tả trong tài liệu “Misorientation Analysis of Plastic Deformation of Stainless Steel by EBSD and X-ray Diffraction Methods” KIMURA Hidehiko, et al., Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers (series A), Vol. 71, No. 712, 2005, p. 1722-1728. Trong phương án này, sự định hướng tinh thể tham chiếu là sự định hướng thu được bằng cách lấy trung bình tất cả các điểm đo trong cùng hạt tinh thể. Giá trị của GOS có thể được tính toán bằng cách sử dụng phần mềm “OIM Analysis (nhãn hiệu đã được đăng ký) Version 7.0,1” kèm theo máy phân tích EBSD.

Trong phương án này, khả năng tạo bích kéo căng được đánh giá bằng phương pháp thử nghiệm bích kéo căng kiểu yên ngựa sử dụng sản phẩm được tạo hình kiểu yên ngựa. Fig.1A và Fig.1B là các hình vẽ mỗi hình minh họa sản phẩm được tạo hình kiểu yên ngựa được sử

dụng cho phương pháp thử nghiệm bích kéo căng kiểu yên ngựa trong phương án này, Fig.1A là hình vẽ phối cảnh, và Fig.1B là hình chiếu bằng. Cụ thể, trong phương pháp thử nghiệm bích kéo căng kiểu yên ngựa, sản phẩm được tạo hình kiểu yên ngựa 1 tái tạo hình dạng bích kéo căng được tạo nên từ phần thẳng và phần cong được minh họa trên Fig.1A và Fig.1B được ép, và khả năng tạo bích kéo căng được đánh giá bằng cách sử dụng chiều cao tạo hình giới hạn ở thời điểm đó. Trong phương pháp thử nghiệm bích kéo căng kiểu yên ngựa trong phương án này, chiều cao tạo hình giới hạn H (mm) thu được khi khoảng hở ở thời điểm dập phần góc 2 được thiết lập là 11% được đo bằng cách sử dụng sản phẩm được tạo hình kiểu yên ngựa 1 trong đó bán kính của độ cong R của phần góc 2 được thiết lập là 50 đến 60 mm và góc mở θ của phần góc 2 được thiết lập là 120° . Ở đây, khoảng hở biểu thị tỷ lệ của khe giữa khuôn dập và máy dập và độ dày của mảnh thử nghiệm. Thực tế, khoảng hở được xác định bằng sự kết hợp của công cụ dập và độ dày tấm, như vậy nghĩa là 11% đáp ứng khoảng 10,5 đến 11,5%. Để xác định chiều cao tạo hình giới hạn H, có hay không vết nứt có độ dài là 1/3 hoặc dài hơn của độ dày tấm được quan sát bằng mắt sau khi tạo hình, và sau đó chiều cao tạo hình giới hạn mà không có các vết nứt được xác định là chiều cao tạo hình giới hạn.

Trong thử nghiệm nong rộng lỗ thông thường được sử dụng làm phương pháp thử nghiệm đối với khả năng tạo bích kéo căng, tấm bị gãy với ít hoặc không có ứng suất được phân bố theo hướng chu vi. Do đó, gradient ứng suất và sức căng quanh phần gãy khác với gradient ứng suất và sức căng ở thời điểm tạo hình bích kéo căng thực tế. Thêm nữa, trong thử nghiệm nong rộng lỗ, sự đánh giá được thực hiện ở thời điểm khi gãy xuất hiện xuyên qua độ dày tấm, hoặc tương tự, dẫn đến sự đánh giá phản ánh việc tạo hình bích kéo căng ban đầu không được thực hiện. Mặt khác, trong thử nghiệm bích kéo căng dạng yên ngựa được sử dụng trong phương án này, khả năng tạo bích kéo căng xem

xét đến sự phân bố ứng suất có thể được đánh giá, và như vậy sự đánh giá phản ánh việc tạo hình bích kéo căng ban đầu có thể được thực hiện.

Theo tấm thép theo phương án này, độ bền kéo là 480 MPa hoặc lớn hơn có thể thu được. Tức là, có thể thu được độ bền kéo tuyệt vời. Giới hạn trên của độ bền kéo không bị giới hạn cụ thể. Tuy nhiên, trong khoảng thành phần trong phương án này, giới hạn trên của độ bền kéo thực tế là khoảng 1180 MPa. Độ bền kéo có thể được đo bằng cách chế tạo mảnh thử nghiệm Số 5 được mô tả trong JIS-Z2201 và thực hiện thử nghiệm kéo theo phương pháp thử nghiệm được mô tả trong JIS-Z2241.

Theo tấm thép theo phương án này, sản phẩm có độ bền kéo và chiều cao tạo hình giới hạn trong thử nghiệm bích kéo căng dạng yên ngựa, là 19500 mm · MPa hoặc lớn hơn, có thể thu được. Tức là, khả năng tạo bích kéo căng tuyệt vời có thể thu được. Giới hạn trên của sản phẩm này không bị giới hạn cụ thể. Tuy nhiên, trong khoảng thành phần trong phương án này, giới hạn trên của sản phẩm thực tế này là khoảng 25000 mm · MPa.

Trong tấm thép theo phương án này, các tỷ lệ diện tích của các cấu trúc tương ứng được quan sát bởi kính hiển vi quang học như là ferit và bainit và tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5 đến 14° không có quan hệ trực tiếp. Nói cách khác, chẳng hạn, ngay cả nếu có các tấm thép có cùng tỷ lệ diện tích của ferit và cùng tỷ lệ diện tích của bainit, chúng không cần cùng tỷ lệ về các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5 đến 14°. Do đó, không thể thu được các tính chất tương đương với các tính chất của tấm thép theo phương án này chỉ bằng cách kiểm soát tỷ lệ diện tích của ferit và tỷ lệ diện tích của bainit.

Trong tấm thép theo phương án này, mật độ số ranh giới hạt của dung dịch rắn C hoặc mật độ số ranh giới hạt của tổng dung dịch rắn C

và dung dịch rắn B là 1 mảnh/nm² hoặc lớn hơn và 4,5 mảnh/nm² hoặc nhỏ hơn. Mật độ số ranh giới hạt của dung dịch rắn C hoặc mật độ số ranh giới hạt của tổng dung dịch rắn C và dung dịch rắn B được thiết lập là 1 mảnh/nm² hoặc lớn hơn và 4,5 mảnh/nm² hoặc nhỏ hơn, do đó làm cho có thể cải thiện khả năng tạo bích kéo căng mà không gây ra “hiện tượng tróc.” Điều này có thể hiểu được bởi vì dung dịch rắn C và dung dịch rắn B tăng cường các ranh giới hạt. Do vậy, để thu được hiệu quả này, mật độ số ranh giới hạt của dung dịch rắn C hoặc mật độ số ranh giới hạt của tổng dung dịch rắn C và dung dịch rắn B được thiết lập là 1 mảnh/nm² hoặc lớn hơn. Mặt khác, khi mật độ số ranh giới hạt của dung dịch rắn C hoặc mật độ số ranh giới hạt của tổng dung dịch rắn C và dung dịch rắn B vượt quá 4,5 mảnh/nm², khả năng tạo bích kéo căng giảm đi. Điều này được ước đoán bởi vì dung dịch rắn C và dung dịch rắn B với lượng quá nhiều có ở các ranh giới hạt làm cho các ranh giới hạt giòn. Do vậy, mật độ số ranh giới hạt của dung dịch rắn C hoặc mật độ số ranh giới hạt của tổng dung dịch rắn C và dung dịch rắn B được thiết lập là 4,5 mảnh/nm² hoặc nhỏ hơn.

Trong tấm thép theo phương án này, kích cỡ hạt trung bình của xementit được kết tủa ở các ranh giới hạt là 2 μm hoặc nhỏ hơn. Kích cỡ hạt trung bình của xementit được kết tủa ở các ranh giới hạt được thiết lập là 2 μm hoặc nhỏ hơn, do đó làm cho có thể cải thiện khả năng tạo bích kéo căng. Trong tạo hình bích kéo căng, các khoảng rỗng xuất hiện trong khi tạo hình được liên kết, do đó gây ra nứt. Do vậy, khi xementit thô có ở các ranh giới hạt, xementit nứt ở thời điểm tạo hình, dẫn đến các khoảng rỗng có khả năng xuất hiện. Nhân thể, không có vấn đề nào gây ra ngay cả khi xementit mà tạo ra các phiến mỏng peclit tồn tại. Điều này có thể hiểu được bởi vì xementit không dễ nứt vì hình dạng của nó hoặc xementit được kẹp giữa bởi các pha α , và như vậy các khoảng rỗng không dễ xuất hiện. Kích cỡ hạt trung bình của xementit nhỏ hơn là được ưu tiên hơn, và như vậy kích cỡ hạt trung

bình ưu tiên được thiết lập là 1,5 μm hoặc nhỏ hơn và ưu tiên hơn được thiết lập là 1,0 μm hoặc nhỏ hơn.

Kích cỡ hạt trung bình của xementit được kết tủa ở các ranh giới hạt được quan sát bằng kính hiển vi điện tử truyền qua được trang bị súng phát xạ trường (FEG) có điện áp tăng tốc là 200 kV bằng cách thu thập mẫu dùng cho kính hiển vi điện tử truyền qua từ 1/4 độ dày của mẫu được cắt ra từ vị trí 1/4W hoặc 3/4W chiều rộng tấm của tấm thép của thép mẫu. Các kết tủa được quan sát ở các ranh giới hạt có thể được xác nhận là xementit bằng cách phân tích mẫu hình nhiễu xạ. Nhân thể, kích cỡ hạt trung bình của xementit trong phương án này được xác định là giá trị trung bình được tính toán từ các giá trị được đo thu được bằng cách đo các kích cỡ hạt của tất cả các tiểu thể xementit được quan sát trong trường nhìn đơn.

Để đo dung dịch rắn C và dung dịch rắn B mà có ở các ranh giới hạt và phía trong các hạt, phương pháp dò nguyên tử ba chiều được sử dụng. Thiết bị dò nguyên tử nhạy vị trí (PoSAP: position sensitive atom probe) được sử dụng trong phương pháp dò nguyên tử ba chiều. Thiết bị dò nguyên tử nhạy vị trí là thiết bị được phát triển vào năm 1988 bởi A. Cerezo et al. ở Oxford University. Thiết bị này là thiết bị mà được tạo ra có bộ phát hiện nhạy vị trí là bộ phát hiện để dò nguyên tử và có khả năng đo đồng thời thời gian bay và vị trí của các nguyên tử mà tới bộ phát hiện không sử dụng khe hở khi thực hiện phân tích.

Sử dụng thiết bị này làm cho có thể không chỉ hiển thị tất cả nguyên tố hợp thành trong hợp kim có trên bề mặt của mẫu bằng độ phân giải không gian mức nguyên tử như bản đồ hai chiều, mà còn hiển thị • phân tích chúng như bản đồ ba chiều bằng cách sử dụng hiện tượng bay hơi trường để làm bay hơi một lớp nguyên tử ở một thời điểm từ bề mặt của mẫu và mở rộng bản đồ hai chiều theo hướng chiều sâu. Đối với quan sát ranh giới hạt, thiết bị FIB (focused ion beam : chùm ion tập trung) (FB2000A được sản xuất bởi Hitachi, Ltd.) được

sử dụng để tạo ra mẫu có hình dạng kim cho AP chứa phần ranh giới hạt, và phần ranh giới hạt được tạo thành phần nhọn hình kim bằng chùm quét có hình dạng tùy ý để tạo mẫu được cắt thành hình dạng kim bằng cách đánh bóng điện phân. Mẫu được quan sát để cụ thể hóa ranh giới hạt bằng cách ứng dụng cơ chế trong đó sự tương phản được thể hiện trong các hạt tinh thể có các định hướng khác nhau do hiện tượng tạo kênh của SIM (kính hiển vi ion quét) sau đó được cắt bởi chùm ion. Thiết bị dò nguyên tử nhạy vị trí là OTAP được sản xuất bởi CAMECA. Điều kiện đo là, nhiệt độ vị trí mẫu được thiết lập là khoảng 70 K, tổng điện áp dò được thiết lập là 10 đến 15 kV, và tỷ lệ xung được thiết lập là 25%. Ranh giới hạt và phần bên trong hạt của mỗi mẫu được đo ba lần, và giá trị trung bình của các phép đo được đặt là giá trị đại diện. Giá trị thu được bằng cách loại bỏ nhiễu nền v.v. khỏi giá trị được đo được xác định là mật độ nguyên tử trên đơn vị diện tích ranh giới hạt được thiết lập là mật độ số ranh giới hạt (mật độ chia tách ranh giới hạt) ($\text{mảnh}/\text{nm}^2$). Do đó, dung dịch rắn C mà có ở các ranh giới hạt thì chắc chắn là nguyên tử C có ở các ranh giới hạt. Thêm nữa, dung dịch rắn B mà có ở các ranh giới hạt thì chắc chắn là nguyên tử B có ở các ranh giới hạt.

Mật độ số ranh giới hạt của dung dịch rắn C trong phương án này được xác định là số (mật độ) trên mỗi diện tích đơn vị ranh giới hạt của dung dịch rắn C có ở các ranh giới hạt. Mật độ số ranh giới hạt của dung dịch rắn B trong phương án này được xác định là số (mật độ) trên mỗi diện tích đơn vị ranh giới hạt của dung dịch rắn B có ở các ranh giới hạt. Theo phương pháp dò nguyên tử ba chiều, bản đồ nguyên tử bộc lộ sự phân bố của các nguyên tử theo ba chiều, do đó làm cho có thể xác nhận được rằng có số lượng lớn các nguyên tử C và số lượng lớn các nguyên tử B ở vị trí của ranh giới hạt. Nhân thể, trong trường hợp các kết tủa, chúng có thể được cụ thể hóa bởi số lượng các nguyên tử và mối quan hệ vị trí so với các nguyên tử khác (như là Ti).

Tiếp theo, phương pháp sản xuất tấm thép theo phương án của sáng chế sẽ được giải thích. Trong phương pháp này, cán nóng, làm nguội bằng không khí, bước làm nguội thứ nhất, và bước làm nguội thứ hai được thực hiện theo thứ tự này.

“Cán nóng”

Cán nóng bao gồm cán thô và cán hoàn thiện. Trong cán nóng, thanh phôi (thỏi phôi thép) có hợp phần hóa học được mô tả ở trên được nung được đưa đi cán thô. Nhiệt độ nung thanh phôi được thiết lập là $SRT_{min}^{\circ}C$ được biểu diễn bằng Biểu thức (1) dưới đây hoặc cao hơn và $1260^{\circ}C$ hoặc thấp hơn.

$$SRT_{min} = [7000/\{2,75 - \log([Ti] \times [C])\} - 273) + 10000/\{4,29 - \log([Nb] \times [C])\} - 273)]/2 \cdot \cdot \cdot (1)$$

Ở đây, [Ti], [Nb], và [C] trong Biểu thức (1) là các hàm lượng của Ti, Nb, và C theo % khối lượng.

Khi nhiệt độ nung thanh phôi là thấp hơn $SRT_{min}^{\circ}C$, Ti và/hoặc Nb không được cho vào dung dịch một cách đầy đủ. Khi Ti và/hoặc Nb không được cho vào ở thời điểm nung thanh phôi, trở nên khó để làm cho Ti và/hoặc Nb kết tủa mịn như các cacbua (TiC , NbC) và cải thiện độ bền của thép bằng cách tăng cường kết tủa. Thêm nữa, khi nhiệt độ nung thanh phôi là thấp hơn $SRT_{min}^{\circ}C$, trở nên khó để cố định C bởi sự hình thành của các cacbua (TiC , NbC) ngăn chặn sự sinh ra xementit ảnh hưởng xấu đến tính chất cắt bavia. Thêm nữa, khi nhiệt độ nung thanh phôi là thấp hơn $SRT_{min}^{\circ}C$, tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch của tinh thể nội hạt từ 5 đến 14° là có khả năng bị thấp. Do đó, nhiệt độ nung thanh phôi được thiết lập là $SRT_{min}^{\circ}C$ hoặc cao hơn. Mặt khác, khi nhiệt độ nung thanh phôi cao hơn $1260^{\circ}C$, hiệu suất giảm đi do bong vảy. Do đó, nhiệt độ nung thanh phôi được thiết lập là $1260^{\circ}C$ hoặc thấp hơn.

Sau khi nung thanh phôi, thanh phôi được rút khỏi lò nung mà không chờ, cụ thể, được đưa đi cán thô, và sau đó thu được thanh thô.

Khi nhiệt độ hoàn thiện của bước cán thô là thấp hơn 1000°C , tính chịu biến dạng nóng trong khi cán thô tăng lên gây khó khăn trong thực hiện cán thô ở một số trường hợp. Do đó, nhiệt độ hoàn thiện của bước cán thô được thiết lập là 1000°C hoặc cao hơn. Mặt khác, khi nhiệt độ hoàn thiện của bước cán thô vượt quá 1150°C , mật độ số ranh giới hạt của dung dịch rắn C ở các ranh giới hạt đôi khi trở nên 1 mảnh/ nm^2 hoặc nhỏ hơn. Điều này được ước tính bởi vì Ti và Nb kết tủa trong austenit là TiC và NbC thô và dung dịch rắn C giảm đi. Thêm nữa, khi nhiệt độ hoàn thiện của bước cán thô vượt quá 1150°C , độ bền tấm được cán nóng đôi khi giảm đi. Đó là vì TiC và NbC kết tủa thô.

Khi khoảng thời gian giữa lúc kết thúc cán thô và bắt đầu cán hoàn thiện vượt quá 150 giây, mật độ số ranh giới hạt của dung dịch rắn C trong các ranh giới hạt đôi khi trở nên 1 mảnh/ nm^2 hoặc nhỏ hơn. Điều này được ước tính bởi vì Ti và Nb kết tủa trong austenit là TiC và NbC thô và dung dịch rắn C giảm đi. Thêm nữa, độ bền tấm được cán nóng đôi khi giảm đi. Đó là vì TiC và NbC kết tủa thô. Mặt khác, khi khoảng thời gian giữa lúc kết thúc cán thô và bắt đầu cán hoàn thiện là ít hơn 30 giây, trước khi bắt đầu cán hoàn thiện và giữa các rãnh cán, các chỗ phòng mà trở thành các điểm khởi đầu của vảy hoặc các khuyết tật vảy thẳng xuất hiện giữa các vảy bề mặt trên sắt nền của tấm thép, và như vậy các khuyết tật vảy này có khả năng được sinh ra trong một số trường hợp.

Bằng cách cán hoàn thiện, tấm thép cán nóng thu được. Ứng suất tích lũy ở ba giai đoạn cuối (ba rãnh cán cuối) trong cán hoàn thiện được thiết lập là 0,5 đến 0,6 để thiết lập tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5° đến 14° là 20% hoặc nhiều hơn, và sau đó bước làm nguội được mô tả dưới đây được thực hiện. Đó là vì lý do dưới đây. Các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5° đến 14° được sinh ra bởi được làm biến tính ở trạng thái cân bằng kim hãm ở nhiệt độ tương đối thấp. Do đó, mật độ chuyển vị của

austenit trước khi biến tính được giới hạn ở khoảng nhất định trong cán nóng, và đồng thời, tốc độ làm nguội tiếp sau được giới hạn ở khoảng nhất định, do đó làm cho có thể kiểm soát sự sinh ra các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5° đến 14° .

Tức là, ứng suất tích lũy ở ba giai đoạn cuối trong cán hoàn thiện và làm nguội tiếp sau được kiểm soát, do đó làm cho có thể kiểm soát tần suất xuất hiện cấu tạo hạt nhân của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5° đến 14° và tốc độ phát triển tiếp sau. Kết quả là, có thể kiểm soát tỷ lệ diện tích của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5° đến 14° trong tấm thép thu được sau khi làm nguội. Cụ thể hơn, mật độ chuyển vị của austenit được đưa vào bởi cán hoàn thiện chủ yếu liên quan đến tần suất xuất hiện cấu tạo hạt nhân và tốc độ làm nguội sau khi cán chủ yếu liên quan đến tốc độ phát triển.

Khi ứng suất tích lũy ở ba giai đoạn cuối trong cán hoàn thiện là nhỏ hơn 0,5, mật độ chuyển vị của austenit được đưa vào là không đủ và tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5° đến 14° trở nên nhỏ hơn 20%. Do đó, ứng suất tích lũy ở ba giai đoạn cuối được thiết lập là 0,5 hoặc lớn hơn. Mặt khác, khi ứng suất tích lũy ở ba giai đoạn cuối trong cán hoàn thiện vượt quá 0,6, sự tái kết tinh của austenit xuất hiện trong khi cán nóng và mật độ chuyển vị được tích lũy ở thời điểm biến tính giảm đi. Kết quả là, tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5° đến 14° trở nên nhỏ hơn 20%. Do đó, ứng suất tích lũy ở ba giai đoạn cuối được thiết lập là 0,6 hoặc nhỏ hơn.

Ứng suất tích lũy ở ba giai đoạn cuối trong cán hoàn thiện (ϵ_{eff}) thu được bằng Biểu thức (2) dưới đây.

$$\epsilon_{eff.} = \sum \epsilon_i(t, T) \cdot \cdot \cdot (2)$$

Ở đây,

$$\epsilon_i(t, T) = \epsilon_{i0} / \exp\{(t/\tau_R)^{2/3}\},$$

$$\tau_R = \tau_0 \cdot \exp(Q/RT),$$

$$\tau_0 = 8,46 \times 10^{-9},$$

$$Q = 183200J,$$

$$R = 8,314J/K \cdot mol,$$

ϵ_{i0} là ứng suất loga ở thời gian giảm, t là khoảng thời gian tích tụ ngay trước khi làm nguội trong rãnh cán, và T là nhiệt độ cán trong rãnh cán.

Khi nhiệt độ hoàn thiện của cán được thiết lập là thấp hơn $Ar_3^{\circ}C$, mật độ chuyển vị của austenit trước khi biến tính tăng lên quá mức, như vậy làm cho khó thiết lập các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5 đến 14° là 20% hoặc nhiều hơn. Do đó, nhiệt độ hoàn thiện của cán hoàn thiện được thiết lập là $Ar_3^{\circ}C$ hoặc cao hơn.

Cán hoàn thiện ưu tiên là được thực hiện bằng cách sử dụng máy cán tiếp đôi trong đó nhiều máy cán được bố trí thẳng hàng và thực hiện cán liên tục theo một hướng để thu được độ dày mong muốn. Thêm nữa, trong trường hợp nếu cán hoàn thiện được thực hiện sử dụng máy cán tiếp đôi, bước làm nguội (làm nguội inter-stand) được thực hiện giữa các máy cán để kiểm soát nhiệt độ tấm thép trong khi cán hoàn thiện nằm trong khoảng $Ar_3^{\circ}C$ hoặc cao hơn đến $Ar_3 + 150^{\circ}C$ hoặc thấp hơn. Khi nhiệt độ cao nhất của tấm thép trong khi cán hoàn thiện vượt quá $Ar_3 + 150^{\circ}C$, kích cỡ hạt trở nên quá lớn, và như vậy suy biến về tính dai có liên quan. Thêm nữa, khi nhiệt độ cao nhất của tấm thép trong khi cán hoàn thiện vượt quá $Ar_3 + 150^{\circ}C$, các hạt γ phát triển là thô theo thời gian bước làm nguội bắt đầu sau khi cán hoàn thiện được kết thúc và các mật độ số ranh giới hạt của dung dịch rắn B và dung dịch rắn C ở các ranh giới hạt tăng lên.

Cán nóng được thực hiện ở các điều kiện như vậy như nêu trên, do đó làm cho có thể giới hạn khoảng mật độ chuyển vị của austenit trước khi biến tính và thu được tỷ lệ mong muốn của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5 đến 14° .

Ar_3 được tính toán bằng Biểu thức (3) dưới đây xét đến hiệu quả đối với điểm biến tính bởi sự giảm dựa trên hợp phần hóa học của tấm thép.

$$Ar_3 = 970 - 325 \times [C] + 33 \times [Si] + 287 \times [P] + 40 \times [Al] - 92 \times ([Mn] + [Mo] + [Cu]) - 46 \times ([Cr] + [Ni]) \cdot \cdot \cdot (3)$$

Ở đây, [C], [Si], [P], [Al], [Mn], [Mo], [Cu], [Cr], và [Ni] lần lượt là các hàm lượng của C, Si, P, Al, Mn, Mo, Cu, Cr, và Ni theo % khối lượng. Các nguyên tố không có được tính toán là 0%.

Khi tỷ lệ giảm trong rãnh cán cuối trong cán hoàn thiện là thấp hơn 3%, hình dạng mạch suy biến, và như vậy có lo ngại rằng hình dạng được cuộn của cuộn khi cuộn nóng được tạo ra và độ dày chính xác tấm sản phẩm bị ảnh hưởng bất lợi. Mặt khác, khi tỷ lệ giảm trong rãnh cán cuối trong cán hoàn thiện vượt quá 20%, thì mật độ chuyển vị ở phần bên trong của tấm thép tăng lên nhiều hơn cần thiết bởi vì ứng suất được đưa vào quá mức. Sau khi cán hoàn thiện kết thúc, các vùng có mật độ chuyển vị cao có năng lượng ứng suất cao, và như vậy được tạo thành cấu trúc ferit dễ dàng. Ferit được tạo ra bằng sự biến tính các kết tủa như vậy trong khi không hòa tan rất nhiều chất rắn cacbon, và như vậy cacbon có trong pha gốc dễ tập trung ở mặt phân giới giữa austenit và ferit, mật độ số ranh giới hạt của dung dịch rắn C ở các ranh giới hạt tăng lên thêm, và các cacbua thô của Nb và Ti trở nên có khả năng kết tủa ở mặt phân giới. Trong trường hợp nếu dung dịch rắn N và dung dịch rắn Ti giảm đi trong cán hoàn thiện theo cách này, sự cải thiện độ bền của tấm thép không được mong đợi và “hiện tượng tróc” trở nên có khả năng xuất hiện do các lý do được mô tả ở trên. Do vậy, tỷ lệ giảm trong rãnh cán cuối trong cán hoàn thiện được kiểm soát để nằm trong khoảng 3% hoặc nhiều hơn và 20% hoặc ít hơn.

Khi tốc độ cán trong rãnh cán cuối trong cán hoàn thiện là nhỏ hơn 400 mpm, các hạt γ phát triển là thô và mật độ số ranh giới hạt của dung dịch rắn C ở các ranh giới hạt tăng lên. Do đó, tốc độ cán trong

rãnh cán cuối trong cán hoàn thiện được thiết lập là 400 mpm hoặc cao hơn. Mặt khác, các hiệu quả của sáng chế được thể hiện mà không có giới hạn giá trị giới hạn trên về tốc độ cán cụ thể, nhưng thực tế là giá trị giới hạn trên là 1800 mpm hoặc nhỏ hơn do hạn chế trang thiết bị. Do đó, tốc độ cán trong rãnh cán cuối trong cán hoàn thiện được thiết lập là 1800 mpm hoặc nhỏ hơn.

“Làm nguội bằng không khí”

Trong phương pháp sản xuất này, làm nguội bằng không khí của tấm thép cán nóng được thực hiện chỉ trong khoảng thời gian 2 giây hoặc ngắn hơn sau khi cán hoàn thiện được kết thúc. Khi làm nguội bằng không khí khoảng thời gian này lâu hơn 2 giây, các mật độ số ranh giới hạt của dung dịch rắn B và dung dịch rắn C ở các ranh giới hạt tăng lên. Do vậy, làm nguội bằng không khí khoảng thời gian này được thiết lập là 2 giây hoặc ngắn hơn.

“Bước làm nguội thứ nhất, bước làm nguội thứ hai”

Sau khi làm nguội bằng không khí trong 2 giây hoặc ngắn hơn, bước làm nguội thứ nhất và bước làm nguội thứ hai cho tấm thép cán nóng được thực hiện theo thứ tự này. Trong bước làm nguội thứ nhất, tấm thép cán nóng được làm nguội xuống vùng nhiệt độ thứ nhất là 600 đến 750°C ở tốc độ làm nguội là 10°C/giây hoặc cao hơn. Trong bước làm nguội thứ hai, tấm thép cán nóng được làm nguội xuống vùng nhiệt độ thứ hai là 450 đến 600°C ở tốc độ làm nguội là 30°C/giây hoặc cao hơn. Giữa bước làm nguội thứ nhất và bước làm nguội thứ hai, tấm thép cán nóng được giữ trong vùng nhiệt độ thứ nhất trong thời gian từ 0 đến 10 giây. Sau khi bước làm nguội thứ hai, tấm thép cán nóng ưu tiên là được làm nguội bằng không khí.

Khi tốc độ làm nguội của bước làm nguội thứ nhất là nhỏ hơn 10°C/giây, tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch của tinh thể nội hạt từ 5 đến 14° trở nên thấp. Thêm nữa, khi nhiệt độ dừng làm nguội của bước làm nguội thứ nhất là thấp hơn 600°C, trở nên khó

thu được 5% ferit hoặc nhiều hơn theo tỷ lệ diện tích, và đồng thời, tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch của tinh thể nội hạt từ 5 đến 14° trở nên thấp. Thêm nữa, khi nhiệt độ dừng làm nguội của bước làm nguội thứ nhất cao hơn 750°C, trở nên khó thu được 70% bainit hoặc nhiều hơn theo tỷ lệ diện tích, và đồng thời, tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch của tinh thể nội hạt từ 5 đến 14° trở nên thấp. Thêm nữa, khi thời gian lưu ở 600 đến 750°C vượt quá 10 giây, xementit ảnh hưởng xấu đến tính chất cắt bavia có khả năng được sinh ra, và kích cỡ hạt trung bình của xementit được kết tủa ở các ranh giới hạt thường vượt quá 2 μm . Thêm nữa, khi thời gian lưu ở 600 đến 750°C vượt quá 10 giây, thường khó thu được 70% bainit hoặc nhiều hơn theo tỷ lệ diện tích, và thêm nữa, tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch của tinh thể nội hạt từ 5 đến 14° trở nên thấp.

Khi tốc độ làm nguội của bước làm nguội thứ hai là thấp hơn 30°C/giây, xementit ảnh hưởng xấu đến tính chất cắt bavia có khả năng được sinh ra, và đồng thời, tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch của tinh thể nội hạt từ 5 đến 14° trở nên thấp. Khi nhiệt độ dừng làm nguội của bước làm nguội thứ hai là thấp hơn 400°C hoặc cao hơn 600°C, tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5 đến 14° trở nên thấp.

Khi nhiệt độ cuộn vượt quá 600°C, mật độ số ranh giới hạt của dung dịch rắn C trở nên nhỏ hơn 1 mảnh/ nm^2 và nứt bề mặt gây xuất hiện. Thêm nữa, tỷ lệ diện tích của ferit cũng tăng lên. Do đó, nhiệt độ cuộn được thiết lập là 600°C hoặc thấp hơn và ưu tiên được thiết lập là 550°C hoặc thấp hơn. Mặt khác, khi nhiệt độ cuộn là thấp hơn 400°C, kích cỡ hạt trung bình của xementit được kết tủa ở các ranh giới hạt vượt quá 2 μm , và như vậy giá trị nồng độ lỏng suy biến. Do đó, nhiệt độ cuộn được thiết lập là 400°C hoặc cao hơn và ưu tiên được thiết lập là 450°C hoặc cao hơn.

Giới hạn trên của tốc độ làm nguội ở mỗi bước trong số bước làm nguội thứ nhất và bước làm nguội thứ hai không bị giới hạn, một cách cụ thể, nhưng có thể được thiết lập là $200^{\circ}\text{C}/\text{giây}$ hoặc thấp hơn xét đến khả năng của trang thiết bị của trang thiết bị làm nguội.

Theo cách này, có thể thu được tấm thép theo phương án này.

Trong phương pháp sản xuất được mô tả ở trên, các điều kiện cán nóng được kiểm soát, nhờ đó đưa các chuyển vị tác động vào austenit. Sau đó, quan trọng là thực hiện các chuyển vị tác động được đưa vào còn lại không nhiều lắm bằng cách kiểm soát các điều kiện làm nguội. Tức là, ngay cả khi các điều kiện cán nóng hoặc các điều kiện làm nguội được kiểm soát một cách độc lập, không thể thu được tấm thép theo phương án này, dẫn đến quan trọng là kiểm soát thích hợp cả các điều kiện cán nóng và các điều kiện làm nguội. Các điều kiện khác với ở trên không bị giới hạn cụ thể bởi vì các phương pháp đã biết rõ như là cuộn bằng phương pháp đã biết sau bước làm nguội thứ hai, chẳng hạn, chỉ cần được sử dụng.

Bước tẩy gỉ có thể được thực hiện để loại bỏ các vảy trên bề mặt. Miễn là các điều kiện cán nóng và làm nguội là như trên, thì có thể thu được các hiệu quả tương tự ngay cả khi cán nguội, xử lý nhiệt (bước tôi), mạ, v.v. được thực hiện sau đó.

Trong bước cán nguội, tỷ lệ giảm ưu tiên được thiết lập là 90% hoặc ít hơn. Khi tỷ lệ giảm trong bước cán nguội vượt quá 90%, độ dẻo đôi khi giảm đi. Bước cán nguội không phải được thực hiện và giới hạn dưới của tỷ lệ giảm trong bước cán nguội là 0%. Như ở trên, tấm ban đầu được cán nóng nguyên vẹn có khả năng tạo hình tuyệt vời. Mặt khác, trên các chuyển vị được đưa vào bằng cán nguội, Ti, Nb, Mo, v.v. được hòa tan rắn thu gom để kết tủa, do đó làm cho có thể cải thiện giới hạn chảy và độ bền kéo. Do vậy, bước cán nguội có thể được sử dụng để điều chỉnh độ bền. Tấm thép được cán nguội thu được bằng bước cán nguội.

Khi nhiệt độ của xử lý nhiệt (bước tôi) vượt quá 840°C, cấu trúc được tạo ra bởi bước cán nóng được austenit hóa được hủy bỏ. Thêm nữa, nói chung, bước làm nguội xuống nhiệt độ trong phòng được thực hiện trong thời gian ngắn so với bước cán nóng sau khi tôi, và như vậy mactensit tăng lên và khả năng tạo bích kéo căng có xu hướng suy biến đáng kể. Do đó, nhiệt độ tôi ưu tiên được thiết lập là 840°C hoặc thấp hơn. Giới hạn dưới của nhiệt độ tôi không được thiết lập cụ thể. Như được mô tả ở trên, đó là bởi vì tấm thép được cán nóng nguyên vẹn mà không được đưa đi tôi có khả năng tạo hình tuyệt vời.

Trên bề mặt của tấm thép trong phương án này, lớp mạ có thể được tạo ra. Tức là, tấm thép được mạ có thể được nêu là phương án khác của sáng chế. Chẳng hạn, lớp mạ là lớp mạ điện, lớp mạ nhúng nóng, hoặc lớp mạ nhúng nóng hợp kim. Đối với lớp mạ nhúng nóng và lớp mạ nhúng nóng hợp kim, lớp được tạo nên từ ít nhất một trong số kẽm và nhôm, chẳng hạn, có thể được kể đến. Cụ thể, có thể kể đến lớp mạ kẽm nhúng nóng, lớp mạ kẽm nhúng nóng hợp kim, lớp mạ nhôm nhúng nóng, lớp mạ nhôm nhúng nóng hợp kim, lớp mạ Zn-Al nhúng nóng, lớp mạ Zn-Al nhúng nóng hợp kim, v.v.. Cụ thể là từ quan điểm về khả năng mạ và tính chịu ăn mòn, lớp mạ kẽm nhúng nóng và lớp mạ kẽm nhúng nóng hợp kim là được ưu tiên.

Tấm thép được mạ nhúng nóng và tấm thép được mạ nhúng nóng hợp kim được sản xuất bằng cách thực hiện nhúng nóng hoặc nhúng nóng hợp kim trên tấm thép nêu trên theo phương án này. Ở đây, nhúng nóng hợp kim nghĩa là nhúng nóng được thực hiện để tạo ra lớp mạ nhúng nóng trên bề mặt, và sau đó xử lý hợp kim được thực hiện trên đó để tạo lớp mạ nhúng nóng thành lớp mạ nhúng nóng hợp kim. Tấm thép mà được đưa đi mạ có thể là tấm thép cán nóng, hoặc tấm thép thu được sau khi cán nguội và bước tôi được thực hiện trên tấm thép cán nóng. Tấm thép được mạ nhúng nóng và tấm thép được mạ nhúng nóng hợp kim bao gồm tấm thép theo phương án này và có lớp mạ nhúng

nóng và lớp mạ nhúng nóng hợp kim được tạo ra lần lượt trên đó, và nhờ đó, có thể đạt được tính chất chống gỉ tuyệt vời cùng với các hiệu quả chức năng của tấm thép theo phương án này. Trước khi thực hiện mạ, Ni hoặc tương tự có thể được phủ lên bề mặt làm lớp mạ lót.

Khi xử lý nhiệt (bước tôi) được thực hiện trên tấm thép, tấm thép có thể được ngâm trong bể mạ kẽm nhúng nóng trực tiếp sau khi được đưa đi xử lý nhiệt để tạo ra lớp mạ kẽm nhúng nóng trên bề mặt của nó. Trong trường hợp này, tấm ban đầu để xử lý nhiệt có thể là tấm thép cán nóng hoặc tấm thép cán nguội. Sau khi lớp mạ kẽm nhúng nóng được tạo ra, lớp mạ kẽm nhúng nóng hợp kim có thể được tạo ra bằng cách nung lại tấm thép và thực hiện xử lý hợp kim để tạo hợp kim cho lớp mạ kẽm và sắt nền.

Tấm thép được mạ theo phương án của sáng chế có tính chất chống gỉ tuyệt vời bởi vì lớp mạ được tạo ra trên bề mặt của tấm thép. Do vậy, khi bộ phận của ô tô được làm giảm độ dày bằng cách sử dụng tấm thép được mạ trong phương án này, chẳng hạn, có thể ngăn rút ngắn tuổi thọ sử dụng của ô tô mà gây ra bởi sự ăn mòn bộ phận này.

Lưu ý rằng các phương án được mô tả ở trên chỉ minh họa cụ thể các ví dụ về cách thực hiện sáng chế, và phạm vi kỹ thuật của sáng chế không được hiểu theo cách hạn chế bởi các phương án này. Tức là, sáng chế có thể được thực hiện theo các dạng khác nhau mà không trệtch khỏi tinh thần kỹ thuật hoặc các dấu hiệu chính của nó.

Ví dụ thực hiện sáng chế

Tiếp theo, các ví dụ của sáng chế sẽ được giải thích. Các điều kiện trong các ví dụ là các ví dụ về các điều kiện được áp dụng để xác minh tính khả thi và các hiệu quả của sáng chế, và sáng chế không bị giới hạn ở các ví dụ về các điều kiện. Sáng chế có thể áp dụng các điều kiện khác nhau mà không trệtch khỏi phạm vi của sáng chế để đạt được các mục đích của sáng chế.

Các loại thép có các hợp phần hóa học được minh họa trong bảng

1 được nấu chảy để sản xuất các thỏi phôi thép, các thỏi phôi thép thu được được nung tới các nhiệt độ nung được minh họa trên bảng 2 và bảng 3 được đưa đi cán thô trong gia công nóng, và sau đó được đưa đi cán hoàn thiện ở các điều kiện được minh họa trên bảng 2 và Bảng 3. Các độ dày tấm của các tấm thép cán nóng sau khi cán là 2,2 đến 3,4 mm. “THỜI GIAN TRÔI QUA” trong bảng 2 và bảng 3 là thời gian trôi qua giữa thời điểm kết thúc cán thô và bắt đầu cán hoàn thiện. Mỗi cột trống trong bảng 1 biểu thị rằng giá trị phân tích là nhỏ hơn giới hạn phát hiện. Mỗi đường gạch chân trong bảng 1 biểu thị rằng giá trị số của nó nằm ngoài khoảng của sáng chế, và mỗi đường gạch chân trong bảng 3 biểu thị rằng giá trị số của nó là nằm ngoài khoảng thích hợp để sản xuất của tấm thép của sáng chế.

Bảng 1

Thép số	Hợp phần hóa học (% khối lượng, phần còn lại: Fe và các tạp chất)																	Ar ₃ (°C)		
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Nb	N	Cr	B	Mo	Cu	Ni	Mg	REM	Ca		Zr	Ti+Nb
A	0,047	0,41	0,72	0,011	0,005	0,050	0,150	0,031	0,0026										0,181	907
B	0,036	0,32	1,02	0,019	0,003	0,030	0,090	0,022	0,0019										0,112	882
C	0,070	1,22	1,21	0,022	0,006	0,040	0,110	0,042	0,0034								0,001		0,152	884
D	0,053	0,81	1,51	0,016	0,012	0,030	0,110	0,033	0,0027	0,15									0,143	839
E	0,039	0,21	1,01	0,014	0,008	0,040	0,040	0,022	0,0029										0,062	870
F	0,041	0,93	1,23	0,014	0,010	0,030	0,150	0,037	0,0034										0,187	880
G	0,064	0,72	1,21	0,014	0,009	0,100	0,120	0,031	0,0043		0,0010								0,151	870
H	0,051	0,53	1,33	0,016	0,008	0,030	0,140	0,041	0,0027										0,181	855
I	0,059	0,62	1,02	0,010	0,010	0,080	0,110	0,023	0,0021				0,06	0,03				0	0,133	877
J	0,031	0,62	0,73	0,013	0,006	0,030	0,110	0,022	0,0027										0,132	918
K	0,043	1,42	1,72	0,011	0,003	0,050	0,150	0,032	0,0035			0,13							0,182	838
L	0,054	0,43	1,52	0,014	0,005	0,040	0,130	0,041	0,002							0,005			0,171	832
M	0,056	0,22	1,23	0,016	0,008	0,030	0,160	0,021	0,001				0,08	0,04					0,181	842
N	0,066	0,81	1,41	0,015	0,007	0,050	0,090	0,017	0,002										0,107	852
O	0,061	0,61	1,62	0,018	0,009	0,040	0,120	0,023	0,003						0,0003				0,143	828
P	0,052	0,81	1,82	0,015	0,010	0,030	0,100	0,033	0,003										0,133	818
Q	0,039	0,13	1,41	0,010	0,008	0,200	0,070	0,012	0,003										0,082	843
R	0,026	0,05	1,16	0,011	0,004	0,015	0,070	0,000	0,003										0,070	860
S	0,092	0,05	1,20	0,002	0,003	0,030	0,015	0,029	0,003										0,044	833
T	0,062	0,06	1,48	0,017	0,003	0,035	0,055	0,035	0,003										0,090	822
U	0,081	0,04	1,52	0,014	0,004	0,030	0,022	0,020	0,003										0,042	811
a	0,162	0,42	1,22	0,010	0,006	0,300	0,080	0,043	0,002										0,123	834
b	0,051	2,73	0,82	0,012	0,010	0,050	0,090	0,032	0,002								6E-04		0,122	974

c	0,047	0,23	<u>3,21</u>	0,015	0,008	0,040	0,080	0,041	0,003										0,121	673
d	0,039	0,52	0,82	0,013	0,007	0,030	0,050	0,002	0,004	0,0030									0,007	904
e	0,064	0,62	1,72	0,016	0,012	0,030	<u>0,250</u>	0,032	0,002										<u>0,282</u>	817
g	0,049	0,52	1,22	0,018	0,009	0,060	0,150	0,081	0,003										<u>0,231</u>	867

Bảng 2

Thứ nghiệm số	Thép số	Ar ₃ (°C)	SRTmin (°C)	Nhiệt độ nung (°C)	Nhiệt độ kết thúc cán thô (°C)	Thời gian trôi qua (giây)	Nhiệt độ kết thúc cán hoàn thiện (°C)	Ứng suất tích lũy ở ba giai đoạn cuối của cán hoàn thiện	Nhiệt độ lớn nhất của tấm thép ở thời điểm cán hoàn thiện (°C)	Tỷ lệ giảm ở rãnh cán cuối của cán hoàn thiện (%)	Tốc độ cán ở thời điểm cán hoàn thiện (mpm)	Khoảng thời gian làm nguội bằng không khí (giây)	Tốc độ làm nguội của bước làm nguội thứ nhất (°C/giây)	Nhiệt độ dừng làm nguội của bước làm nguội thứ nhất (°C)	Thời gian lưu trong vùng nhiệt độ thứ nhất (giây)	Tốc độ làm nguội của bước làm nguội thứ hai (°C/giây)	Nhiệt độ dừng làm nguội của bước làm nguội thứ hai (°C)	Cán nguội	Nhiệt độ xử lý nhiệt (°C)	Mạ
1	A	907	1141	1200	1059	80	913	0,55	1030	14	800	2	15	690	0,3	75	550	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
2	B	882	1071	1180	1089	50	900	0,58	1010	13	700	1,8	20	650	2	64	550	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
3	C	884	1179	1220	1097	60	902	0,56	1000	13	900	1,7	30	610	1	62	540	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
4	D	839	1139	1200	1090	70	880	0,55	980	14	600	1,8	35	630	2,5	65	550	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
5	E	870	1037	1180	1072	60	900	0,52	1000	16	800	1,5	30	650	1,2	63	560	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
6	F	880	1135	1200	1061	60	920	0,53	1020	13	700	1,8	20	630	2	64	530	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
7	G	870	1162	1180	1063	90	892	0,54	990	10	700	1,5	35	660	3	66	510	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
8	H	855	1158	1230	1074	50	910	0,59	1000	16	800	1,8	20	670	1,2	63	570	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
9	I	877	1134	1210	1097	60	893	0,56	1005	15	600	1,6	40	630	1	62	520	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
10	J	918	1067	1230	1088	50	930	0,57	1020	12	700	1,6	27	680	2	64	500	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
11	K	838	1135	1200	1099	70	889	0,51	970	12	900	2,2	16	690	4	68	540	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
12	L	832	1161	1200	1075	80	920	0,56	970	10	900	1,5	55	650	1	63	530	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
13	M	842	1149	1230	1059	80	902	0,54	970	13	900	1,5	48	640	1	62	540	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
14	N	852	1120	1180	1070	90	880	0,53	980	13	900	1,9	45	650	2	64	530	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
15	O	828	1143	1200	1093	50	889	0,58	970	15	600	1,6	40	660	3	66	540	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
16	P	818	1131	1180	1055	50	870	0,58	960	13	800	2	15	630	4	65	570	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
17	Q	843	1041	1200	1063	70	908	0,59	987	13	700	1,6	23	680	4	65	500	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
18	R	860	1000	1240	1054	70	920	0,54	960	16	800	2,2	49	660	3	63	500	KHÔNG	700	GI

19	S	833	1079	1240	1075	50	910	0,53	930	11	900	1,8	50	660	1	63	550	KHÔNG	700	GI
20	T	822	1117	1240	1050	50	940	0,58	950	11	800	2,2	50	620	2	63	540	KHÔNG	700	GI
21	U	811	1069	1240	1069	70	910	0,58	950	15	900	2,2	60	610	2	63	550	62%	750	GA

Bảng 3

Thứ nghiệm số	Thép số	A _{TS} (°C)	SRT _{min} (°C)	Nhiệt độ nung (°C)	Nhiệt độ kết thúc cần tho(°C)	Thời gian trôi qua (giây)	Nhiệt độ kết thúc cần hoàn thiện (°C)	Ứng suất tích lũy ở ba giai đoạn cuối thiện (°C)	Nhiệt độ lớn nhất của tấm thép ở thời điểm cần hoàn thiện (°C)	Tỷ lệ giảm ở rãnh cần cuối của cần hoàn thiện (%)	Tốc độ cần ở thời điểm cần hoàn thiện (mpm)	Khoảng thời gian làm nguội bằng không khí (giây)	Tốc độ làm nguội của bước làm nguội thứ nhất (°C/giây)	Nhiệt độ dừng làm nguội của bước làm nguội thứ nhất (°C)	Thời gian lưu trong vùng nhiệt độ thứ nhất (giây)	Tốc độ làm nguội của bước làm nguội thứ hai (°C/giây)	Nhiệt độ dừng làm nguội của bước làm nguội thứ hai (°C)	Cần nguội	Nhiệt độ xử lý nhiệt (°C)	Mạ
22	a	834	1257	1210	1093	60	890	0,55	990	16	600	1,7	30	690	1	64	550	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
23	b	974	1120	1180	1098	70	982	0,56	1079	11	700	1,8	25	690	2	65	570	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
24	c	673	1116	1200	1082	60	760	0,57	820	12	800	2	43	700	5	66	560	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
25	d	904	962	1200	1099	60	908	0,55	990	16	700	1,7	18	670	2	62	550	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
26	e	817	1212	1270	1057	50	870	0,54	960	16	800	2,2	32	640	3	63	540	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
27	g	867	1191	1210	1082	60	900	0,55	980	15	600	1,7	45	710	4	64	520	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
28	M	842	1149	1130	1092	90	900	0,54	980	11	700	2,1	30	690	4	64	560	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
29	C	884	1179	1180	1084	60	1060	0,52	1010	12	900	1,5	15	740	3	63	570	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
30	C	884	1179	1180	1051	80	850	0,52	1010	12	900	2,1	15	740	3	63	570	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
31	C	884	1179	1200	1072	70	892	0,44	1010	16	800	2	24	720	6	66	560	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
32	C	884	1179	1200	1078	50	903	0,69	1010	11	800	1,9	43	710	3	63	540	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
33	C	884	1179	1210	1095	50	950	0,58	1050	15	600	2	35	720	3	63	540	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
34	C	884	1179	1200	1100	50	902	0,59	1010	10	900	1,9	3	680	6	66	530	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
35	C	884	1179	1190	1093	50	920	0,56	1010	16	600	1,8	23	530	4	64	530	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
36	M	842	1149	1200	1086	60	900	0,53	990	14	700	1,8	45	795	5	65	530	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
37	M	842	1149	1180	1057	70	889	0,54	980	12	900	1,6	20	710	0	60	320	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
38	M	842	1149	1200	1067	60	890	0,55	990	10	700	2	12	650	25	75	550	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
39	M	842	1149	1200	1067	80	895	0,56	985	13	600	1,8	12	700	4	5	570	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG

40	M	842	1149	1210	1057	70	902	0,57	990	12	900	1,9	32	600	4	65	360	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
41	M	842	1149	1210	1073	50	900	0,52	980	13	900	1,9	29	700	1	63	670	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
42	M	842	1149	1230	1190	90	902	0,54	970	11	900	1,5	48	700	2	62	550	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
43	M	842	1149	1230	1050	$\frac{25}{0}$	902	0,54	970	11	800	2,2	48	680	2	62	550	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
44	M	842	1149	1230	1092	90	902	0,54	970	25	800	1,7	48	670	2	62	550	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
45	M	842	1149	1230	1084	50	902	0,54	970	12	250	2,2	48	710	2	62	550	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
46	M	842	1149	1230	1073	50	902	0,54	970	10	600	20	48	710	2	62	550	KHÔNG	KHÔNG	KHÔNG
47	M	842	1149	1210	1094	60	900	0,52	980	15	600	2,1	30	730	3	63	550	KHÔNG	900	KHÔNG

Ar_3 ($^{\circ}C$) thu được từ các thành phần được minh họa trong bảng 1 bằng cách sử dụng Biểu thức (3).

$$Ar_3 = 970 - 325 \times [C] + 33 \times [Si] + 287 \times [P] + 40 \times [Al] - 92 \times ([Mn] + [Mo] + [Cu]) - 46 \times ([Cr] + [Ni]) \cdot \cdot \cdot (3)$$

Ứng suất tích lũy ở ba giai đoạn cuối thu được bởi Biểu thức (2)

$$\epsilon_{eff.} = \Sigma \epsilon_i(t, T) \cdot \cdot \cdot (2)$$

Ở đây,

$$\epsilon_i(t, T) = \epsilon_{i0} / \exp\{(t/\tau R)^{2/3}\},$$

$$\tau R = \tau_0 \cdot \exp(Q/RT),$$

$$\tau_0 = 8,46 \times 10^{-9},$$

$$Q = 183200J,$$

$$R = 8,314J/K \cdot mol,$$

ϵ_{i0} là ứng suất loga ở thời gian giảm, t là khoảng thời gian tích lũy cho đến ngay trước khi làm nguội trong rãnh cán, và T là nhiệt độ cán trong rãnh cán.

Trong số các tấm thép cán nóng thu được, các tỷ lệ cấu trúc (các tỷ lệ diện tích) của các cấu trúc tương ứng và tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5 đến 14° thu được bằng các phương pháp dưới đây. Các kết quả của chúng được minh họa trên bảng 4 và bảng 5. Mỗi đường gạch chân trong bảng 5 biểu thị rằng giá trị số của nó nằm ngoài khoảng của sáng chế.

“Các tỷ lệ cấu trúc (các tỷ lệ diện tích) của các cấu trúc tương ứng”

Trước tiên, mẫu được thu thập từ tấm thép được khắc mòn bằng nital. Sau khi khắc mòn, ảnh cấu trúc thu được ở vị trí sâu $1/4$ của độ dày tấm trong trường nhìn $300 \mu m \times 300 \mu m$ được đưa đi phân tích hình ảnh bằng cách sử dụng kính hiển vi quang học. Bằng phân tích hình ảnh này, tỷ lệ diện tích của ferit, tỷ lệ diện tích của pearlit, và tổng tỷ lệ diện tích của bainit và martensit thu được. Tiếp theo, mẫu

được khắc mòn bởi LePera được sử dụng, và ảnh cấu trúc thu được ở vị trí sâu 1/4 của độ dày tấm trong trường nhìn $300\text{ }\mu\text{m} \times 300\text{ }\mu\text{m}$ được đưa đi phân tích hình ảnh bằng cách sử dụng kính hiển vi quang học. Bằng phân tích hình ảnh, tổng tỷ lệ diện tích của austenit tồn dư và mactensit thu được. Thêm nữa, mẫu thu được bằng cách tán bề mặt tới độ sâu 1/4 độ dày tấm từ hướng trục giao với bề mặt được cán được sử dụng, và tỷ lượng thể tích của austenit tồn dư thu được nhờ đo nhiễu xạ tia X. Tỷ lượng thể tích của austenit tồn dư tương đương với tỷ lệ diện tích, và như vậy được thiết lập là tỷ lệ diện tích của austenit tồn dư. Sau đó, tỷ lệ diện tích của mactensit thu được bằng cách trừ tỷ lệ diện tích của austenit tồn dư từ tổng tỷ lệ diện tích của austenit tồn dư và mactensit, và tỷ lệ diện tích của bainit thu được bằng cách trừ tỷ lệ diện tích của mactensit từ tổng tỷ lệ diện tích của bainit và mactensit. Theo cách này, tỷ lệ diện tích của mỗi loại trong số ferit, bainit, mactensit, austenit tồn dư, và peclit thu được.

“Tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5 đến 14° ”

Ở vị trí sâu 1/4 của độ dày tấm t từ bề mặt của tấm thép (phần 1/4 t) trong mặt cắt thẳng đứng với hướng cán, vùng trong vòng $200\text{ }\mu\text{m}$ theo hướng cán và $100\text{ }\mu\text{m}$ theo hướng trục giao với bề mặt được cán được đưa đi phân tích EBSD ở bước đo là $0,2\text{ }\mu\text{m}$ để thu được thông tin định hướng tinh thể. Ở đây, phân tích EBSD được thực hiện bằng cách sử dụng thiết bị gồm có kính hiển vi điện tử quét phát xạ trường nhiệt (JSM-7001F được sản xuất bởi JEOL Ltd.) và bộ phát hiện EBSD (bộ phát hiện HIKARI được sản xuất bởi TSL Co., Ltd.), ở tốc độ phân tích là 200 đến 300 điểm/giây. Tiếp theo, đối với thông tin định hướng tinh thể thu được, vùng có độ định hướng lệch là 15° hoặc lớn hơn và đường kính tương đương hình tròn là $0,3\text{ }\mu\text{m}$ hoặc lớn hơn được xác định là hạt tinh thể, độ định hướng lệch nội hạt trung bình của các hạt tinh thể được tính toán, và tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi

hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5° đến 14° thu được. Hạt tinh thể được xác định như được mô tả ở trên và độ định hướng lệch nội hạt trung bình được tính toán bằng cách sử dụng phần mềm “OIM Analysis (nhãn hiệu đã được đăng ký)” kèm theo bộ phân tích EBSD.

Tiếp theo, trong thử nghiệm kéo, giới hạn chảy và độ bền kéo thu được, và bằng thử nghiệm bích kéo căng dạng yên ngựa, chiều cao tạo hình giới hạn của bích thu được. Sau đó, sản phẩm có độ bền kéo (MPa) và chiều cao tạo hình giới hạn (mm) được thiết lập là chỉ số về khả năng tạo bích kéo căng, và trường hợp sản phẩm là 19500 mm · MPa hoặc lớn hơn được đánh giá là có khả năng tạo bích kéo căng tuyệt vời. Thêm nữa, trường hợp độ bền kéo (TS) là 480 MPa hoặc lớn hơn được đánh giá là có độ bền cao. Các kết quả của chúng được minh họa trên bảng 4 và bảng 5. Mỗi đường gạch chân trên bảng 5 biểu thị rằng giá trị số của chúng nằm ngoài khoảng của sáng chế.

Đối với thử nghiệm kéo, mảnh thử nghiệm kéo JIS số 5 được thu thập từ hướng góc phải so với hướng cán, và mảnh thử nghiệm này được sử dụng để tiến hành thử nghiệm theo JISZ2241.

Thử nghiệm bích kéo căng dạng yên ngựa được thực hiện bằng cách sử dụng sản phẩm được tạo hình kiểu yên ngựa trong đó bán kính của độ cong R của góc được thiết lập là 60 mm và góc mở θ được thiết lập là 120° và thiết lập khoảng hở ở thời điểm dập phần góc là 11%. Chiều cao tạo hình giới hạn được thiết lập ở chiều cao tạo hình giới hạn không có các vết nứt bằng cách quan sát bằng mắt xem có hay không vết nứt có chiều dài là 1/3 độ dày tấm hoặc dài hơn sau khi tạo hình.

Để kiểm tra mức độ hiện tượng tróc, bước dập tấm thép được thực hiện để quan sát mặt đầu mút của nó. Đối với điều kiện dập, phần trên được thực hiện theo thử nghiệm nong rộng lỗ (JFS T 1001-1996). Tấm thép được dập ở 10 vị trí, và vị trí có hai vết nứt bề mặt gãy hoặc ít hơn được đánh giá là OK và vị trí có ba nứt bề mặt gãy hoặc nhiều

hơn được đánh giá là NG. Kích cỡ hạt trung bình của xementit được kết tủa ở các ranh giới hạt và mật độ số ranh giới hạt của dung dịch rắn C hoặc mật độ số ranh giới hạt của tổng dung dịch rắn C và dung dịch rắn B được quan sát bằng các phương pháp được mô tả ở trên. Các kết quả của chúng được minh họa trên bảng 4 và bảng 5. Mỗi đường gạch chân trên bảng 5 biểu thị rằng giá trị số của chúng nằm ngoài khoảng của sáng chế.

Bảng 4

Thứ nghịệm số	Tỷ lệ diện tích ferrit (%)	Tỷ lệ diện tích bainit (%)	Tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ lệch hướng hạt tinh thể từ 5 đến 14° (%)	Mật độ số ranh giới hạt của dung dịch rắn C và/hoặc dung dịch rắn B (PIECE/nm ²)	Kích cỡ hạt trung bình của xementit được kết tủa ở các ranh giới hạt (μm)	Đánh giá nứt bề mặt	Giới hạn chảy (MPa)	Độ bền kéo (MPa)	Chỉ số khả năng tạo bích kéo căng (mm • MPa)	Lưu ý
1	20	80	50	2,3	0,8	OK	572	647	20384	Ví dụ của sáng chế
2	14	86	70	2,3	0,3	OK	562	594	22712	Ví dụ của sáng chế
3	10	90	60	2,9	0,8	OK	739	805	21587	Ví dụ của sáng chế
4	16	84	63	1,6	0,7	OK	665	777	22328	Ví dụ của sáng chế
5	11	89	33	3,4	0,3	OK	502	595	19774	Ví dụ của sáng chế
6	14	86	42	3,5	0,3	OK	691	790	19731	Ví dụ của sáng chế
7	17	83	53	2,3	0,8	OK	593	706	20345	Ví dụ của sáng chế
8	11	89	73	1,6	0,5	OK	668	762	21830	Ví dụ của sáng chế
9	10	90	68	1,6	0,3	OK	559	604	21981	Ví dụ của sáng chế
10	14	86	71	2,3	0,7	OK	537	632	21706	Ví dụ của sáng chế
11	20	80	48	1,8	0,4	OK	751	823	20000	Ví dụ của sáng chế
12	10	90	72	2,8	0,3	OK	660	833	21906	Ví dụ của sáng chế
13	10	90	52	3,5	0,6	OK	638	687	20866	Ví dụ của sáng chế
14	14	86	56	3,3	0,3	OK	565	651	21178	Ví dụ của sáng chế
15	17	83	80	2,8	0,4	OK	553	698	22419	Ví dụ của sáng chế
16	20	80	74	2,0	0,3	OK	704	767	22199	Ví dụ của sáng chế
17	20	80	75	1,7	0,6	OK	516	584	22010	Ví dụ của sáng chế
18	17	83	70	2,8	0,4	OK	528	580	21934	Ví dụ của sáng chế

19	10	90	70	3,1	0,8	OK	454	526	21967	Ví dụ của sáng chế
20	14	86	60	3,5	0,8	OK	584	667	22348	Ví dụ của sáng chế
21	14	86	73	1,6	0,3	OK	586	667	24651	Ví dụ của sáng chế

Bảng 5

Thứ nhịệm số	Tỷ lệ diện tích ferrit (%)	Tỷ lệ diện tích bainit (%)	Tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch trong hạt tinh thể từ 5 đến 14° (%)	Mật độ số ranh giới hạt của dung dịch rắn C và/hoặc dung dịch rắn B (mảnh/nm ²)	Kích cỡ hạt trung bình của xementit được kết tủa ở các ranh giới hạt (µm)	Đánh giá nứt bề mặt gây	Giới hạn chảy (MPa)	Độ bền kéo (MPa)	Chỉ số khả năng tạo bích kéo căng (mm · MPa)	Lưu ý
22	10	90	<u>11</u>	1,5	0,6	OK	667	857	<u>17085</u>	Ví dụ so sánh
23	<u>85</u>	<u>15</u>	9	3,5	0,7	OK	612	632	<u>17690</u>	Ví dụ so sánh
24	2	<u>45</u>	<u>15</u>	2,9	0,6	OK	861	987	<u>10007</u>	Ví dụ so sánh
25	28	72	27	2,9	0,5	OK	335	450	<u>18723</u>	Ví dụ so sánh
26	Nứt xuất hiện trong khi cán									
27	27	73	<u>7</u>	3,5	0,3	OK	881	886	<u>7830</u>	Ví dụ so sánh
28	25	75	<u>18</u>	3,8	0,7	OK	533	738	<u>17243</u>	Ví dụ so sánh
29	21	79	<u>3</u>	<u>8,0</u>	0,4	OK	644	689	<u>13130</u>	Ví dụ so sánh
30	<u>39</u>	<u>61</u>	3	2,2	0,8	OK	643	687	<u>13892</u>	Ví dụ so sánh
31	22	78	<u>18</u>	3,3	0,8	OK	737	785	<u>17620</u>	Ví dụ so sánh
32	23	77	<u>13</u>	2,9	0,5	OK	750	804	<u>17125</u>	Ví dụ so sánh
33	27	73	8	2,8	0,7	OK	723	767	<u>16949</u>	Ví dụ so sánh
34	28	72	<u>18</u>	3,6	0,3	OK	747	762	<u>14215</u>	Ví dụ so sánh
35	4	96	<u>10</u>	1,6	0,3	OK	735	801	<u>16393</u>	Ví dụ so sánh
36	<u>78</u>	<u>22</u>	17	3,2	0,5	OK	551	640	<u>17095</u>	Ví dụ so sánh
37	2	98	<u>18</u>	2,2	0,6	OK	638	725	<u>15882</u>	Ví dụ so sánh
38	<u>82</u>	<u>18</u>	<u>13</u>	1,6	3,5	OK	695	727	<u>19438</u>	Ví dụ so sánh
39	27	73	<u>11</u>	2,2	<u>2,7</u>	OK	565	679	<u>17145</u>	Ví dụ so sánh
40	10	90	<u>12</u>	1,9	1,7	OK	601	745	<u>15754</u>	Ví dụ so sánh

41	<u>88</u>	<u>12</u>	<u>10</u>	0,1	Không quan sát được	<u>NG</u>	566	673	<u>18157</u>	Ví dụ so sánh
42	27	73	43	<u>0,3</u>	0,5	<u>NG</u>	655	700	19520	Ví dụ so sánh
43	25	75	51	<u>0,5</u>	0,8	<u>NG</u>	642	703	19560	Ví dụ so sánh
44	<u>36</u>	<u>64</u>	50	<u>6,0</u>	0,3	<u>NG</u>	547	650	19535	Ví dụ so sánh
45	29	71	43	<u>6,0</u>	0,3	<u>NG</u>	642	686	19600	Ví dụ so sánh
46	28	72	52	<u>6,3</u>	0,4	<u>NG</u>	643	696	19595	Ví dụ so sánh
47	18	<u>50</u> (mactensit còn lại)	<u>8</u>	1,8	0,6	OK	480	594	<u>13415</u>	Ví dụ so sánh

Trong các ví dụ sáng chế (Thử nghiệm số 1 đến 21), thu được độ bền kéo là 480 MPa hoặc lớn hơn và sản phẩm có độ bền kéo và chiều cao tạo hình giới hạn trong thử nghiệm bích kéo căng dạng yên ngựa là 19500 mm · MPa hoặc lớn hơn.

Thử nghiệm số 22 đến 27 mỗi thử nghiệm là ví dụ so sánh trong đó hợp phần hóa học nằm ngoài khoảng của sáng chế. Thử nghiệm số 28 đến 47 mỗi thử nghiệm là ví dụ so sánh trong đó các điều kiện sản xuất nằm ngoài khoảng mong muốn, và như vậy một hoặc nhiều cấu trúc được quan sát bởi kính hiển vi quang học, tỷ lệ của các hạt tinh thể mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5 đến 14°, kích cỡ hạt trung bình của xementit, mật độ số ranh giới hạt của dung dịch rắn C, và mật độ số ranh giới hạt của tổng dung dịch rắn C và dung dịch rắn B không đáp ứng khoảng của sáng chế. Trong các ví dụ này, chỉ số về khả năng tạo bích kéo căng không đáp ứng giá trị mục tiêu hoặc hiện tượng tróc xuất hiện. Thêm nữa, trong một số ví dụ, độ bền kéo cũng giảm đi.

Khả năng ứng dụng trong công nghiệp

Theo sáng chế, có thể tạo ra tấm thép cán nóng có độ bền cao có khả năng tạo bích kéo căng tuyệt vời mà ứng dụng cho các bộ phận cần có khả năng tạo bích kéo căng khắc nghiệt trong khi có độ bền cao. Tấm thép này góp phần cải thiện hiệu suất nhiên liệu v.v. của ô tô, và như vậy có khả năng ứng dụng trong công nghiệp cao.

YÊU CẦU BẢO HỘ**1. Tấm thép, chứa:**

hợp phân hóa học được thể hiện theo % khối lượng, gồm có:

C: 0,008 đến 0,150%,

Si: 0,01 đến 1,70%,

Mn: 0,60 đến 2,50%,

Al: 0,010 đến 0,60%,

Ti: 0 đến 0,200%,

Nb: 0 đến 0,200%,

Ti + Nb: 0,015 đến 0,200%,

Cr: 0 đến 1,0%,

B: 0 đến 0,10%,

Mo: 0 đến 1,0%,

Cu: 0 đến 2,0%,

Ni: 0 đến 2,0%,

Mg: 0 đến 0,05%,

REM: 0 đến 0,05%,

Ca: 0 đến 0,05%,

Zr: 0 đến 0,05%,

P: 0,05% hoặc ít hơn,

S: 0,0200% hoặc ít hơn,

N: 0,0060% hoặc ít hơn, và

phần còn lại: Fe và các tạp chất; và

cấu trúc được thể hiện bởi, theo tỷ lệ diện tích,

ferit: 0 đến 30%, và

bainit: 70 đến 100%, trong đó:

khi vùng mà được bao quanh bởi ranh giới hạt có độ định hướng lệch là 15° hoặc lớn hơn và có đường kính tương đương hình tròn là $0,3\ \mu\text{m}$ hoặc lớn hơn được xác định là hạt tinh thể, tỷ lệ của các hạt tinh thể, mỗi hạt có độ định hướng lệch nội hạt từ 5° đến 14° so với tất

cả các hạt tinh thể, là từ 20 đến 100% theo tỷ lệ diện tích,

mật độ số ranh giới hạt của dung dịch rắn C hoặc mật độ số ranh giới hạt của tổng dung dịch rắn C và dung dịch rắn B là 1 mảnh/nm² hoặc lớn hơn và 4,5 mảnh/nm² hoặc nhỏ hơn, và

kích cỡ hạt trung bình của xementit được kết tủa ở các ranh giới hạt là 2 µm hoặc nhỏ hơn.

2. Tấm thép theo điểm 1, trong đó:

độ bền kéo là 480 MPa hoặc lớn hơn, và

sản phẩm có độ bền kéo và chiều cao tạo hình giới hạn trong thử nghiệm bích kéo căng dạng yên ngựa là 19500 mm · MPa hoặc lớn hơn.

3. Tấm thép theo điểm 1 hoặc 2, trong đó:

hợp phần hóa học chứa, theo % khối lượng, một hoặc nhiều thành phần được lựa chọn từ nhóm gồm có:

Cr: 0,05 đến 1,0%, và

B: 0,0005 đến 0,10%.

4. Tấm thép theo điểm bất kỳ trong số các điểm từ 1 đến 3, trong đó:

hợp phần hóa học chứa, theo % khối lượng, một hoặc nhiều thành phần được lựa chọn từ nhóm gồm có:

Mo: 0,01 đến 1,0%,

Cu: 0,01 đến 2,0%, và

Ni: 0,01% đến 2,0%.

5. Tấm thép theo điểm bất kỳ trong số các điểm từ 1 đến 4, trong đó:

hợp phần hóa học chứa, theo % khối lượng, một hoặc nhiều thành phần được lựa chọn từ nhóm gồm có:

Ca: 0,0001 đến 0,05%,

Mg: 0,0001 đến 0,05%,

Zr: 0,0001 đến 0,05%, và

REM: 0,0001 đến 0,05%.

6. Tấm thép được mạ, trong đó

lớp mạ được tạo ra trên bề mặt của tấm thép theo điểm bất kỳ

trong số các điểm từ 1 đến 5.

7. Tấm thép được mạ theo điểm 6, trong đó

lớp mạ là lớp mạ kẽm nhúng nóng.

8. Tấm thép được mạ theo điểm 6, trong đó

lớp mạ là lớp mạ kẽm nhúng nóng hợp kim.

Fig.1A

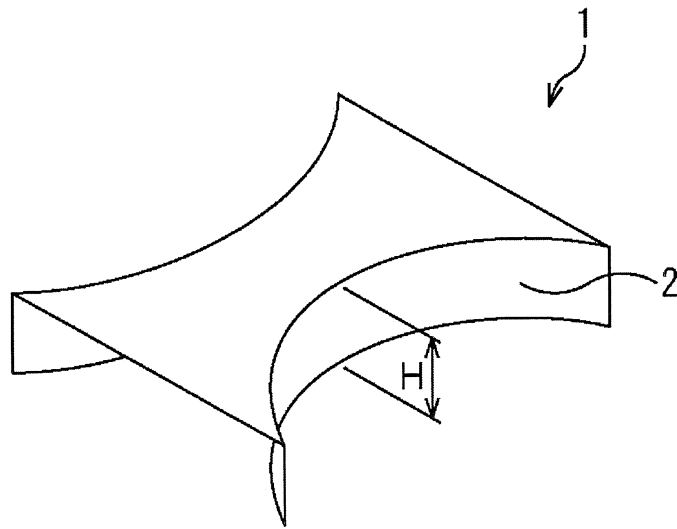


Fig.1B

