



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

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

(11)



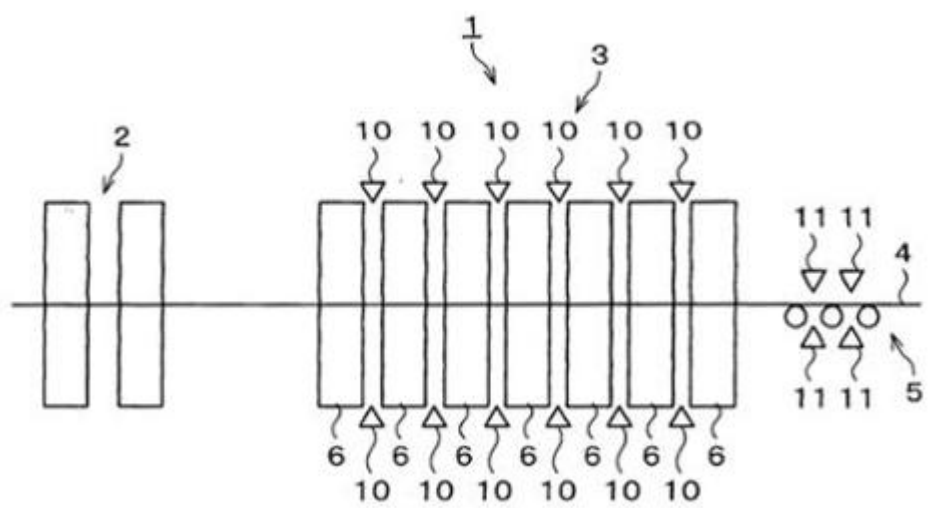
1-0024103

(51)⁷ C21D 8/02; C21D 8/04; C21D 9/46; (13) B
C22C 38/00; C22C 38/02; C22C 38/04;
C22C 38/06; C22C 38/08; C23C 2/28;
C22C 38/12; C22C 38/14; C22C 38/16;
C22C 38/22; C22C 38/26; C22C 38/28;
C22C 38/38; C23C 2/06; C23C 2/26;
B32B 15/01; C22C 38/10

(21) 1-2013-03541 (22) 12/04/2012
(86) PCT/JP2012/060067 12/04/2012 (87) WO2012/141265A1 18/10/2012
(30) 2011-089250 13/04/2011 JP
(45) 25/06/2020 387 (43) 27/01/2014 310A
(73) NIPPON STEEL CORPORATION (JP)
6-1, Marunouchi 2-chome, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8071, Japan
(72) SUWA, Yoshihiro (JP); NAKANO, Kazuaki (JP); HAYASHI, Kunio (JP);
OKAMOTO, Riki (JP); FUJITA, Nobuhiro (JP); SANO, Kohichi (JP).
(74) Công ty TNHH một thành viên Sở hữu trí tuệ VCCI (VCCI-IP CO.,LTD)

(54) TẤM THÉP CÁN NÓNG ĐỘ BỀN CAO, CÓ ĐẶC TÍNH BIẾN DẠNG CỤC BỘ CAO VÀ PHƯƠNG PHÁP SẢN XUẤT TẤM THÉP NÀY

(57) Sáng chế đề cập đến tấm thép cán nóng độ bền cao, có đặc tính biến dạng cục bộ cao chứa các nguyên tố sau (tính theo % khối lượng): C: 0,07% đến 0,20%; Si: 0,001% đến 2,5%; Mn: 0,01% đến 4,0%; P: 0,001% đến 0,15%; S: 0,0005% đến 0,03%; Al: 0,001% đến 2,0%; N: 0,0005% đến 0,01%; và O: 0,0005% đến 0,01%; và lượng còn lại bao gồm sắt và các tạp chất không thể tránh khỏi, trong đó tỷ lệ diện tích của bainit trong cấu trúc kim loại là 95% hoặc lớn hơn, ở phần trung tâm theo chiều dày tấm nằm trong khoảng từ 5/8 đến 3/8 theo chiều dày tấm tính từ bề mặt của tấm thép, trị số mật độ cực trung bình của nhóm định hướng {100}<011> đến {223}<110> bằng 4,0 hoặc nhỏ hơn, và mật độ cực của hướng tinh thể {332}<113> là 5,0 hoặc nhỏ hơn, và đường kính bình thể tích của các hạt tinh thể trong cấu trúc kim loại là 10 μm hoặc nhỏ hơn.



Lĩnh vực kỹ thuật được đề cập

Sáng chế đề cập đến tấm thép cán nóng độ bền cao, có đặc tính biến dạng cục bộ cao để uốn, tạo mép bằng cách kéo căng, gấp mép, và các kỹ thuật tương tự, và phương pháp sản xuất tấm thép này.

Tình trạng kỹ thuật của sáng chế

Để làm giảm sự phát thải khí cacbon dioxit từ ô tô, việc làm giảm trọng lượng của phần thân xe đã được thúc đẩy bằng cách sử dụng các tấm thép có độ bền cao. Ngoài ra, cũng để đảm bảo sự an toàn của hành khách, tấm thép độ bền cao được sử dụng ngày càng nhiều để sản xuất phần thân xe ô tô ngoài tấm thép mềm.

Hiện tại, để thúc đẩy việc làm giảm trọng lượng của phần thân xe ô tô, mức độ bền được sử dụng của tấm thép độ bền cao đã được tăng cường hơn mức thông thường. Để sử dụng tấm thép độ bền cao cho bộ phận khung gầm, ví dụ, đặc tính biến dạng cục bộ để gấp mép đã được cải thiện.

Tuy nhiên, khi tấm thép được làm tăng độ bền nói chung, thì đặc tính tạo hình giảm đi, và như được mô tả trong tài liệu phi sáng chế 1, đặc tính giãn dài đồng đều cần thiết để kéo và làm phòng suy giảm. Ngược lại với điều này, trong tài liệu phi sáng chế 2, tài liệu này bộc lộ phương pháp đảm bảo đặc tính giãn đồng đều ngay khi có cùng độ bền bằng cách tạo ra cấu trúc kim loại của hỗn hợp tấm thép.

Trong khi, tài liệu này cũng bộc lộ phương pháp kiểm soát cấu trúc kim loại của tấm thép mà cải thiện đặc tính biến dạng cục bộ đặc trưng bởi khả năng uốn, giãn lỗ và gấp mép. Tài liệu phi sáng chế 3 bộc lộ rằng việc kiểm soát các chất xâm nhập, tạo ra dạng đồng nhất về mặt cấu trúc, và làm giảm hơn nữa sự khác nhau về độ cứng giữa các cấu trúc là hiệu quả để cải thiện khả năng dễ uốn và độ giãn lỗ. Điều này cải thiện độ giãn lỗ bằng cách tạo ra dạng đồng nhất về mặt cấu trúc bằng cách kiểm soát cấu trúc.

Để đạt được độ bền và độ dẻo, tài liệu phi sáng chế 4 bộc lộ kỹ thuật mà trong đó việc kiểm soát cấu trúc kim loại (kiểm soát sự kết tủa và kiểm soát cấu trúc sự biến đổi) được thực hiện bằng cách kiểm soát quá trình làm mát sau khi cán nóng, nhờ đó thu được ferit tiền ootecti là pha mềm và bainit với tỷ lệ thích hợp.

Trong khi đó, tài liệu sáng chế 1 bộc lộ phương pháp mà trong đó nhiệt độ cuối của quy trình cán nóng, tỷ lệ giảm và khoảng nhiệt độ của quy trình cán cuối cùng được kiểm soát, quá trình tái kết tinh austenit được thúc đẩy, sự phát triển của cấu trúc cán được hạn chế, và các sự định hướng tinh thể là ngẫu nhiên, do đó cải thiện độ bền, độ dẻo, và độ giãn nở.

Danh mục tài liệu trích dẫn

Tài liệu sáng chế

Tài liệu sáng chế 1: Công bố đơn yêu cầu cấp patent Nhật Bản số 2009-263718

Tài liệu phi sáng chế

Tài liệu phi sáng chế 1: Kishida, Nippon Steel Technical Report (Báo cáo kỹ thuật của Nippon Steel), năm 1999, số 371, trang 13.

Tài liệu phi sáng chế 2: O. Matsumura và các đồng tác giả, Trans. ISIJ (Văn kiện của viện sắt thép Nhật Bản), năm 1987, số 27, trang 570.

Tài liệu phi sáng chế 3: Kato và các đồng tác giả, Steelmaking Research (Nghiên cứu gia công thép), năm 1984, số 312, trang 41.

Tài liệu phi sáng chế 4: K. Sugimoto và các đồng tác giả, ISIJ International (Tạp chí quốc tế của viện sắt thép Nhật Bản), năm 2000, số 40, trang 920.

Bản chất kỹ thuật của sáng chế

Vấn đề được giải quyết bởi sáng chế

Yếu tố chính gây suy giảm đặc tính biến dạng cục bộ là “tính không đồng đều” trong sự khác nhau về độ cứng giữa các cấu trúc, các cấu trúc bao gồm ở dạng phi kim loại, kết cấu cán hình thành, và các yếu tố tương tự, các yếu

tổ có tác dụng chính trong số chúng là “sự khác nhau về độ cứng giữa các cấu trúc” được bộc lộ trong tài liệu phi sáng chế 3. Ngoài ra, yếu tố kiểm soát hiệu quả là “kết cấu cán hình thành” được bộc lộ trong tài liệu sáng chế 1.

Các yếu tố này được kết hợp theo cách thức phức tạp, và đặc tính dễ uốn cục bộ của tấm thép được xác định. Để tối đa hóa giới hạn tăng cường của đặc tính dễ uốn cục bộ bằng cách kiểm soát cấu trúc, việc kiểm soát cấu trúc được thực hiện theo cách kết hợp, và cần phải loại bỏ “tính không đồng nhất” mà có thể quy cho “sự khác nhau về độ cứng giữa các cấu trúc” nhiều nhất có thể.

Sáng chế đề xuất tấm thép cán nóng độ bền cao, có đặc tính biến dạng cục bộ cao có thể cải thiện độ dẻo cục bộ của tấm thép độ bền cao và cũng có thể cải thiện tính dị hướng trong tấm thép này bằng cách biến đổi cấu trúc thép này trở lại thành cấu trúc kim loại mà tỷ lệ diện tích của bainit bằng 95% hoặc lớn hơn, cùng với việc kiểm soát kết cấu, và phương pháp sản xuất nó.

Cách thức giải quyết vấn đề

Theo kiến thức thông thường, việc cải thiện độ giãn lỗ, độ uốn, và các đặc tính tương tự đã được thực hiện bằng cách kiểm soát các chất xâm nhập, tạo ra các hạt kết tủa mịn, đồng nhất hóa cấu trúc, thay đổi cấu trúc thành pha duy nhất, giảm sự khác nhau về độ cứng giữa các cấu trúc, và các phương pháp tương tự. Tuy nhiên, các phương pháp này là không đủ, sao cho tác dụng của tính dị hướng được quan tâm trong tấm thép độ bền cao mà ở đó Nb, Ti, và các nguyên tố tương tự được bổ sung. Điều này gây ra các vấn đề là các nguyên tố tạo hình khác bị loại ra, chiều mà vật liệu trước khi tạo hình được sử dụng bị giới hạn, và các vấn đề tương tự, và việc sử dụng tấm thép độ bền cao là bị giới hạn.

Do đó, để cải thiện độ giãn lỗ và đặc tính dễ gia công uốn của tấm thép độ bền cao, các tác giả sáng chế đã tập trung nghiên cứu vào tác dụng của kết cấu tấm thép và đã nghiên cứu chi tiết tác dụng này. Kết quả rõ ràng là, bằng cách kiểm soát mức độ định hướng của nhóm định hướng tinh thể đặc trưng, đặc tính dễ uốn cục bộ được tăng cường một cách đáng kể mà không làm giảm đáng kể đặc tính giãn dài và độ bền.

Điểm cần nhấn mạnh là các tác giả sáng chế đã phát hiện ra rằng giới

hạn được cải thiện về đặc tính dễ uốn cục bộ bằng cách kiểm soát cấu trúc được thể hiện một cách đáng kể trên cấu trúc kim loại, và cấu trúc thép được biến đổi thành cấu trúc kim loại mà tỷ lệ diện tích của bainit bằng 95% hoặc lớn hơn, do đó có thể tối đa hóa giới hạn được cải thiện về đặc tính dễ uốn cục bộ trên cơ sở là độ bền của thép được đảm bảo.

Ngoài ra, các tác giả sáng chế đã khám phá ra rằng trong cấu trúc mà trong đó mức độ định hướng của nhóm định hướng tinh thể đặc trưng được kiểm soát, kích thước của các hạt tinh thể có thể ảnh hưởng lớn đến độ dẻo cục bộ. Nhìn chung, trong cấu trúc mà các pha sinh ra ở nhiệt độ thấp (bainit, martensit, và pha tương tự) được trộn lẫn, việc xác định hạt tinh thể là rất mơ hồ và việc lượng hóa chúng là rất khó.

Ngược lại với điều này, các tác giả sáng chế đã tìm ra cách giải quyết vấn đề định lượng các hạt tinh thể nếu “đơn vị hạt” của hạt tinh thể được xác định theo phương pháp dưới đây.

“Đơn vị hạt” của các hạt tinh thể được xác định trong sáng chế được xác định theo phương pháp dưới đây trong phép phân tích sự định hướng của tấm thép bằng EBSP (Electron Back Scattering Pattern - Mẫu điện tử phân tán ngược – Mẫu điện tử tán xạ ngược). Đó là, trong phép phân tích sự định hướng của tấm thép bằng EBSP, ví dụ, các sự định hướng được đo ở độ phóng đại 1500 với bước đo 0,5 μm hoặc nhỏ hơn, và vị trí mà tính hỗn độn giữa các điểm đo liên kế lớn hơn 15° được thiết lập là lớp biên giữa các hạt tinh thể. Sau đó, vùng xung quanh ranh giới này được xác định là “đơn vị hạt” của các hạt tinh thể.

Về các hạt tinh thể của đơn vị hạt được xác định trong phương pháp này, đường kính quy đổi về hình tròn d thu được và thể tích của các hạt tinh thể của mỗi đơn vị hạt thu được bằng $4/3\pi d^3$. Sau đó, giá trị thể tích trung bình theo khối lượng được tính và đường kính khối trung bình (Mean Volume Diameter) thu được.

Sáng chế được tạo ra dựa trên các vấn đề được mô tả trên đây và bản chất của sáng chế là như sau.

1) Tấm thép cán nóng độ bền cao, có đặc tính biến dạng cục bộ cao chứa các nguyên tố sau đây (theo % khối lượng):

C: không nhỏ hơn 0,07% cũng không lớn hơn 0,20%;

Si: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 2,5%;

Mn: không nhỏ hơn 0,01% cũng không lớn hơn 4,0%;

P: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 0,15%;

S: không nhỏ hơn 0,0005% cũng không lớn hơn 0,03%;

Al: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 2,0%;

N: không nhỏ hơn 0,0005% cũng không lớn hơn 0,01%;

O: không nhỏ hơn 0,0005% cũng không lớn hơn 0,01%; và

lượng còn lại bao gồm sắt và các tạp chất không thể tránh khỏi, trong đó tỷ lệ diện tích của bainit trong cấu trúc kim loại là 95% hoặc lớn hơn,

ở phần trung tâm theo chiều dày tấm nằm trong khoảng từ 5/8 đến 3/8 theo chiều dày tấm tính từ bề mặt của tấm thép, trị số mật độ cực trung bình của nhóm định hướng $\{100\}\langle 011 \rangle$ đến $\{223\}\langle 110 \rangle$ được thể hiện bởi các hướng tinh thể tương ứng $\{100\}\langle 011 \rangle$, $\{116\}\langle 110 \rangle$, $\{114\}\langle 110 \rangle$, $\{113\}\langle 110 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$, $\{335\}\langle 110 \rangle$, và $\{223\}\langle 110 \rangle$ bằng 4,0 hoặc nhỏ hơn, và mật độ cực của hướng tinh thể $\{332\}\langle 113 \rangle$ bằng 5,0 hoặc nhỏ hơn, và

đường kính khối trung bình của các hạt tinh thể trong cấu trúc kim loại là 10 μm hoặc nhỏ hơn.

2) Tấm thép cán nóng độ bền cao, có đặc tính biến dạng cục bộ cao theo mục (1), trong đó

đối với các hạt tinh thể của bainit, tỷ lệ của các hạt tinh thể mà trong đó tỷ lệ của chiều dài d_L theo chiều cán so với chiều dài d_t theo chiều dày của tấm: d_L/d_t bằng 3,0 hoặc nhỏ hơn là 50% hoặc lớn hơn.

3) Tấm thép cán nóng độ bền cao, có đặc tính biến dạng cục bộ cao theo mục (1), trong đó tấm thép này còn chứa:

một hoặc hai hoặc nhiều nguyên tố sau (tính theo % khối lượng):

Ti: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 0,20%,

Nb: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 0,20%,

V: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 1,0%, và

W: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 1,0%.

4) Tấm thép cán nóng độ bền cao, có đặc tính biến dạng cục bộ cao theo

mục (1), trong đó tấm thép này còn chứa:

một hoặc hai hoặc nhiều nguyên tố sau (tính theo % khối lượng):

B: không nhỏ hơn 0,0001% cũng không lớn hơn 0,0050%,

Mo: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 1,0%,

Cr: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 2,0%,

Cu: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 2,0%,

Ni: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 2,0%,

Co: không nhỏ hơn 0,0001% cũng không lớn hơn 1,0%,

Sn: không nhỏ hơn 0,0001% cũng không lớn hơn 0,2%,

Zr: không nhỏ hơn 0,0001% cũng không lớn hơn 0,2%, và

As: không nhỏ hơn 0,0001% cũng không lớn hơn 0,50%.

5) Tấm thép cán nóng độ bền cao, có đặc tính biến dạng cục bộ cao theo mục (1), trong đó tấm thép này còn chứa:

một loại hoặc hai hoặc nhiều nguyên tố sau (tính theo % khối lượng):

Mg: không nhỏ hơn 0,0001% cũng không lớn hơn 0,010%,

REM: không nhỏ hơn 0,0001% cũng không lớn hơn 0,1%, và

Ca: không nhỏ hơn 0,0001% cũng không lớn hơn 0,010%.

6) Phương pháp sản xuất tấm thép cán nóng độ bền cao, có đặc tính biến dạng cục bộ cao, phương pháp này bao gồm:

trên phôi thép chứa các nguyên tố sau (tính theo % khối lượng):

C: không nhỏ hơn 0,07% cũng không lớn hơn 0,20%;

Si: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 2,5%;

Mn: không nhỏ hơn 0,01% cũng không lớn hơn 4,0%;

P: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 0,15%;

S: không nhỏ hơn 0,0005% cũng không lớn hơn 0,03%;

Al: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 2,0%;

N: không nhỏ hơn 0,0005% cũng không lớn hơn 0,01%;

O: không nhỏ hơn 0,0005% cũng không lớn hơn 0,01%; và

lượng còn lại gồm sắt và các tạp chất không thể tránh khỏi,

bước thực hiện quy trình cán nóng thứ nhất mà trong đó quy trình cán nóng ở tỷ lệ giảm bằng 40% hoặc lớn hơn được thực hiện một hoặc nhiều lần

trong khoảng nhiệt độ không thấp hơn 1000°C mà cũng không cao hơn 1200°C;

bước thiết lập đường kính hạt austenit tới 200 μm hoặc nhỏ hơn bởi quy trình cán nóng thứ nhất này;

bước thực hiện quy trình cán nóng thứ hai mà trong đó việc cán nóng ở 30% hoặc lớn hơn được thực hiện trong một rãnh cán ít nhất một lần trong vùng nhiệt độ không thấp hơn nhiệt độ $T1 + 30^\circ\text{C}$ mà cũng không cao hơn $T1 + 200^\circ\text{C}$ được xác định bằng biểu thức (1) dưới đây;

bước thiết lập tổng tỷ lệ giảm trong quy trình cán nóng thứ hai này đến 50% hoặc cao hơn;

bước thực hiện việc làm giảm tiết diện cuối cùng ở tỷ lệ giảm bằng 30% hoặc lớn hơn trong quy trình cán nóng thứ hai này và sau đó bắt đầu bước làm mát sơ cấp theo cách sao cho thời gian t thỏa mãn biểu thức (2) dưới đây;

bước điều chỉnh tốc độ làm mát trung bình trong quy trình làm mát sơ cấp tới 50°C/giây hoặc lớn hơn và thực hiện quy trình làm mát sơ cấp theo cách sao cho sự thay đổi nhiệt độ là nằm trong khoảng không thấp hơn 40°C mà cũng không cao hơn 140°C;

bước bắt đầu quy trình làm mát thứ cấp sau khi hoàn thành quy trình làm mát sơ cấp;

bước thực hiện làm mát tới vùng nhiệt độ không thấp hơn $A_{e3} - 50^\circ\text{C}$ mà cũng không cao hơn 700°C ở tốc độ làm mát trung bình bằng 15°C/giây hoặc lớn hơn trong bước làm mát thứ cấp; và

bước thực hiện cuộn ở nhiệt độ cao hơn 350°C đến 650°C;

$$T1 (^{\circ}\text{C}) = 850 + 10 \times (C + N) \times Mn + 350 \times Nb + 250 \times Ti + 40 \times B + 10 \times Cr + 100 \times Mo + 100 \times V \dots (1)$$

$$t \leq 2,5 \times t1 \dots (2)$$

ở đây, $t1$ thu được từ biểu thức dưới (3) dưới đây,

$$t1 = 0,001 \times ((Tf - T1) \times P1/100)^2 - 0,109 \times ((Tf - T1) \times P1/100) + 3,1 \dots (3)$$

ở đây, trong biểu thức (3) nêu trên, Tf là nhiệt độ của phôi thép thu được sau bước làm giảm tiết diện cuối cùng ở tỷ lệ giảm bằng 30% hoặc lớn hơn, và $P1$ là tỷ lệ giảm của bước làm giảm tiết diện cuối cùng này ở 30% hoặc lớn hơn.

7) Phương pháp sản xuất tấm thép cán nóng độ bền cao, có đặc tính biến

dạng cục bộ cao theo mục (6), trong đó:

tổng tỷ lệ giảm trong khoảng nhiệt độ thấp hơn $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ là 30% hoặc nhỏ hơn.

8) Phương pháp sản xuất tấm thép cán nóng độ bền cao, có đặc tính biến dạng cục bộ cao theo mục (6), trong đó:

thời gian chờ còn thỏa mãn biểu thức (2a) dưới đây

$$t < t1 \dots (2a).$$

9) Phương pháp sản xuất tấm thép cán nóng độ bền cao, có đặc tính biến dạng cục bộ cao theo mục (6), trong đó:

thời gian chờ còn thỏa mãn biểu thức (2b) dưới đây

$$t1 \leq t \leq t1 \times 2,5 \dots (2b).$$

10) Phương pháp sản xuất tấm thép cán nóng độ bền cao, có đặc tính biến dạng cục bộ cao theo mục (6), trong đó:

quy trình làm mát sơ cấp được bắt đầu giữa các giá cán.

Hiệu quả của sáng chế

Theo sáng chế, có thể tạo ra tấm thép cán nóng độ bền cao, có đặc tính biến dạng cục bộ cao cần thiết để uốn, tạo mép bằng cách kéo căng, gấp mép, và các kỹ thuật tương tự và thích hợp để sản xuất các bộ phận của xe ô tô và các bộ phận tương tự bằng cách kiểm soát kết cấu và cấu trúc thép của tấm thép.

Mô tả vắn tắt các hình vẽ

Fig.1 là hình vẽ thể hiện mối quan hệ giữa trị số mật độ cực trung bình của nhóm định hướng $\{100\}<011>$ đến $\{223\}<110>$ và độ dày tấm/bán kính cong cực đại;

Fig.2 là hình vẽ thể hiện mối quan hệ giữa mật độ cực của nhóm định hướng tinh thể $\{332\}<113>$ và độ dày tấm/bán kính cong cực tiểu;

Fig.3 là hình vẽ thể hiện mối quan hệ giữa số lần cán nóng ở tỷ lệ giảm bằng 40% hoặc lớn hơn trong bước cán thô và đường kính hạt austenit trong bước cán thô;

Fig.4 là hình vẽ thể hiện mối quan hệ giữa tỷ lệ giảm ở nhiệt độ $T1 + 30$ đến $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ và trị số mật độ cực trung bình của nhóm định hướng

$\{100\}<011>$ đến $\{223\}<110>$;

Fig.5 là hình vẽ thể hiện mối quan hệ giữa tỷ lệ giảm ở nhiệt độ $T1 + 30$ đến $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ và mật độ cực của định hướng tinh thể $\{332\}<113>$;

Fig.6 là hình minh họa dây chuyền cán nóng liên tục;

Fig.7 là hình vẽ thể hiện mối quan hệ giữa độ bền và độ giãn lỗ của các thép theo sáng chế và các loại thép so sánh; và

Fig.8 là hình vẽ thể hiện mối quan hệ giữa độ bền và độ uốn của các thép theo sáng chế và các loại thép so sánh.

Mô tả chi tiết sáng chế

Dưới đây, nội dung của sáng chế sẽ được giải thích.

Sự định hướng tinh thể

Sáng chế sẽ giải thích trị số mật độ cực trung bình của nhóm định hướng $\{100\}<011>$ đến $\{223\}<110>$ và mật độ cực của hướng tinh thể $\{332\}<113>$ ở phần trung tâm theo chiều dày tấm nằm trong khoảng từ 5/8 đến 3/8 theo độ dày tấm tính từ bề mặt của tấm thép.

Trong tấm thép cán nóng độ bền cao theo sáng chế, (dưới đây, đôi khi được gọi là “tấm thép theo sáng chế”), trị số mật độ cực trung bình của nhóm định hướng $\{100\}<011>$ đến $\{223\}<110>$ ở phần trung tâm theo chiều dày tấm nằm trong khoảng từ 5/8 đến 3/8 theo chiều dày tấm tính từ bề mặt của tấm thép là giá trị đặc trưng đặc biệt quan trọng.

Khi phương pháp đo nhiễu xạ tia X được thực hiện ở phần trung tâm theo chiều dày của tấm nằm trong khoảng từ 5/8 đến 3/8 độ dày tấm tính từ bề mặt của tấm thép để thu được các tỷ lệ về cường độ của các sự định hướng tương ứng đối với mẫu ngẫu nhiên, như được thể hiện trong Fig.1, đã khám phá ra rằng trị số mật độ cực trung bình của nhóm định hướng $\{100\}<011>$ đến $\{223\}<110>$ nhỏ hơn 4,0 và độ dày tấm/bán kính uốn cong $\geq 1,5$ được yêu cầu để xử lý phần khung đáp ứng điều kiện. Ngoài ra, đã phát hiện ra rằng, khi cấu trúc thép là cấu trúc kim loại mà trong đó tỷ lệ diện tích của bainit bằng 95% hoặc lớn hơn, độ dày tấm/bán kính uốn cong $\geq 2,5$ được thỏa mãn.

Khi độ giãn lỗ và tính dễ uốn giới hạn nhỏ được yêu cầu, trị số mật độ

cực trung bình của nhóm định hướng $\{100\}\langle 011\rangle$ đến $\{223\}\langle 110\rangle$ mong muốn là nhỏ hơn 3,0.

Khi giá trị trung bình nêu trên bằng 4,0 hoặc lớn hơn, tính dị hướng của các tính chất cơ học của tấm thép trở nên rất lớn, và hơn nữa, đặc tính biến dạng cục bộ theo một chiều cụ thể được cải thiện, nhưng vật liệu theo chiều khác so với chiều cụ thể này suy giảm đáng kể, dẫn tới không thể thỏa mãn độ dày tấm/bán kính uốn cong $\geq 1,5$. Mặt khác, khi giá trị trung bình nêu trên trở nên nhỏ hơn 0,5, mà là khó đạt được trong quy trình cán nóng liên tục thông thường hiện có, sự suy giảm về đặc tính dễ uốn cục bộ là có liên quan.

Các sự định hướng $\{100\}\langle 011\rangle$, $\{116\}\langle 110\rangle$, $\{114\}\langle 110\rangle$, $\{113\}\langle 110\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$, $\{335\}\langle 110\rangle$, và $\{223\}\langle 110\rangle$ được bao gồm trong nhóm định hướng $\{100\}\langle 011\rangle$ đến $\{223\}\langle 110\rangle$.

Mật độ cực là đồng nghĩa với tỷ lệ cường độ ngẫu nhiên tia X. Mật độ cực (tỷ lệ cường độ ngẫu nhiên tia X) là trị số thu được bằng cách đo các trị số cường độ của mẫu chuẩn không có sự tập trung định hướng cụ thể và mẫu thử nghiệm dưới cùng các điều kiện bằng phép đo nhiễu xạ tia X hoặc phương pháp tương tự và chia cường độ tia X thu được của mẫu thử nghiệm này cho cường độ tia X của mẫu chuẩn. Mật độ cực này có thể được đo bằng một trong các phương pháp như nhiễu xạ tia X, EBSP (Electron Back Scattering Pattern - Mẫu điện tử phân tán ngược), và ECP (Electron Channeling Pattern - Mẫu điện tử theo kênh).

Đối với mật độ cực của nhóm định hướng từ $\{100\}\langle 011\rangle$ đến $\{223\}\langle 110\rangle$, ví dụ, mật độ cực của các sự định hướng tương ứng $\{100\}\langle 011\rangle$, $\{116\}\langle 110\rangle$, $\{114\}\langle 110\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$, và $\{223\}\langle 110\rangle$ thu được từ cấu trúc ba chiều (ODF) tính được bằng phương pháp giãn lỗ nối tiếp sử dụng nhiễu (tốt hơn là ba hoặc nhiều hơn) sơ đồ cực ngoài các sơ đồ cực $\{110\}$, $\{100\}$, $\{211\}$, và $\{310\}$ đo được bằng phương pháp này, và các trị số mật độ cực này được lấy trị số trung bình, và nhờ đó thu được mật độ cực của nhóm định hướng được mô tả trên đây. Ngoài ra, khi không thể thu được mật độ của tất cả các định hướng được mô tả trên đây, trị số trung bình của các trị số mật độ cực của các sự định hướng tương ứng $\{100\}\langle 011\rangle$, $\{116\}\langle 110\rangle$, $\{114\}\langle 110\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$, và

$\{223\}\langle 110\rangle$ có thể cũng được sử dụng thay thế.

Ví dụ, đối với mật độ cực của mỗi sự hướng tinh thể được mô tả trên đây, mỗi mật độ cực trong số $(001)[1-10]$, $(116)[1-10]$, $(114)[1-10]$, $(113)[1-10]$, $(112)[1-10]$, $(335)[1-10]$, và $(223)[1-10]$ ở mặt cắt ngang $\phi 2 = 45^\circ$ trong cấu trúc ba chiều có thể được sử dụng.

Với lý do tương tự, mật độ cực của hướng tinh thể $\{332\}\langle 113\rangle$ của mặt phẳng tấm ở vị trí $5/8$ đến $3/8$ theo chiều dày tấm tính từ bề mặt của tấm thép phải là 5,0 hoặc nhỏ hơn như được thể hiện trong Fig.2. Sao cho mật độ cực được mô tả trên đây là 5,0 hoặc nhỏ hơn, có thể thỏa mãn độ dày tấm/bán kính uốn cong $\geq 1,5$ mà được yêu cầu đối với các bộ phận khung. Mật độ cực được mô tả trên đây được mong muốn là 3,0 hoặc nhỏ hơn. Ngoài ra, đã phát hiện ra rằng khi cấu trúc của tấm thép theo sáng chế là cấu trúc kim loại mà trong đó tỷ lệ diện tích của bainit bằng 95% hoặc lớn hơn, độ dày tấm/bán kính uốn cong $\geq 2,5$ được thỏa mãn.

Khi mật độ cực của hướng tinh thể $\{332\}\langle 113\rangle$ là lớn hơn 5,0, tính di hướng của các tính chất cơ học của tấm thép trở nên rất lớn, và hơn nữa, đặc tính dễ uốn cục bộ theo một chiều cụ thể được cải thiện, nhưng vật liệu theo chiều khác so với chiều cụ thể này suy giảm đáng kể, dẫn đến không thể thỏa mãn độ dày tấm/bán kính uốn cong $\geq 2,5$. Mặt khác, khi mật độ cực được mô tả trên đây trở nên nhỏ hơn 0,5, mà điều này khó đạt được trong quy trình cán nóng liên tục thông thường hiện có, sự suy giảm về đặc tính dễ uốn cục bộ là có liên quan.

Lý do tại sao các trị số mật độ cực của các sự định hướng tinh thể là các yếu tố quan trọng đối với tính chất kết đông tạo hình ở thời điểm xử lý uốn cong hiển nhiên là không cần thiết, do đó có liên quan đến trạng thái trượt của tinh thể ở thời điểm biến dạng uốn cong.

Đối với mẫu được phân tích nhiễu xạ tia X, phương pháp EBSP, hoặc phương pháp ECP, tấm thép được làm giảm độ dày tới độ dày tấm định trước từ bề mặt bằng cách đánh bóng cơ học hoặc phương pháp tương tự. Tiếp theo, ứng suất được loại bỏ bằng cách đánh bóng hóa học, đánh bóng điện phân, hoặc phương pháp tương tự, và mẫu được tạo ra theo cách sao cho trong khoảng từ $5/8$ đến $3/8$ độ dày tấm, mặt phẳng thích hợp trở thành mặt phẳng đo. Ví dụ, trên

mẫu thép kích thước bằng 30 mmφ được cắt ra từ vị trí 1/4 W hoặc 3/4 W chiều rộng tấm thép W, bước đánh bóng theo cách đánh bóng mịn (độ nhám trung bình đường trung tâm Ra: 0,4a đến 1,6a) được thực hiện. Tiếp theo, bằng cách đánh bóng hóa học hoặc đánh bóng điện phân, ứng suất được loại bỏ, và mẫu để phân tích nhiễu xạ tia X được tạo ra. Liên quan đến chiều rộng tấm, mẫu thép mong muốn được lấy từ, vị trí 1/4 hoặc 3/4 từ phần cuối của tấm thép.

Tất nhiên là, mật độ cực thỏa mãn khoảng giới hạn mật độ cực được mô tả trên đây không chỉ ở phần trung tâm theo chiều dày của tấm nằm trong khoảng từ 5/8 đến 3/8 độ dày tấm tính từ bề mặt của tấm thép, mà còn ở các vị trí có thể khác theo chiều dày, và do đó hiệu quả độ dẻo cục bộ (độ giãn dài cục bộ) được cải thiện hơn nữa. Tuy nhiên, khoảng 5/8 đến 3/8 từ bề mặt của tấm thép được đo, nhờ đó có thể thể hiện tính chất vật liệu của toàn bộ tấm nói chung. Do đó, 5/8 đến 3/8 độ dày tấm được quy định dùng làm khoảng đo.

Ngoài ra, sự định hướng tinh thể được thể hiện bởi $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ có nghĩa là chiều thông thường của mặt phẳng tấm thép là song song với $\langle hkl \rangle$ và chiều cán là song song với $\langle uvw \rangle$. Đối với sự định hướng tinh thể này, thông thường, sự định hướng thẳng góc với mặt phẳng tấm được thể hiện bởi $[hkl]$ hoặc $\{hkl\}$ và sự định hướng song song với chiều cán được thể hiện bởi (uvw) hoặc $\langle uvw \rangle$. $\{hkl\}$ và $\langle uvw \rangle$ là các thuật ngữ chung đối với các mặt phẳng tương đương, và $[hkl]$ và (uvw) mà mỗi loại thể hiện mặt phẳng tinh thể riêng rẽ. Đó là, trong sáng chế, cấu trúc lập phương thể tâm được nhắm đến, và do đó, ví dụ, các mặt phẳng (111), (-111), (1-11), (11-1), (-1-11), (-11-1), (1-1-1), và (-1-1-1) là tương đương để không thể làm cho chúng khác nhau. Trong trường hợp này, các sự định hướng này thường được đề cập đến dưới dạng $\{111\}$. Trong cách biểu diễn ODF, $[hkl](uvw)$ cũng được sử dụng để thể hiện các sự định hướng của các cấu trúc tinh thể đối xứng thấp khác, và do đó thường thể hiện mỗi sự định hướng dưới dạng $[hkl](uvw)$, nhưng trong sáng chế, $[hkl](uvw)$ và $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ là đồng nghĩa với nhau. Việc đánh giá sự định hướng tinh thể bằng tia X được thực hiện theo phương pháp được mô tả trong, ví dụ, tài liệu: Cullity, Elements of X-ray Diffraction (các yếu tố của sự nhiễu xạ tia X), ấn bản mới (được xuất bản năm 1986, được biên dịch bởi MATSUMURA, Gentaro, được xuất bản bởi AGNE

Inc.) trên các trang từ 274 đến 296.

Đường kính khối trung bình của các hạt tinh thể

Các tác giả sáng chế đã nghiên cứu chuyên sâu về việc kiểm soát cấu trúc của tấm thép cán nóng. Kết quả là, đã khám phá ra rằng dưới điều kiện mà cấu trúc được kiểm soát như được mô tả trên đây, tác dụng của các hạt tinh thể theo đơn vị hạt lên độ dẻo cục bộ là rất lớn và các hạt tinh thể này được tạo ra mịn, nhờ đó có thể thu được sự cải thiện lớn về độ dẻo cục bộ. Ngoài ra, như được mô tả trên đây, “đơn vị hạt” của các hạt tinh thể được xác định theo cách sao cho vị trí mà ở đó sự định hướng lệch lớn hơn 15° được thiết lập dưới dạng đường biên của các hạt tinh thể trong phép phân tích sự định hướng của tấm thép bằng EBSP.

Như được mô tả trên đây, lý do tại sao độ dẻo cục bộ được cải thiện là không hiển nhiên. Tuy nhiên, có thể hiểu được là do khi cấu trúc của tấm thép được tạo ra ngẫu nhiên và các hạt tinh thể được tạo ra mịn, sự tập trung ứng suất cục bộ xảy ra ở đơn vị micromet được hạn chế, tính đồng nhất của sự biến dạng được tăng lên, và biến dạng được phân bố đồng đều theo trật tự micromet.

Khi các tinh thể càng lớn mặc dù số lượng của chúng là nhỏ, sự suy giảm về độ dẻo cục bộ càng lớn. Do đó, kích thước của các hạt tinh thể không là đường kính trung bình thông thường, và đường kính khối trung bình được xác định làm trị số thể tích trung bình gia quyền có liên quan tới độ dẻo cục bộ. Để thu được hiệu quả cải thiện độ dẻo cục bộ, đường kính khối trung bình của các hạt tinh thể cần là 10 μm hoặc nhỏ hơn. Mong muốn là 7 μm hoặc nhỏ hơn để đảm bảo độ giãn lỗ ở mức cao hơn.

Tính chất đẳng trục của các hạt tinh thể

Như kết quả của sự đánh giá khác về độ dẻo cục bộ, các tác giả sáng chế đã khám phá ra rằng khi tính chất đẳng trục của các hạt tinh thể là cao trên điều kiện mà cấu trúc được mô tả trên đây và kích thước của các hạt tinh thể được thỏa mãn, độ dẻo cục bộ được cải thiện. Đối với chỉ số thể hiện tính chất đẳng trục, tỷ lệ của, của các hạt tinh thể, chiều dài d_L theo chiều cán so với chiều dài d_t theo chiều dày của tấm: d_L/d_t được sử dụng. Sau đó, đối với sự cải thiện độ dẻo cục bộ, ít nhất 50% hoặc lớn hơn của các hạt tinh thể có tính chất đẳng trục

cao mà trong đó dL/dt bằng 3,0 hoặc nhỏ hơn là cần thiết đối với các hạt tinh thể bainit. Khi các hạt tinh thể được mô tả trên đây có tính chất đẳng trục cao là nhỏ hơn 50% so với các hạt tinh thể bainit, độ dẻo cục bộ bị suy giảm.

Thành phần hóa học

Tiếp theo, sáng chế sẽ giải thích lý do giới hạn thành phần hóa học của tấm thép theo sáng chế. Ngoài ra, % theo thành phần hóa học có nghĩa là % khối lượng.

C: không nhỏ hơn 0,07% cũng không lớn hơn 0,20%

C là nguyên tố làm tăng độ bền và chiếm 0,07% hoặc lớn hơn là cần thiết. Tốt hơn là 0,08% hoặc lớn hơn. Mặt khác, khi hàm lượng C lớn hơn 0,20%, tính chịu hàn suy giảm, và đặc tính dễ gia công suy giảm lớn do sự gia tăng cấu trúc cứng, và do đó giới hạn trên được thiết lập là 0,20%. Khi hàm lượng C lớn hơn 0,10%, đặc tính tạo hình suy giảm, do đó hàm lượng C tốt hơn là 0,10% hoặc nhỏ hơn.

Si: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 2,5%

Si là nguyên tố có tác dụng làm tăng độ bền cơ học của tấm thép, nhưng khi hàm lượng Si trở nên lớn hơn 2,5%, đặc tính dễ gia công suy giảm và xuất hiện vết nứt trên bề mặt, do đó giới hạn trên được thiết lập là 2,5%. Khi hàm lượng Si là lớn, tính chất xử lý chuyển hóa hóa học suy giảm, do đó tốt hơn là 1,0% hoặc nhỏ hơn. Khó có thể thiết lập hàm lượng Si tới giá trị nhỏ hơn 0,001% trong thép sử dụng trong thực tế, do đó, giới hạn dưới được thiết lập là 0,001%. Tốt hơn là 0,01% hoặc lớn hơn.

Mn: không nhỏ hơn 0,01% cũng không lớn hơn 4,0%

Mn cũng là nguyên tố có tác dụng làm tăng độ bền cơ học của tấm thép, nhưng khi Mn trở nên lớn hơn 4,0%, đặc tính dễ gia công suy giảm, do đó giới hạn trên được thiết lập là 4,0%. Tốt hơn là 3,3% hoặc nhỏ hơn. Khó có thể thiết lập Mn tới giá trị nhỏ hơn 0,01% trong thép sử dụng trong thực tế, do đó 0,01% được thiết lập làm giới hạn dưới. Tốt hơn là 0,07% hoặc lớn hơn.

Khi các nguyên tố như Ti mà có tác dụng hạn chế sự nứt khi nóng gây ra do S không được bổ sung đầy đủ ngoại trừ Mn, lượng Mn và S thỏa mãn $Mn/S \geq 20$ tính theo % khối lượng được mong muốn bổ sung. Mn là nguyên tố mà,

với sự gia tăng về hàm lượng, mở rộng nhiệt độ vùng austenit về phía nhiệt độ thấp, cải thiện độ thấm tôi, và tạo điều kiện thuận lợi cho việc tạo ra cấu trúc biến đổi do làm mát liên tục mà có đặc tính dễ gia công gấp mép cao. Hiệu quả này không được thấy rõ khi lượng Mn nhỏ hơn 1%, do đó lượng Mn bằng 1% hoặc lớn hơn là mong muốn được bổ sung.

P: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 0,15%

P nguyên tố tạp chất và ngăn ngừa sự suy giảm về đặc tính dễ gia công và sự rạn nứt khi cán nóng hoặc cán nguội, do đó giới hạn trên được thiết lập là 0,15%. Tốt hơn là 0,10% hoặc nhỏ hơn, và tốt hơn nữa là 0,05% hoặc nhỏ hơn. Khó làm giảm P tới giá trị nhỏ hơn 0,001% trong quy trình tinh luyện nói chung hiện tại (bao gồm quy trình tinh luyện thứ cấp), do đó, giới hạn dưới được thiết lập là 0,001%.

S: không nhỏ hơn 0,0005% cũng không lớn hơn 0,03%

S là nguyên tố tạp chất và ngăn ngừa sự suy giảm về đặc tính dễ gia công và sự rạn nứt khi cán nóng hoặc cán nguội, do đó giới hạn trên được thiết lập là 0,03%. Tốt hơn là 0,01%, và tốt hơn nữa là 0,005% hoặc nhỏ hơn. Khó giảm lượng S tới giá trị nhỏ hơn 0,0005% trong quy trình tinh luyện nói chung hiện tại (bao gồm cả quy trình tinh luyện thứ cấp), do đó, giới hạn dưới được thiết lập là 0,0005%.

Al: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 2,0%

Để tách oxy, lượng Al bằng 0,001% hoặc lớn hơn được bổ sung. Ngoài ra, Al làm tăng đáng kể điểm biến đổi từ γ sang α , do Al là yếu tố hiệu quả khi cán nóng ở điểm Ar_3 hoặc thấp hơn. Tuy nhiên, khi hàm lượng của nó quá nhiều, đặc tính dễ uốn suy giảm, do đó giới hạn trên được thiết lập là 2,0%.

Điểm Ar_3 là nhiệt độ mà tại đó ferit bắt đầu kết tủa khi hợp kim trong vùng pha đơn austenit được làm mát. Theo sáng chế, pha ở điểm Ar_3 hoặc cao hơn được sử dụng để nhấn mạnh rằng cấu trúc này ở trạng thái pha đơn austenit.

Khi Si và Al được chứa với lượng quá lớn, sự kết tủa xemetit trong khi xử lý già hóa được ngăn chặn và tỷ lệ austenit còn dư có thể trở nên quá lớn, do đó tổng lượng bổ sung của Si và Al tốt hơn là nhỏ hơn 1%.

N: không nhỏ hơn 0,0005% cũng không lớn hơn 0,01%

N là nguyên tố tạp chất và được thiết lập là 0,01% hoặc nhỏ hơn sao cho không ảnh hưởng đến đặc tính dễ gia công. Tốt hơn là 0,005% hoặc nhỏ hơn. Khó làm giảm N tới giá trị nhỏ hơn 0,0005% trong quy trình tinh luyện nói chung hiện tại (bao gồm cả quy trình tinh luyện thứ cấp), do đó, giới hạn dưới được thiết lập là 0,0005%.

O: không nhỏ hơn 0,0005% cũng không lớn hơn 0,01%

Tương tự với N, O là nguyên tố tạp chất và được thiết lập là 0,01% hoặc nhỏ hơn sao cho không ảnh hưởng đến đặc tính dễ gia công. Tốt hơn là 0,005% hoặc nhỏ hơn. Khó làm giảm O tới giá trị nhỏ hơn 0,0005% trong quy trình tinh luyện nói chung hiện tại (bao gồm cả quy trình tinh luyện thứ cấp), do đó giới hạn dưới được thiết lập là 0,0005%.

Trong tấm thép theo sáng chế, cũng có thể một hoặc hai hoặc nhiều nguyên tố trong số Ti, Nb, V, và W được bổ sung, do đó sinh ra cacbonitrua mịn, và sự cải thiện độ bền đạt được bằng cách tăng cường sự kết tủa.

Ti: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 0,20%

Nb: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 0,20%

V: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 1,0%

W: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 1,0%.

Để thu được hiệu quả cải thiện độ bền bằng cách tăng cường sự kết tủa theo cách bổ sung một loại hoặc hai hoặc nhiều nguyên tố trong số Ti, Nb, V, và W, cần thiết phải bổ sung 0,001% hoặc lớn hơn mỗi nguyên tố trong số Ti, Nb, V, và W. Ti, Nb, V, và W, mỗi nguyên tố này tốt hơn là với lượng 0,01% hoặc lớn hơn. Tuy nhiên, ngay cả khi chúng được bổ sung dư, hiệu quả làm tăng độ bền bị bão hòa, do đó các giới hạn trên của mỗi nguyên tố trong số Ti và Nb được thiết lập là 0,20%, và các giới hạn trên của mỗi nguyên tố V và W được thiết lập là 1,0%. Mỗi nguyên tố trong số Ti và Nn tốt hơn là không nhỏ hơn 0,01% cũng không lớn hơn 0,1%, và mỗi nguyên tố trong số V và W tốt hơn là không nhỏ hơn 0,01% cũng không lớn hơn 0,6%.

Trong tấm thép theo sáng chế, để đảm bảo độ bền bằng cách làm tăng độ thấm tôi của cấu trúc để thực hiện việc kiểm soát pha thứ hai, một hoặc hai hoặc nhiều nguyên tố trong số B, Mo, Cr, Cu, Ni, Co, Sn, Zr, và As cũng có thể được

bổ sung.

B: không nhỏ hơn 0,0001% cũng không lớn hơn 0,0050%

Mo: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 1,0%

Cr, Cu, Ni: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 2,0%

Co: không nhỏ hơn 0,0001% cũng không lớn hơn 1,0%

Sn, Zr: không nhỏ hơn 0,0001% cũng không lớn hơn 0,2%

As: không nhỏ hơn 0,0001% cũng không lớn hơn 0,50%.

Để thu được hiệu quả cải thiện độ bền bằng cách kiểm soát pha thứ cấp, cần thiết phải bổ sung 0,0001% B hoặc lớn hơn, 0,001% hoặc lớn hơn của mỗi nguyên tố trong số Mo, Cr, Ni, và Cu, và 0,0001% hoặc lớn hơn của mỗi nguyên tố trong số Co, Sn, Zr, và As. Lượng B tốt hơn là 0,001% hoặc lớn hơn, mỗi nguyên tố trong số Mo, Cr, Ni, và Cu tốt hơn là 0,005% hoặc lớn hơn, và mỗi nguyên tố trong số Co, Sn, Zr, và As tốt hơn là có lượng bằng 0,001% hoặc lớn hơn.

Tuy nhiên, khi chúng được bổ sung dư, đặc tính dễ gia công bị suy giảm, do đó giới hạn trên của lượng B được thiết lập là 0,0050%, giới hạn trên của lượng Mo được thiết lập là 1,0%, giới hạn trên của mỗi trong số lượng Cr, lượng Cu, và lượng Ni được thiết lập là 2,0%, giới hạn trên của lượng Co được thiết lập là 1,0%, giới hạn trên của mỗi trong số lượng Sn và lượng Zr được thiết lập là 0,2%, và giới hạn trên của lượng As được thiết lập là 0,50%.

Trong tám thép theo sáng chế, để cải thiện đặc tính dễ tạo hình cục bộ, một hoặc hai hoặc nhiều nguyên tố trong số Mg, REM, và Ca cũng có thể còn được bổ sung.

Mg: không nhỏ hơn 0,0001% cũng không lớn hơn 0,010%

REM: không nhỏ hơn 0,0001% cũng không lớn hơn 0,1%

Ca: không nhỏ hơn 0,0001% cũng không lớn hơn 0,010%

Mg, REM, và Ca là các nguyên tố quan trọng cần bổ sung để làm cho các chất xâm nhập vô hại. Để thu được tác dụng là làm cho các chất xâm nhập vô hại, 0,0001% hoặc lớn hơn của mỗi trong số lượng Mg, lượng REM, và lượng Ca được bổ sung.

Mỗi trong số lượng Mg, lượng REM, và lượng Ca tốt hơn là 0,001%

hoặc lớn hơn. Mặt khác, khi chúng được bổ sung dư, độ tinh khiết của thép bị suy giảm, do đó lượng Mg được thiết lập là 0,010% hoặc nhỏ hơn, lượng REM được thiết lập là 0,1% hoặc nhỏ hơn, và lượng Ca được thiết lập là 0,010% hoặc nhỏ hơn.

Cấu trúc kim loại

Tiếp theo, sẽ giải thích về cấu trúc kim loại của tấm thép theo sáng chế.

Cấu trúc của tấm thép theo sáng chế là cấu trúc kim loại mà trong đó tỷ lệ diện tích của bainit bằng 95% hoặc lớn hơn, và tốt hơn là cấu trúc pha bainit duy nhất. Cấu trúc thép được biến đổi thành cấu trúc kim loại mà trong đó tỷ lệ diện tích của bainit bằng 95% hoặc lớn hơn (bao gồm pha bainit duy nhất), do đó có thể đạt được độ bền và độ giãn nở.

Ngoài ra, cấu trúc được mô tả trên đây được tạo ra bằng cách biến đổi ở nhiệt độ tương đối cao, do đó không cần thiết phải làm mát tới nhiệt độ thấp khi được sản xuất, và là cấu trúc được ưu tiên về độ bền và năng suất của vật liệu.

Đối với lượng còn lại, ferit tiền oecti, pearlit, martensit, và austenit còn dư được cho phép là 5% hoặc nhỏ hơn. Ferit tiền oecti không gây hại miễn là nó đủ bền ở dạng kết tủa, nhưng ferit tiền oecti đôi khi trở nên mềm phụ thuộc vào thành phần hóa học, và ngoài ra, khi tỷ lệ diện tích trở nên lớn hơn 5%, độ giãn nở giảm ít do sự khác nhau về độ cứng từ bainit.

Khi tỷ lệ diện tích của pearlit trở nên lớn hơn 5%, độ bền và/hoặc đặc tính dễ gia công đôi khi bị suy giảm. Khi tỷ lệ diện tích của martensit trở nên lớn hơn 1% hoặc tỷ lệ diện tích của austenit còn dư mà là martensit do sự biến đổi gây ra bởi sự biến dạng trở nên lớn hơn 5%, bề mặt tiếp giáp giữa bainit và cấu trúc cứng hơn bainit trở thành điểm khởi đầu của sự rạn nứt và độ giãn nở suy giảm. Sao cho tỷ lệ diện tích của bainit được thiết lập là 95% hoặc lớn hơn, tỷ lệ diện tích của ferit tiền oecti, pearlit, martensit, và austenit còn dư mà là lượng còn lại trở nên bằng 5% hoặc nhỏ hơn, sự cân bằng của độ bền và độ giãn nở có thể được duy trì ổn định. Tuy nhiên, tỷ lệ diện tích của martensit cần phải thiết lập là giá trị nhỏ hơn 1%.

Bainit trong tấm thép theo sáng chế là vi cấu trúc được xác định dưới dạng cấu trúc biến đổi do làm mát liên tục (Zw) được xác định ở bậc trung gian

giữa vi cấu trúc chứa ferit đa giác và pearlit được tạo ra nhờ cơ chế khuếch tán và martensit được sinh ra nhờ cơ chế trượt không khuếch tán, như được mô tả trong tài liệu: Viện sắt và thép Nhật Bản, Hiệp hội nghiên cứu cơ bản, Ủy ban/Ấn bản nghiên cứu Bainit; “Recent Research on Bainitic microstructure and Transformation Behavior of Low Carbon Steels” (Nghiên cứu gần đây về vi cấu trúc Bainit và sự diễn biến chuyển hóa của thép có hàm lượng cacbon thấp) – Báo cáo cuối cùng của Ủy ban nghiên cứu Bainit (năm 1994, Viện sắt và thép Nhật Bản).

Đó là, cấu trúc biến đổi do làm mát liên tục (Zw) được xác định dưới dạng vi cấu trúc chủ yếu bao gồm Ferit bainitic (α_B°), ferit bainitic hạt (α_B), và ferit gần như đa giác (α_q), và còn chứa lượng nhỏ của austenit còn dư (γ_r) và Martensit-austenit (MA) như được mô tả trong tài liệu tham khảo trên đây, từ trang 125 đến 127 dưới dạng cấu trúc quan sát hiển vi quang học.

Ngoài ra, tương tự với ferit đa giác (PF), cấu trúc bên trong của α_q không xuất hiện bằng cách ăn mòn, mà hình dạng của α_q là hình kim, và được phân biệt chính xác với PF. Ở đây, dựa trên điều kiện của hạt tinh thể đích, chiều dài chu vi được thiết lập là l_q và đường kính quy đổi về hình tròn được thiết lập là d_q , hạt có tỷ lệ (l_q/d_q) của chúng thỏa mãn $l_q/d_q \geq 3,5$ là α_q .

Cấu trúc biến đổi do làm mát liên tục (Zw) của tấm thép theo sáng chế được xác định dưới dạng vi cấu trúc chứa một hoặc hai hoặc nhiều nguyên tố trong số α_B° , α_B , α_q , γ_r , và MA. Ngoài ra, hàm lượng tổng của γ_r và MA là nhỏ với lượng được thiết lập là 3% hoặc nhỏ hơn.

Đôi khi xuất hiện trường hợp mà cấu trúc biến đổi do làm mát liên tục (Zw) không được nhận biết dễ dàng ngay cả khi nó được ăn mòn sử dụng chất phản ứng nital được quan sát bằng kính hiển vi quang học. Trong trường hợp này, được nhận biết bằng cách sử dụng EBSP-OIMTM. EBSP-OIMTM (Electron Back Scatter Diffraction Pattern-Orientation Image Microscopy – Kính hiển vi hình ảnh định hướng mẫu điện tử tán xạ ngược) được cấu thành từ thiết bị và phần mềm mà trong đó mẫu có độ nghiêng cao trong kính hiển vi quét điện tử SEM (Scanning Electron Microscope - Kính hiển vi quét điện tử) được chiếu bằng dòng electron, mẫu Kikuchi được tạo ra bằng tán xạ ngược được chụp ảnh

bằng máy ảnh cảm biến cao và là ảnh được xử lý bằng máy tính, và nhờ đó sự định hướng tinh thể ở thời điểm chiếu xạ được đo trong khoảng thời gian ngắn.

Trong phương pháp EBSP, có thể phân tích định lượng vi cấu trúc và sự định hướng tinh thể của bề mặt mẫu. Sao cho diện tích được phân tích nằm trong vùng có thể được quan sát bởi SEM, có thể phân tích vùng này với độ phân giải 20 nm, phụ thuộc vào độ phân giải của SEM. Việc phân tích bằng EBSP-OIM™ được thực hiện bằng cách tạo ra diện tích được phân tích với mười ngàn điểm mạng cách đều.

Có thể quan sát được sự phân bố định hướng tinh thể và kích thước của các hạt tinh thể trong mẫu trong vật liệu đa tinh thể. Theo sáng chế, có thể thấy rõ từ ảnh dạng bản đồ với sự lệch hướng giữa các khối được xác định là 15° cũng có thể được xác định dưới dạng cấu trúc biến đổi do làm mát liên tục (Zw).

Thành phần cấu trúc của ferit tiền orecti thu được bằng phương pháp làm lệch hướng hạt nhân trung bình (Kernel Average Misorientation- KAM) được trang bị trong EBSP-OIM™. Phương pháp KAM là phương pháp tính, mà trong đó sự lệch hướng trong số các điểm ảnh của sáu điểm ảnh liền kề (phép tính gần đúng thứ nhất) của dữ liệu đo lục giác đều nhất định, hoặc 12 điểm ảnh (phép tính gần đúng thứ hai) ở vị trí ngoài sáu điểm ảnh này, hoặc 18 điểm ảnh (phép tính gần đúng thứ ba) ở vị trí ngoài 12 điểm ảnh được lấy giá trị trung bình và giá trị thu được được thiết lập là giá trị điểm ảnh trung tâm, được thực hiện đối với mỗi điểm ảnh.

Việc tính toán được mô tả trên đây được thực hiện sao cho không vượt qua biên hạt, nhờ đó có thể tạo ra bản đồ thể hiện sự thay đổi định hướng trong hạt. Đó là, bản đồ được tạo ra thể hiện sự phân bố của ứng suất dựa trên sự thay đổi độ định hướng cục bộ trong hạt. Lưu ý rằng điều kiện phân tích trong sáng chế được thiết lập là phép tính gần đúng thứ ba của nó trong EBSP-OIM™, sự lệch hướng trong số các điểm ảnh liền kề được tính, và một điểm ảnh có sự lệch hướng này là 5° hoặc nhỏ hơn được thể hiện.

Trong tám thép theo sáng chế, ferit tiền orecti được xác định dưới dạng vi cấu trúc lên đến phần phẳng của các điểm ảnh mà sự lệch hướng của nó trong số các điểm ảnh liền kề được tính là 1° hoặc nhỏ hơn trong phép tính gần đúng

thứ ba này. Ferit đa giác tiền otecti biến đổi ở nhiệt độ cao được tạo ra trong quá trình biến đổi khuếch tán, và do đó mật độ lệch mạng là nhỏ và ứng suất trong hạt là nhỏ, và do đó, sự khác nhau trong hạt về sự định hướng tinh thể là nhỏ.

Do đó, theo các kết quả của các đánh giá khác nhau mà được thực hiện bởi các tác giả sáng chế, có thể xác nhận được rằng tỷ lệ thể tích của ferit đa giác thu được bằng cách quan sát bởi kính hiển vi quang học và tỷ lệ diện tích của vùng thu được bằng 1° của phép tính gần đúng thứ ba đối với sự lệch hướng đo được bằng phương pháp KAM về cơ bản phù hợp với nhau. Do đó, ferit tiền otecti trong tấm thép theo sáng chế được xác định như được mô tả trên đây.

Phương pháp sản xuất

Tiếp theo, sáng chế sẽ giải thích phương pháp sản xuất tấm thép theo sáng chế. Để thu được đặc tính biến dạng cục bộ cao, điều quan trọng là tạo ra cấu trúc yêu cầu mật độ cực và để sản xuất tấm thép thỏa mãn các điều kiện mà nhờ đó tạo ra các hạt tinh thể mịn và tính chất đẳng trục và sự đồng nhất của các hạt tinh thể. Chi tiết về các điều kiện sản xuất để thỏa mãn các điều kiện này sẽ được giải thích đồng thời dưới đây.

Phương pháp sản xuất trước khi cán nóng không bị giới hạn cụ thể. Sau khi làm nóng chảy bằng lò đứng, lò điện, hoặc các thiết bị tương tự, bước tinh luyện thứ hai có thể được thực hiện, và tiếp theo bước đúc có thể được thực hiện bằng cách đúc liên tục, hoặc đúc bằng phương pháp tạo thời, hoặc phương pháp đúc khác như đúc tấm mỏng. Trong trường hợp đúc liên tục, có thể là tấm đúc được làm mát tới nhiệt độ thấp và sau đó được tái gia nhiệt để sau đó được cán nóng, hoặc cũng có thể là tấm đúc được cán nóng liên tục. Thép phế liệu có thể cũng được sử dụng làm nguyên liệu thô.

Tấm thu được bằng phương pháp sản xuất được mô tả trên đây được gia nhiệt trong quy trình gia nhiệt tấm trước quy trình cán nóng, nhưng trong phương pháp sản xuất theo sáng chế, nhiệt độ gia nhiệt là không được xác định cụ thể. Tuy nhiên, khi nhiệt độ gia nhiệt cao hơn 1260°C , hiệu suất giảm đi do bị tróc vảy, và do đó nhiệt độ gia nhiệt tốt hơn là 1260°C hoặc thấp hơn. Mặt khác, khi nhiệt độ gia nhiệt thấp hơn 1150°C , hiệu quả vận hành suy giảm đáng kể về thời gian, và do đó nhiệt độ gia nhiệt được mong muốn là 1150°C hoặc cao hơn.

Hơn nữa, thời gian gia nhiệt trong quy trình gia nhiệt tấm là không được xác định cụ thể, nhưng để tránh sự tách ở trung tâm và hiện tượng tương tự, sau khi nhiệt độ đạt đến nhiệt độ gia nhiệt cần thiết, nhiệt độ gia nhiệt được mong muốn duy trì trong 30 phút hoặc lâu hơn. Tuy nhiên, khi tấm đúc sau khi được đúc được biến đổi trực tiếp khi nó ở trạng thái đúc ở nhiệt độ cao để được cán, thời gian gia nhiệt không bị giới hạn ở đây.

Bước cán nóng thứ nhất

Sau quy trình gia nhiệt tấm, tấm thép được lấy ra từ lò gia nhiệt được trải qua quy trình cán thô mà là bước cán nóng thứ nhất để được cán thô mà không phải chờ, và do đó thu được thanh cán thô. Trong tấm thép độ bền cao, có đặc tính biến dạng cục bộ cao theo sáng chế, đường kính hạt austenit sau bước cán thô, tức là trước bước cán cuối cùng là quan trọng. Đường kính hạt austenit trước bước cán cuối cùng được mong muốn là nhỏ, và đường kính hạt austenit bằng 200 μm hoặc nhỏ hơn đóng góp đáng kể vào việc tạo ra các hạt tinh thể mịn và độ đồng nhất của pha chính.

Để thu được đường kính hạt austenit bằng 200 μm hoặc nhỏ hơn trước bước cán cuối cùng, như được thể hiện trong Fig.3, trong bước cán thô trong vùng nhiệt độ không thấp hơn 1000°C mà cũng không cao hơn 1200°C, cần thiết phải thực hiện cán ít nhất một lần hoặc nhiều hơn ở tỷ lệ giảm bằng 40% hoặc lớn hơn.

Khi tỷ lệ giảm lớn hơn và số lần giảm ở tỷ lệ giảm lớn là lớn hơn, các hạt mịn có thể thu được. Đường kính hạt austenit mong muốn được thiết lập là 100 μm hoặc nhỏ hơn, và để đạt được điều này, việc cán ở 40% hoặc lớn hơn được thực hiện như mong muốn hai lần hoặc nhiều hơn. Tuy nhiên, trong bước cán thô, tỷ lệ giảm là lớn hơn 70% và bước cán được thực hiện lớn hơn 10 lần, nảy sinh vấn đề là nhiệt độ giảm hoặc vậy được tạo ra quá mức.

Trong phương pháp này, sự giảm về đường kính hạt austenit trước bước cán cuối cùng có tác dụng cải thiện đặc tính dễ uốn cục bộ thông qua việc kiểm soát sự kích thích tái kết tinh của austenit trong bước cán cuối cùng sau đó, tạo ra các hạt tinh thể mịn, và tạo ra các hạt tinh thể đẳng trục trong cấu trúc cuối cùng.

Giả sử rằng điều này là do biên hạt austenit sau bước cán thô (tức là, trước bước cán cuối cùng) có chức năng như hạt nhân tái kết tinh trong bước cán cuối cùng. Việc xác nhận đường kính hạt austenit sau bước cán thô được thực hiện theo cách sao cho tấm mẫu thép trước khi được trải qua bước cán cuối cùng được tôi nhiều nhất có thể, và được làm mát ở tốc độ làm mát bằng $10^{\circ}\text{C}/\text{giây}$ hoặc lớn hơn, chẳng hạn, và mặt cắt ngang của tấm mẫu thép được mài mòn để làm xuất hiện các biên hạt austenit, và biên hạt austenit được quan sát bằng kính hiển vi quang học. Trong trường hợp này, ở độ phóng đại 50 lần hoặc lớn hơn, 20 trường nhìn hoặc lớn hơn được quan sát và được xác nhận bằng phép phân tích ảnh hoặc phương pháp đếm điểm.

Bước cán nóng thứ hai

Sau quy trình cán thô (bước cán nóng thứ nhất) được hoàn thành, quy trình cán cuối cùng là bước cán nóng thứ hai được bắt đầu. Thời điểm giữa lúc hoàn thành quy trình cán thô và bắt đầu quy trình cán cuối cùng mong muốn được thiết lập là 150 giây hoặc ngắn hơn.

Trong quy trình cán cuối cùng (bước cán nóng thứ hai), nhiệt độ bắt đầu cán nóng cuối cùng mong muốn được thiết lập là 1000°C hoặc cao hơn. Khi nhiệt độ bắt đầu bước cán nóng cuối cùng thấp hơn 1000°C , ở mỗi rãnh cán cuối cùng, nhiệt độ cán của tấm thô cần cán bị suy giảm, việc làm giảm tiết diện được thực hiện trong vùng nhiệt độ không kết tinh lại, vân hình thành, và do đó tính đẳng hướng bị suy giảm.

Ngoài ra, giới hạn trên của nhiệt độ bắt đầu bước cán nóng cuối cùng không bị giới hạn cụ thể. Tuy nhiên, khi nhiệt độ này bằng 1150°C hoặc cao hơn, chỗ phồng là vị trí khởi đầu của lỗi tróc vảy dạng trụ có khả năng xuất hiện giữa sắt nền của tấm thép và vảy trên bề mặt trước bước cán cuối cùng và giữa các rãnh cán, và do đó nhiệt độ bắt đầu bước cán nóng cuối cùng mong muốn là thấp hơn 1150°C .

Trong bước cán cuối cùng, nhiệt độ được xác định bằng thành phần hóa học của tấm thép được thiết lập là T_1 , và trong vùng nhiệt độ không thấp hơn $T_1 + 30^{\circ}\text{C}$ mà cũng không cao hơn $T_1 + 200^{\circ}\text{C}$, việc cán ở 30% hoặc lớn hơn được thực hiện trong một rãnh cán ít nhất một lần. Ngoài ra, trong bước cán cuối cùng,

tổng tỷ lệ giảm được thiết lập là 50% hoặc lớn hơn. Bằng cách thỏa mãn điều kiện này, ở phần trung tâm theo chiều dày của tấm nằm trong khoảng từ 5/8 đến 3/8 độ dày tấm tính từ bề mặt của tấm thép, trị số mật độ cực trung bình của nhóm định hướng $\{100\}\langle 011 \rangle$ đến $\{223\}\langle 110 \rangle$ trở nên nhỏ hơn 4,0 và mật độ cực của hướng tinh thể $\{332\}\langle 113 \rangle$ bằng 5,0 hoặc nhỏ hơn.

Ở đây, T1 là nhiệt độ tính được bằng biểu thức (1) dưới đây:

$$T1 (^{\circ}\text{C}) = 850 + 10 \times (C + N) \times Mn + 350 \times Nb + 250 \times Ti + 40 \times B + 10 \times Cr + 100 \times Mo + 100 \times V \dots (1)$$

C, N, Mn, Nb, Ti, B, Cr, Mo, và V là các đại lượng mà mỗi đại lượng này thể hiện hàm lượng của nguyên tố (% khối lượng).

Fig.4 và Fig.5 mỗi hình này thể hiện mối quan hệ giữa mỗi tỷ lệ giảm trong vùng nhiệt độ và mỗi trị số mật độ điện cực của sự định hướng. Như được thể hiện trong Fig.4 và Fig.5, tỷ lệ giảm lớn trong vùng nhiệt độ không thấp hơn $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ mà cũng không cao hơn $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ và tỷ lệ giảm ít ở $T1$ hoặc cao hơn và thấp hơn $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ do đó kiểm soát được trị số mật độ cực trung bình của nhóm định hướng $\{100\}\langle 011 \rangle$ đến $\{223\}\langle 110 \rangle$ và mật độ cực của hướng tinh thể $\{332\}\langle 113 \rangle$ ở phần trung tâm theo chiều dày của tấm nằm trong khoảng từ 5/8 đến 3/8 độ dày tấm tính từ bề mặt của tấm thép, và do đó đặc tính dễ uốn cục bộ của sản phẩm cuối cùng được cải thiện đáng kể, như cũng được thể hiện trong các Bảng 2 và 3 (xem các đoạn trong Ví dụ).

T1 là thu được theo kinh nghiệm. Các tác giả sáng chế đã biết từ kinh nghiệm rằng, việc tái kết tinh trong vùng austenit của thép được thúc đẩy dựa trên T1. Để thu được đặc tính biến dạng cục bộ tốt hơn, điều quan trọng là tập trung được ứng suất nhờ sự giảm kích thước lớn, và tổng tỷ lệ giảm bằng 50% hoặc lớn hơn là cần thiết.

Khi tổng tỷ lệ giảm trong vùng nhiệt độ không thấp hơn $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ mà cũng không cao hơn $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ nhỏ hơn 50%, ứng suất cán được tích lũy trong bước cán nóng là không đạt yêu cầu và quá trình tái kết tinh austenit không diễn ra một cách đầy đủ. Do đó, vân hình thành và tính đẳng hướng suy giảm. Khi tổng tỷ lệ giảm bằng 70% hoặc lớn hơn, tính đẳng hướng đáp ứng có thể thu được ngay cả khi có sự dao động nhiệt độ hoặc các yếu tố tương tự được tính

đến. Mặt khác, khi tổng tỷ lệ giảm lớn hơn 90%, khó để thu được vùng nhiệt độ bằng $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ hoặc thấp hơn do sự sinh nhiệt bằng cách xử lý, và ngoài ra, lượng tải cán tăng lên gây ra nguy cơ việc cán trở nên khó thực hiện được.

Trong bước cán cuối cùng, để thúc đẩy sự tái kết tinh đồng nhất gây ra do sự giải phóng ứng suất tích lũy, việc cán ở 30% hoặc lớn hơn được thực hiện trong một rãnh cán ít nhất một lần không thấp hơn $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ mà cũng không cao hơn $T1 + 200^{\circ}\text{C}$.

Ngoài ra, để thúc đẩy sự tái kết tinh đồng đều, cần thiết phải hạn chế lượng xử lý trong vùng nhiệt độ thấp hơn $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ nhỏ nhất có thể. Để đạt được điều này, tỷ lệ giảm ở nhiệt độ thấp hơn $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ được mong muốn là 30% hoặc nhỏ hơn. Về tính chính xác của độ dày tấm và hình dạng tấm, tỷ lệ giảm của 10% hoặc nhỏ hơn là mong muốn. Khi tính đẳng hướng thu được, tỷ lệ giảm trong vùng nhiệt độ thấp hơn $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ mong muốn là 0%.

Bước cán cuối cùng mong muốn được kết thúc ở $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ hoặc cao hơn. Trong quy trình cán nóng ở nhiệt độ thấp hơn $T1 + 30^{\circ}\text{C}$, các hạt austenit được tạo hạt mà được tái kết tinh khi được kéo giãn, điều này gây ra rủi ro ở chỗ tính đẳng hướng bị suy giảm.

Đó là, trong phương pháp sản xuất của sáng chế, trong bước cán cuối cùng, bằng cách tái kết tinh austenit đồng nhất và đồng đều, kết cấu của sản phẩm được kiểm soát và độ giãn dài đồng đều và độ giãn lỗ được cải thiện.

Tỷ lệ cán có thể thu được bằng cách thực hiện quy trình thực tế hoặc tính toán từ lượng tải cán, đo độ dày tấm, hoặc/và các yếu tố tương tự. Nhiệt độ có thể đo được thực tế bằng nhiệt kế giữa các giá cán, hoặc có thể thu được bằng cách xem xét mô phỏng tính toán nhiệt sinh ra bằng cách xử lý từ tốc độ dây chuyền, tỷ lệ giảm, hoặc/và các yếu tố tương tự. Nhờ đó, có thể xác nhận một cách dễ dàng quy trình cán được mô tả trong sáng chế có được thực hiện hay không.

Khi bước cán nóng được hoàn thành ở Ar_3 hoặc thấp hơn, bước cán nóng này trở thành bước cán ở vùng hai pha của austenit và ferit, và sự tập trung tới nhóm định hướng $\{100\}<011>$ đến $\{223\}<110>$ trở nên lớn. Kết quả là, độ giãn dài đồng đều và độ giãn lỗ bị suy giảm đáng kể.

Để tạo ra các hạt tinh thể mịn và hạn chế các hạt dài, lượng nhiệt sinh ra cực đại khi xử lý khi làm giảm tiết diện ở nhiệt độ không thấp hơn $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ mà cũng không cao hơn $T1 + 200^{\circ}\text{C}$, tức là giới hạn tăng nhiệt độ do việc làm giảm tiết diện là mong muốn được hạn chế ở 18°C hoặc thấp hơn. Để đạt được điều này, việc làm mát giữa các giá hoặc phương pháp tương tự là mong muốn được sử dụng.

Bước làm mát sơ cấp

Sau bước làm giảm cuối cùng ở tỷ lệ giảm bằng 30% hoặc lớn hơn được thực hiện trong bước cán cuối cùng, bước làm mát sơ cấp sau khi cán nguội được bắt đầu theo cách sao cho thời gian t thỏa mãn biểu thức (2) dưới đây.

$$t \leq 2,5 \times t_1 \dots (2)$$

ở đây, t_1 thu được từ biểu thức dưới (3) dưới đây.

$$t_1 = 0,001 \times ((T_f - T_1) \times P_1/100)^2 - 0,109 \times ((T_f - T_1) \times P_1/100) + 3,1 \dots (3)$$

ở đây, trong biểu thức (3) nêu trên, T_f là nhiệt độ của phôi thép thu được sau bước làm giảm tiết diện cuối cùng ở tỷ lệ giảm bằng 30% hoặc lớn hơn, và P_1 là tỷ lệ giảm của bước làm giảm tiết diện cuối cùng này ở 30% hoặc lớn hơn.

Ngoài ra, “bước làm giảm cuối cùng ở tỷ lệ giảm bằng 30% hoặc lớn hơn” là bước cán được thực hiện sau cùng trong số các bước cán mà tỷ lệ giảm của nó là 30% hoặc lớn hơn được thực hiện trong bước cán cuối cùng. Ví dụ, khi trong số các bước cán trong các rãnh cán được thực hiện trong bước cán cuối cùng, tỷ lệ giảm của bước cán thực hiện ở giai đoạn cuối cùng là 30% hoặc lớn hơn, bước cán thực hiện ở giai đoạn cuối cùng là “bước làm giảm cuối cùng ở tỷ lệ giảm bằng 30% hoặc lớn hơn”. Ngoài ra, khi trong số các bước cán trong các rãnh cán được thực hiện trong bước cán cuối cùng, tỷ lệ giảm của bước cán thực hiện trước giai đoạn cuối cùng là 30% hoặc lớn hơn và sau bước cán thực hiện trước giai đoạn cuối cùng (quy trình cán nóng ở tỷ lệ giảm bằng 30% hoặc lớn hơn) được thực hiện, bước cán mà tỷ lệ giảm của nó là 30% hoặc lớn hơn là không được thực hiện, bước cán được thực hiện trước công đoạn cuối cùng (quy trình cán nóng ở tỷ lệ giảm bằng 30% hoặc lớn hơn) là “bước làm giảm cuối cùng ở tỷ lệ giảm bằng 30% hoặc lớn hơn.”

Trong bước cán cuối cùng này, số giây t của thời gian chờ cho tới khi

bước làm mát sơ cấp trước khi cán nguội được bắt đầu sau bước làm giảm tiết diện cuối cùng ở tỷ lệ giảm bằng 30% hoặc lớn hơn được thực hiện có ảnh hưởng lớn đến đường kính hạt austenit. Đó là, nó ảnh hưởng lớn đến thành phần hạt đồng trục và tỷ lệ diện tích hạt thô của tấm thép.

Khi thời gian chờ t lớn hơn $t_1 \times 2,5$, quá trình tái kết tinh hầu như đã được hoàn thành, nhưng các hạt tinh thể lớn lên đáng kể và hạt trở nên thô, và do đó các giá trị r và độ giãn dài bị suy giảm.

Thời gian chờ còn thỏa mãn biểu thức (2a) dưới đây, nhờ đó có thể hạn chế một cách ưu tiên sự lớn lên của các hạt tinh thể. Do đó, mặc dù quá trình tái kết tinh không xảy ra trước một cách đầy đủ, có thể cải thiện một cách đầy đủ độ giãn dài của tấm kim loại và đồng thời cải thiện đặc tính môi.

$$t < t_1 \dots (2a)$$

Đồng thời, thời gian chờ còn thỏa mãn biểu thức (2b) dưới đây, và nhờ đó quá trình tái kết tinh xảy ra trước một cách đầy đủ và các sự định hướng tinh thể là ngẫu nhiên. Do đó, có thể cải thiện một cách đầy đủ độ giãn dài của tấm kim loại và đồng thời cải thiện đáng kể tính đẳng hướng.

$$t_1 \leq t \leq t_1 \times 2,5 \dots (2b)$$

Ở đây, như được thể hiện trong Fig.6, trên dây chuyền cán nóng liên tục 1, phôi thép (tấm) được gia nhiệt tới nhiệt độ định trước trong lò gia nhiệt được cán trong máy cán thô 2 và trong máy cán hoàn thiện 3, sau đó là tấm thép cán nóng 4 có độ dày định trước, và tấm thép cán nóng 4 được thực hiện trên bàn chạy 5. Trong phương pháp sản xuất theo sáng chế, trong quy trình cán thô (bước cán nóng thứ nhất) được thực hiện trong máy cán thô 2, quy trình cán nóng ở tỷ lệ giảm bằng 20% hoặc lớn hơn được thực hiện trên phôi thép (tấm) một lần hoặc nhiều hơn trong khoảng nhiệt độ không thấp hơn 1000°C mà cũng không cao hơn 1200°C.

Tấm thô được cán tới độ dày định trước trong máy cán thô 2 trong phương pháp này tiếp tục được cán hoàn thiện (được trải qua quy trình cán nóng thứ hai này) thông qua nhiều giá cán 6 của máy cán hoàn thiện 3, là tấm thép cán nóng 4. Sau đó, trong máy cán hoàn thiện 3, việc cán ở 30% hoặc lớn hơn được thực hiện trong một rãnh cán ít nhất một lần trong vùng nhiệt độ không

thấp hơn nhiệt độ $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ mà cũng không cao hơn $T1 + 200^{\circ}\text{C}$. Hơn nữa, trong máy cán hoàn thiện 3, tổng tỷ lệ giảm trở thành 50% hoặc lớn hơn.

Ngoài ra, trong bước cán cuối cùng này, sau bước làm giảm tiết diện cuối cùng ở tỷ lệ giảm bằng 30% hoặc lớn hơn được thực hiện, bước làm mát sơ cấp trước khi cán nguội được bắt đầu theo cách sao cho thời gian chờ t thỏa mãn biểu thức (2) nêu trên hoặc biểu thức (2a) hoặc (2b) nêu trên. Việc khởi động bước làm mát sơ cấp sau khi cán nguội được thực hiện bằng các vòi phun làm mát giữa các giá 10 được bố trí giữa hai trong số các giá cán tương ứng 6 của máy cán hoàn thiện 3, hoặc các vòi phun làm mát 11 được bố trí trong bàn chạy 5.

Ví dụ, khi bước làm giảm tiết diện cuối cùng này ở tỷ lệ giảm bằng 30% hoặc lớn hơn được thực hiện chỉ ở giá cán 6 được bố trí ở phía trước của máy cán hoàn thiện 3 (bên phía trái trong Fig.6, ở phía trước của dây chuyền cán) và bước cán mà tỷ lệ giảm của nó là 30% hoặc lớn hơn không được thực hiện ở giá cán 6 được bố trí ở phía sau của máy cán hoàn thiện 3 (bên phải trong Fig.1, ở phía sau của quy trình cán), nếu việc khởi động bước làm mát sơ cấp trước khi cán nguội được thực hiện bởi các vòi phun làm mát 11 được bố trí trong bàn chạy 5, đôi khi xảy ra trường hợp mà thời gian chờ t không thỏa mãn biểu thức (2) nêu trên hoặc các biểu thức (2a) và (2b) nêu trên. Trong trường hợp này, bước làm mát sơ cấp trước khi cán nguội được bắt đầu bằng các vòi phun làm mát giữa các giá 10 được bố trí giữa hai trong số các giá cán tương ứng 6 của máy cán hoàn thiện 3.

Ngoài ra, ví dụ, khi bước làm giảm tiết diện cuối cùng này ở tỷ lệ giảm bằng 30% hoặc lớn hơn được thực hiện ở giá cán 6 được bố trí ở phía sau của của máy cán hoàn thiện 3 (bên phải trong Fig.1, ở phía sau của quy trình cán), mặc dù việc khởi động bước làm mát sơ cấp trước khi cán nguội được thực hiện bởi các vòi phun làm mát 11 được bố trí trong bàn chạy 5, đôi khi xuất hiện trường hợp mà thời gian chờ t có thể thỏa mãn biểu thức (2) nêu trên hoặc các biểu thức (2a) và (2b) nêu trên. Trong trường hợp này, bước làm mát sơ cấp trước khi cán nguội cũng có thể được bắt đầu bằng các vòi phun làm mát 11 được bố trí trong bàn chạy 5. Tất nhiên, miễn là bước làm giảm tiết diện cuối

cùng này ở tỷ lệ giảm bằng 30% hoặc lớn hơn được hoàn thành, bước làm mát sơ cấp trước khi cán nguội cũng có thể được bắt đầu bằng các vòi phun làm mát giữa các giá 10 được bố trí giữa hai trong số các giá cán tương ứng 6 của máy cán hoàn thiện 3.

Sau đó, trong bước làm mát sơ cấp sau khi cán nguội này, bước làm mát ở tốc độ làm mát trung bình bằng $50^{\circ}\text{C}/\text{giây}$ hoặc lớn hơn, sự thay đổi nhiệt độ (giảm nhiệt độ) không thấp hơn 40°C cũng không cao hơn 140°C được thực hiện.

Khi sự thay đổi nhiệt độ nhỏ hơn 40°C , các hạt austenit được tái kết tinh lớn lên và độ dai ở nhiệt độ thấp bị suy giảm. Sự thay đổi nhiệt độ được thiết lập là 40°C hoặc cao hơn, nhờ đó có thể hạn chế được sự thô hóa của các hạt austenit. Khi sự thay đổi nhiệt độ nhỏ hơn 40°C , hiệu quả không thể thu được. Mặt khác, khi sự thay đổi nhiệt độ lớn hơn 140°C , quá trình kết tinh trở nên không được đầy đủ làm cho nó khó có thể thu được kết cấu ngẫu nhiên mong muốn. Hơn nữa, pha ferit có hiệu quả đối với độ giãn dài là cũng không thu được một cách dễ dàng và độ cứng của pha ferit trở nên cao, và nhờ đó độ giãn dài đồng đều và độ giãn lỗ cũng suy giảm. Ngoài ra, khi sự thay đổi nhiệt độ là lớn hơn 140°C , có thể xảy ra hiện tượng nhiệt độ cao hơn hoặc vượt quá nhiệt độ điểm biến đổi Ar_3 . Trong trường hợp này, thậm chí bằng cách biến đổi từ austenit được tái kết tinh, kết quả của việc hẹp sự lựa chọn biến thiên, kết cấu tạo ra và đặc tính đẳng hướng sau đó bị suy giảm.

Khi tốc độ làm mát trung bình trong bước làm mát sơ cấp trước khi cán nguội nhỏ hơn $50^{\circ}\text{C}/\text{giây}$, như mong đợi, các hạt austenit được tái kết tinh lớn lên và độ dai ở nhiệt độ thấp bị suy giảm. Giới hạn trên của tốc độ làm mát trung bình là không được xác định cụ thể, nhưng về hình dạng của tấm kim loại, $200^{\circ}\text{C}/\text{giây}$ hoặc thấp hơn được xem là thích hợp.

Ngoài ra, để hạn chế sự lớn lên của hạt và thu được độ dai ở nhiệt độ thấp cao hơn, thiết bị làm mát giữa các rãnh cán hoặc thiết bị tương tự được mong muốn sử dụng để tạo ra sự sinh nhiệt bằng cách xử lý giữa các giá tương ứng của bước cán cuối cùng tới 18°C hoặc thấp hơn.

Tỷ lệ cán (tỷ lệ giảm) có thể thu được bằng cách thực hiện thực tế hoặc

tính toán từ lượng tải cán, đo độ dày tấm, hoặc/và các cách thức tương tự. Nhiệt độ của phôi thép trong quá trình cán có thể đo được thực tế bằng nhiệt kế mà được bố trí giữa các giá, hoặc có thể thu được bằng cách mô phỏng bằng cách đánh giá sự sinh nhiệt bằng cách xử lý từ tốc độ dây chuyền, tỷ lệ giảm, hoặc/và các yếu tố tương tự, hoặc có thể thu được bằng cả hai phương pháp này.

Ngoài ra, như được giải thích trước đó, để thúc đẩy sự tái kết tinh đồng đều, lượng xử lý trong vùng nhiệt độ thấp hơn $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ được mong muốn là nhỏ nhất có thể và tỷ lệ giảm trong vùng nhiệt độ thấp hơn $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ được mong muốn là 30% hoặc nhỏ hơn. Ví dụ, trong trường hợp mà trong máy cán hoàn thiện 3 trên dây chuyền cán nóng liên tục 1 được thể hiện trong Fig.6, trong quá trình đi qua một hoặc hai hoặc nhiều giá cán 6 được bố trí ở phía trước (bên phía trái trong Fig.6, ở phía trước của dây chuyền cán), tấm kim loại trong vùng nhiệt độ không thấp hơn $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ mà cũng không cao hơn $T1 + 200^{\circ}\text{C}$, và trong quá trình đi qua một hoặc hai hoặc nhiều giá cán 6 được bố trí ở phía sau bên phải trong Fig.6, ở phía sau của quy trình cán), tấm kim loại là trong vùng nhiệt độ thấp hơn $T1 + 30^{\circ}\text{C}$, khi tấm kim loại đi qua một hoặc hai hoặc nhiều giá cán 6 được bố trí ở phía sau (bên phải trong Fig.4, ở phía sau của quy trình cán), mặc dù việc làm giảm không được thực hiện hoặc được thực hiện, tổng tỷ lệ giảm ở nhiệt độ thấp hơn $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ được mong muốn là 30% hoặc nhỏ hơn. Về độ chính xác về độ dày và hình dạng của tấm, tỷ lệ giảm ở nhiệt độ thấp hơn $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ được mong muốn là tổng tỷ lệ giảm bằng 10% hoặc nhỏ hơn. Khi tính đẳng hướng thu được hơn nữa, tỷ lệ giảm trong vùng nhiệt độ thấp hơn $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ được mong muốn là 0%.

Trong phương pháp sản xuất theo sáng chế, tốc độ cán không bị giới hạn cụ thể. Tuy nhiên, khi tốc độ cán trên giá cán cuối cùng của bước cán cuối cùng nhỏ hơn 400 mpm, các hạn γ lớn lên là các hạt thô, các vùng trong đó ferit có thể kết tủa để thu được độ dẻo bị suy giảm, và do đó độ dẻo có thể bị suy giảm. Mặc dù giới hạn trên của tốc độ cán không bị giới hạn cụ thể, hiệu quả của sáng chế có thể thu được, nhưng thực tế là tốc độ cán bằng 1800 mpm hoặc nhỏ hơn do sự ma sát của thiết bị. Do đó, trong bước cán cuối cùng, tốc độ cán được mong muốn là không thấp hơn 400 mpm cũng không lớn hơn 1800 mpm.

Bước làm mát thứ cấp

Trong tấm thép theo sáng chế, việc kiểm soát điều kiện làm mát sau bước làm mát sơ cấp được mô tả trên đây cũng trở nên quan trọng để tạo ra cấu trúc thép đạt yêu cầu. Để hạn chế sự biến đổi của ferit và biến đổi cấu trúc kim loại thành 95% bainit hoặc lớn hơn theo tỷ lệ diện tích, tốc độ làm mát trong vùng nhiệt độ không thấp hơn $A_{e3} - 50^{\circ}\text{C}$ mà cũng không cao hơn 700°C , mà là vùng nhiệt độ gần với điểm bắt đầu biến đổi ferit, là quan trọng.

Khi tốc độ làm mát trong vùng nhiệt độ này thấp, đôi khi xuất hiện trường hợp mà tỷ lệ diện tích của ferit tiền otecti lớn hơn 5%, do đó cần thiết phải thiết lập tốc độ làm mát trung bình ở $15^{\circ}\text{C}/\text{giây}$ hoặc lớn hơn. Để hạn chế một cách chắc chắn tỷ lệ diện tích của ferit tiền otecti ở 5% hoặc nhỏ hơn, tốc độ làm mát trung bình tốt hơn là $20^{\circ}\text{C}/\text{giây}$ hoặc lớn hơn, và tốt hơn nữa là $30^{\circ}\text{C}/\text{giây}$ hoặc lớn hơn.

$A_{e3} [^{\circ}\text{C}]$ có thể được tính bằng biểu thức (4) dưới đây bởi hàm lượng của C, Mn, Si, Cu, Ni, Cr, và Mo [% khối lượng]. Việc tính này được thực hiện với nguyên tố mà không được chứa được thiết lập là 0%.

$$A_{e3} = 911 - 239C - 36Mn + 40Si - 28Cu - 20Ni - 12Cr + 63Mo \dots (4)$$

Cuộn

Trong sáng chế, nhiệt độ làm mát cũng quan trọng và cần phải thiết lập là giá trị cao hơn 350°C đến 650°C . Khi nhiệt độ làm mát cao hơn 650°C , tỷ lệ diện tích của cấu trúc ferit tăng lên, do đó khó có thể đưa tỷ lệ diện tích của bainit tới 95% hoặc lớn hơn. Để tạo ra một cách chắc chắn tỷ lệ diện tích của bainit ở 95% hoặc lớn hơn, nhiệt độ làm mát tốt hơn được thiết lập là 600°C hoặc thấp hơn.

Khi nhiệt độ làm mát bằng 350°C hoặc thấp hơn, martensit tăng lên và độ giãn nở giảm đi, do đó giới hạn dưới của nhiệt độ làm mát được thiết lập là cao hơn 350°C . Để hạn chế một cách chắc chắn việc tạo ra martensit, nhiệt độ làm mát tốt hơn là 400°C hoặc cao hơn.

Trong bước cán nóng, cũng có thể là các thanh dạng tấm được liên kết sau bước cán thô được trải qua bước cán cuối cùng một cách liên tục. Trong trường hợp này, các thanh thô cũng có thể được cuộn thành dạng cuộn, được bảo

quản trong vỏ có chức năng cách nhiệt theo nhu cầu. Trên tấm thép cán nóng, việc cán qua bề mặt ngoài cũng có thể được thực hiện theo nhu cầu. Việc cán qua bề mặt ngoài này có tác dụng ngăn ngừa ứng suất kéo xuất hiện ở thời điểm xử lý và tạo hình và có tác dụng hiệu chỉnh sản phẩm.

Tấm thép theo sáng chế có thể được áp dụng không chỉ cho việc xử lý uốn mà còn cho việc tạo hình kết hợp một cách liên tục bao gồm việc xử lý uốn như uốn cong, uốn dọc và kéo. Ngay cả khi bước xử lý bề mặt được thực hiện trên tấm thép theo sáng chế, hiệu quả cải thiện đặc tính dễ uốn cục bộ không mất đi, do đó ngay cả khi mạ điện, nhúng nóng, mạ lắng đọng, tạo màng phủ hữu cơ, dát mỏng màng phủ, xử lý muối hữu cơ/vô cơ, xử lý không crom, hoặc các phương pháp tương tự được thực hiện, hiệu quả theo sáng chế có thể thu được.

Ví dụ thực hiện sáng chế

Tiếp theo, các ví dụ theo sáng chế sẽ được giải thích. Ngoài ra, các điều kiện của các ví dụ là các ví dụ điều kiện được sử dụng để xác nhận khả năng ứng dụng và hiệu quả của sáng chế, và sáng chế không chỉ giới hạn ở các ví dụ về điều kiện này. Sáng chế có thể sử dụng các điều kiện khác nhau sao cho mục đích theo sáng chế đạt được mà không nằm ngoài phạm vi của sáng chế. Các thành phần hóa học của các thép tương ứng được sử dụng trong các ví dụ được thể hiện trong Bảng 1. Các điều kiện sản xuất tương ứng được thể hiện trong Bảng 2 và Bảng 3. Hơn nữa, các thành phần cấu trúc và các tính chất cơ học của các loại thép tương ứng dưới những điều kiện sản xuất này trong Bảng 2 được thể hiện trong Bảng 4. Các thành phần cấu trúc và các tính chất cơ học của các loại thép tương ứng dưới những điều kiện sản xuất này trong Bảng 3 được thể hiện trong Bảng 5. Ngoài ra, mỗi giá trị gạch chân trong các Bảng chỉ ra rằng trị số nằm ngoài khoảng của sáng chế hoặc nằm ngoài khoảng của khoảng được ưu tiên của sáng chế.

Phần sau đây sẽ giải thích các kết quả đánh giá sử dụng các thép theo sáng chế từ A đến T có các thành phần hóa học được thể hiện trong Bảng 1 và sử dụng tương tự các loại thép so sánh a đến h. Hơn nữa, trong Bảng 1, mỗi trị số của các thành phần hóa học có nghĩa là % khối lượng.

Các thép này được đúc và sau đó chúng được ủ yên, hoặc được gia

nhật lại sau khi làm mát tới nhiệt độ trong phòng và được gia nhiệt tới vùng nhiệt độ bằng 1000°C đến 1300°C , và sau đó được trải qua quy trình cán nóng dưới các điều kiện được thể hiện trong Bảng 2 và Bảng 3, và mỗi tấm thép cán nóng này có độ dày bằng 2 đến 5 mm thu được, và tiếp theo được làm mát trên bàn chạy, được cuộn, tẩy gỉ, và được đánh giá vật liệu. Ngoài ra, trong Bảng 2 và Bảng 3, chữ cái tiếng Anh từ A đến T và các chữ cái tiếng Anh từ a đến i mà được bổ sung vào các loại thép chỉ ra các thành phần tương ứng của các thép từ A đến T và từ a đến i trong Bảng 1.

Trong bước cán nóng, đầu tiên, trong bước cán thô là bước cán nóng thứ nhất, quy trình cán được thực hiện một hoặc nhiều lần ở tỷ lệ giảm bằng 40% hoặc lớn hơn trong vùng nhiệt độ không thấp hơn 1000°C mà cũng không cao hơn 1200°C . Tuy nhiên, đối với các loại thép E2, H3, và J2 trong Bảng 2, và các loại thép E2', H3', và J2' trong Bảng 3, trong bước cán thô, quy trình cán nóng ở tỷ lệ giảm bằng 40% hoặc lớn hơn trong một rãnh cán là không được thực hiện. Số lần giảm và mỗi tỷ lệ giảm (%) trong bước cán thô, và đường kính hạt austenit (μm) sau bước cán thô (trước bước cán cuối cùng) được thể hiện trong Bảng 2 và Bảng 3.

Sau khi bước cán thô kết thúc, bước cán cuối cùng là bước cán nóng thứ hai được thực hiện. Trong bước cán cuối cùng này, quy trình cán nóng ở tỷ lệ giảm bằng 30% hoặc lớn hơn được thực hiện trong ít nhất một lần một rãnh cán trong vùng nhiệt độ không thấp hơn $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ mà cũng không cao hơn $T1 + 200^{\circ}\text{C}$, và trong khoảng nhiệt độ thấp hơn $T1 + 30^{\circ}\text{C}$, tổng tỷ lệ giảm được thiết lập là 30% hoặc nhỏ hơn. Ngoài ra, trong bước cán cuối cùng, quy trình cán nóng ở tỷ lệ giảm bằng 30% hoặc lớn hơn trong một rãnh cán được thực hiện trong rãnh cán cuối cùng trong vùng nhiệt độ không thấp hơn $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ mà cũng không cao hơn $T1 + 200^{\circ}\text{C}$.

Tuy nhiên, đối với các loại thép G2, H4, và M3 trong Bảng 2 và các loại thép G2', H4', và M3' trong Bảng 3, quy trình cán nóng ở tỷ lệ giảm bằng 30% hoặc lớn hơn không được thực hiện trong vùng nhiệt độ không thấp hơn $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ mà cũng không cao hơn $T1 + 200^{\circ}\text{C}$. Ngoài ra, đối với các loại thép C2, F3, và H6 trong Bảng 2 và các loại thép C2', F3', và H6' trong Bảng 3, tổng tỷ

lệ giảm trong khoảng nhiệt độ thấp hơn $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ là lớn hơn 30%.

Hơn nữa, trong bước cán cuối cùng, tổng tỷ lệ giảm được thiết lập là 50% hoặc lớn hơn. Tuy nhiên, đối với các loại thép G2, H4, và M3 trong Bảng 2 và các loại thép G2', H4', và M3' trong Bảng 3, tổng tỷ lệ giảm là nhỏ hơn 50%.

Bảng 2 và Bảng 3 thể hiện, trong bước cán cuối cùng, tỷ lệ giảm (%) trong rãnh cán cuối cùng trong vùng nhiệt độ không thấp hơn $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ mà cũng không cao hơn $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ và tỷ lệ giảm trong rãnh cán ở một rãnh cán ở giai đoạn sớm hơn rãnh cán cuối cùng (tỷ lệ giảm trong rãnh cán trước rãnh cán cuối cùng) (%). Ngoài ra, Bảng 2 và Bảng 3 thể hiện, trong bước cán cuối cùng, tổng tỷ lệ giảm (%) trong vùng nhiệt độ không thấp hơn $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ mà cũng không cao hơn $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ và nhiệt độ T_f sau lần giảm trong rãnh cán cuối cùng trong vùng nhiệt độ không thấp hơn $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ mà cũng không cao hơn $T1 + 200^{\circ}\text{C}$. Ngoài ra, tỷ lệ giảm (%) trong rãnh cán cuối cùng trong vùng nhiệt độ không thấp hơn $T1 + 30^{\circ}\text{C}$ mà cũng không cao hơn $T1 + 200^{\circ}\text{C}$ trong bước cán cuối cùng là đặc biệt quan trọng, do đó được thể hiện trong Bảng 2 và Bảng 3 dưới dạng P1.

Sau bước làm giảm tiết diện cuối cùng này ở tỷ lệ giảm bằng 30% hoặc lớn hơn được thực hiện trong bước cán cuối cùng, bước làm mát sơ cấp được bắt đầu trước thời gian chờ t giây lớn hơn $2,5 \times t_1$. Trong quy trình làm mát sơ cấp, tốc độ làm mát trung bình được thiết lập là $50^{\circ}\text{C}/\text{giây}$ hoặc lớn hơn. Ngoài ra, sự thay đổi nhiệt độ (lượng nhiệt làm mát) trong quy trình làm mát sơ cấp được thiết lập giảm trong khoảng không nhỏ hơn 40°C cũng không cao hơn 140°C .

Dưới các điều kiện sản xuất được thể hiện trong Bảng 2, sau bước làm giảm tiết diện cuối cùng này ở tỷ lệ giảm bằng 30% hoặc lớn hơn được thực hiện trong bước cán cuối cùng, quy trình làm mát sơ cấp được bắt đầu trước thời gian chờ t giây lớn hơn t_1 ($t < t_1$). Mặt khác, dưới các điều kiện sản xuất này được thể hiện trong Bảng 3, sau bước làm giảm tiết diện cuối cùng này ở tỷ lệ giảm bằng 30% hoặc lớn hơn được thực hiện trong bước cán cuối cùng, quy trình làm mát sơ cấp được bắt đầu trước thời gian chờ t giây lớn hơn khoảng của t_1 hoặc lâu hơn tới $2,5 \times t_1$ ($t_1 \leq t \leq t_1 \times 2,5$). Hơn nữa, ký hiệu ['] được bổ sung vào mỗi số tham chiếu của các loại thép sau những điều kiện sản xuất này được thể

hiện trong Bảng 3 để phân biệt các khoảng thời gian chờ t giây.

Tuy nhiên, đối với các loại thép H8', K2', và N2' được thể hiện trong Bảng 3, quy trình làm mát sơ cấp được bắt đầu sau thời gian chờ t giây lớn hơn $2,5 \times t_1$ do bước làm giảm tiết diện cuối cùng này ở tỷ lệ giảm bằng 30% hoặc lớn hơn trong bước cán cuối cùng. Đối với loại thép M2 trong Bảng 2 và loại thép M2' trong Bảng 3, sự thay đổi nhiệt độ (lượng nhiệt làm mát) trong quy trình làm mát sơ cấp là thấp hơn 40°C , và đối với loại thép H10 trong Bảng 2 và loại thép H10' trong Bảng 3, sự thay đổi nhiệt độ (lượng nhiệt làm mát) trong quy trình làm mát sơ cấp là lớn hơn 140°C . Đối với loại thép H11 trong Bảng 2 và loại thép H11' trong Bảng 3, tốc độ làm mát trung bình trong quy trình làm mát sơ cấp là nhỏ hơn $50^\circ\text{C}/\text{giây}$.

Bảng 2 và Bảng 3 thể hiện t_1 (giây) và $2,5 \times t_1$ (giây) của các loại thép tương ứng. Ngoài ra, Bảng 2 và Bảng 3 thể hiện thời gian chờ t (giây) từ khi hoàn thành bước làm giảm tiết diện cuối cùng này ở tỷ lệ giảm bằng 30% hoặc lớn hơn tới lúc bắt đầu quy trình làm mát sơ cấp, t/t_1 , tốc độ làm mát trung bình ($^\circ\text{C}/\text{giây}$) trong quy trình làm mát sơ cấp, và sự thay đổi nhiệt độ (lượng nhiệt làm mát) ($^\circ\text{C}$).

Sau bước làm mát sơ cấp, bước làm mát thứ cấp được bắt đầu. Trong bước làm mát thứ cấp này, việc làm mát được thực hiện tới vùng nhiệt độ không thấp hơn $Ae_3 - 50^\circ\text{C}$ mà cũng không cao hơn 700°C ở tốc độ làm mát trung bình bằng $15^\circ\text{C}/\text{giây}$ hoặc lớn hơn. Tuy nhiên, đối với các loại thép A2, G3, H2, I2, và L2 trong Bảng 2 và các loại thép A2', G3', H2', I2', và L2' trong Bảng 3, tốc độ làm mát trung bình trong bước làm mát thứ cấp là nhỏ hơn $15^\circ\text{C}/\text{giây}$. Bảng 2 và Bảng 3 thể hiện, trong bước làm mát thứ cấp, tốc độ làm mát trung bình đối với vùng nhiệt độ không thấp hơn $Ae_3 - 50^\circ\text{C}$ mà cũng không cao hơn 700°C của các loại thép tương ứng.

Do đó, việc làm mát được thực hiện ở nhiệt độ cao hơn 350°C đến 650°C , và mỗi tấm cán nóng ban đầu có độ dày bằng 2 đến 5 mm thu được. Tuy nhiên, đối với các loại thép B2, D2, và H9 trong Bảng 2 và các loại thép B2', D2', và H9' trong Bảng 3, nhiệt độ làm mát là cao hơn 650°C . Đối với loại thép N2' trong Bảng 3, nhiệt độ làm mát bằng 350°C hoặc thấp hơn. Bảng 2 và Bảng

3 thể hiện nhiệt độ làm mát ($^{\circ}\text{C}$) của các loại thép tương ứng.

Bảng 4 và Bảng 5 thể hiện tỷ lệ diện tích (thành phần cấu trúc) (%) của bainit, pearlit, ferit tiền oecti, martensit, và austenit còn dư trong cấu trúc kim loại của các loại thép tương ứng. Ngoài ra, Bảng 4 thể hiện các thành phần cấu trúc và các tính chất cơ học của các thép sau những điều kiện sản xuất này trong Bảng 2. Hơn nữa, Bảng 5 thể hiện các thành phần cấu trúc và các tính chất cơ học của các thép loại sau những điều kiện sản xuất này trong Bảng 3. Ngoài ra, đối với thành phần cấu trúc trong Bảng 4 và Bảng 5, B có nghĩa là bainit, P có nghĩa là pearlit, F có nghĩa là ferit tiền oecti, M có nghĩa là martensit, và rA có nghĩa là austenit còn dư. Bảng 4 và Bảng 5 thể hiện, của các loại thép tương ứng, trị số mật độ cực trung bình của nhóm định hướng $\{100\}\langle 011\rangle$ đến $\{223\}\langle 110\rangle$, mật độ cực của sự định hướng $\{332\}\langle 113\rangle$, đường kính khối trung bình của các hạt tinh thể (kích thước của đơn vị hạt) (μm), và tỷ lệ của các hạt tinh thể có dL/dt bằng 3,0 hoặc nhỏ hơn (tỷ lệ hạt đồng trục) (%). Hơn nữa, Bảng 4 và Bảng 5 thể hiện, của các loại thép tương ứng, độ bền TS (MPa), % giãn dài El (%), tỷ lệ giãn lỗ λ (%) dùng làm các chỉ số về đặc tính dễ uốn cục bộ, và bán kính cong giới hạn bằng cách uốn dạng chữ V 60° (độ dày tấm/bán kính cong tối thiểu). Trong thử nghiệm uốn cong, uốn chiều chữ C (uốn C) được thực hiện. Ngoài ra, thử nghiệm kéo căng và thử nghiệm uốn cong là dựa trên JIS Z 2241 và Z 2248 (thử nghiệm uốn cong khuôn chữ V 90°). Thử nghiệm giãn lỗ dựa trên tiêu chuẩn của liên đoàn sắt và thép Nhật Bản JFS T1001. Mật độ cực của mỗi sự định hướng hướng tinh thể được đo sử dụng phương pháp EBSP được mô tả trước đó ở khoảng cách 0,5 μm trên vùng từ 3/8 đến 5/8 ở chiều dày tấm của mặt cắt ngang song song với chiều cán.

Dùng làm chỉ số được ưu tiên của đặc tính dễ uốn cục bộ, $TS \geq 440 \text{ MPa}$, $El \geq 15\%$, $\lambda \geq 90\%$, và độ dày tấm/bán kính uốn cong $> 2,3$ được thiết lập được thỏa mãn. Đã nhận thấy rằng chỉ một chỉ số thỏa mãn sự kết tủa theo sáng chế có thể có cả độ giãn lỗ và độ uốn cao như được thể hiện trong Fig.7 và Fig.8.

Bảng 1

	Tl/°C	Ae3	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Ti	Nb	B	Mg	Rem	Ca	Mo	Cr	W	As	Cu	Ni	Co	Sn	Zr	V
A	903	851	0,078	0,82	2,05	0,012	0,004	0,032	0,0026	0,0032	0,175	0,021	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
B	867	840	0,085	0,91	2,25	0,012	0,003	0,035	0,0032	0,0023	0	0	0	0	0,0041	0	0	0	0	0	0,2	0	0	0	0	0,15
C	866	833	0,11	0,1	1,55	0,02	0,004	0,038	0,0033	0,0026	0	0,041	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
D	887	862	0,18	1,85	2,23	0,011	0,003	0,69	0,0028	0,0018	0,13	0	0,0018	0	0,0038	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
E	859	843	0,12	0,22	1,35	0,015	0,003	0,025	0,0055	0,0029	0	0,022	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
F	889	795	0,081	0,5	3,2	0,122	0,002	0,04	0,0032	0,0038	0,05	0,065	0	0	0,0044	0	0	0,1	0,07	0	0	0	0	0	0	0
G	858	834	0,13	0,24	1,54	0,01	0,001	0,038	0,0025	0,0029	0	0,017	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
H	853	825	0,09	0,97	2,88	0,014	0,002	0,03	0,003	0,003	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
I	852	875	0,115	1,1	1,46	0,008	0,002	0,85	0,0034	0,0031	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
J	861	804	0,144	0,45	2,52	0,007	0,001	0,021	0,0024	0,0031	0,03	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
K	853	858	0,19	1,4	1,78	0,011	0,002	0,018	0,0032	0,0028	0	0	0,0002	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
L	866	845	0,08	0,1	1,4	0,007	0,002	1,7	0,0033	0,0034	0	0	0	0	0	0,0022	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,15
M	882	843	0,085	0,8	2,2	0,008	0,002	0,035	0,0022	0,0035	0,12	0	0	0	0	0	0	0	0	0,01	0	0	0	0	0	0
N	870	812	0,095	0,55	2,77	0,009	0,002	0,032	0,0033	0,0036	0,04	0	0	0,0002	0	0	0,022	0	0	0	0	0	0	0	0	0,05
O	852	857	0,082	0,77	1,82	0,008	0,003	0,025	0,0032	0,0031	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
P	853	836	0,077	0,45	2,05	0,009	0,003	0,025	0,0029	0,0031	0	0	0	0	0	0	0	0,1	0,05	0	0	0	0	0	0	0
Q	861	817	0,142	0,7	2,44	0,008	0,002	0,03	0,0032	0,0035	0,03	0	0,0002	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
R	852	839	0,07	0,61	2,2	0,015	0,002	0,028	0,0021	0,0036	0	0	0	0,004	0,005	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
S	867	816	0,09	0,61	2,2	0,011	0,002	0,028	0,0021	0,0036	0,06	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,5	0,25	0	0	0,02	0
T	851	844	0,08	0,2	1,56	0,006	0,002	0,8	0,0035	0,0045	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,5	0,02	0	0
a	875	846	0,03	0,95	2,4	0,005	0,001	0,033	0,0022	0,0011	0,05	0,01	0	0,004	0,004	0	0	0,8	0	0	0	0	0	0	0	0
b	856	792	0,25	0,6	2,3	0,009	0,002	0,035	0,0022	0,0015	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
c	854	760	0,08	0,75	4,5	0,2	0,002	0,034	0,0041	0,0015	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
d	914	834	0,08	0,35	2	0,008	0,002	0,033	0,0042	0,0034	0,25	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
e	939	822	0,07	0,35	2,4	0,008	0,002	0,035	0,0035	0,0026	0	0,25	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
f	851	857	0,09	0,1	1	0,008	0,04	0,036	0,0035	0,0022	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
g	962	823	0,07	0,21	2,2	0,008	0,002	0,033	0,0023	0,0036	0	0	0	0,02	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1,1
h	853	814	0,14	0,11	1,9	0,008	0,002	0,032	0,0044	0,0035	0	0	0	0	0,15	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0

Bảng 2

Loại thép	T ₁ (°C)	Số lần làm giảm 40% hoặc lớn hơn ở nhiệt độ không thấp hơn 1000°C nhưng không cao hơn 1200°C	Tỷ lệ giảm lớn hơn ở nhiệt độ không thấp hơn 1000°C nhưng không cao hơn 1200°C	Đường kinh hạt austenit (μm)	Tỷ lệ giảm ở nhiệt độ T ₁ + 30°C đến T ₁ + 200°C (%)	Tỷ lệ giảm của rãnh cán trước cuối cùng ở nhiệt độ T ₁ + 30°C đến T ₁ + 200°C (%)	Tỷ lệ giảm của rãnh cán ở nhiệt độ T ₁ + 30°C đến T ₁ + 200°C (%)	Tỷ lệ giảm ở nhiệt độ T ₁ tối thấp hơn T ₁ + 30°C (%)	T _f : nhiệt độ sau lần giảm cuối cùng ở 25% hoặc lớn hơn (°C)	P ₁ : tỷ lệ giảm của lần giảm cuối cùng ở 25% lớn hơn (%)	t ₁ (s)	t ₁ × 2,5	t : Thời gian duy trì trong vùng nhiệt độ không thấp hơn T ₁ nhưng không cao hơn T ₁ + 200°C sau khi hoàn thành bước cán cuối cùng ở 25% hoặc lớn hơn (s)	t/t ₁	Tốc độ làm mát trong bước làm mát sơ cấp (°C/s)	Lượng giảm nhiệt độ trong bước làm mát sơ cấp (°C)	Tốc độ làm mát trung bình từ Ae ₃ -50°C đến 700°C (°C/giây)	Nhiệt độ làm mát (°C)
A1	903	2	45/45	80	89	40	40	10	1022	40	0,18	0,44	0,12	0,68	55	60	30	550
A2	903	2	45/45	83	89	40	40	0	960	40	1,13	2,82	0,30	0,27	55	50	10	550
B1	867	3	40/40/40	80	85	40	35	0	956	35	0,67	1,69	0,60	0,89	60	40	30	450
B2	867	3	40/40/40	80	85	40	35	0	948	35	0,81	2,03	0,60	0,74	60	50	25	655
C1	866	2	45/45	85	80	40	40	0	971	40	0,29	0,72	0,20	0,70	75	70	30	400
C2	866	2	45/45	87	85	40	35	35	980	35	0,34	0,86	0,30	0,87	75	50	40	450
D1	887	3	40/40/40	75	80	40	40	5	1001	40	0,21	0,52	0,20	0,97	80	90	60	380
D2	887	3	40/40/40	77	80	40	40	0	966	40	0,65	1,62	0,20	0,31	80	60	25	660
E1	859	2	45/45	83	75	40	40	0	930	40	0,82	2,05	0,60	0,73	70	50	35	500
E2	859	0	-	210	89	35	35	0	948	35	0,68	1,70	0,50	0,73	70	40	30	520
F1	889	2	45/45	85	85	40	40	0	981	40	0,44	1,11	0,30	0,68	80	90	30	480
F2	889	1	40	160	75	35	35	0	952	35	1,18	2,95	0,75	0,63	80	100	20	550
F3	889	2	45/45	80	85	40	40	40	943	40	1,21	3,03	0,80	0,66	80	60	35	500
G1	858	2	45/45	85	85	40	40	0	902	40	1,49	3,73	1,20	0,80	85	50	25	450
G2	858	2	45/45	86	45	25	25	0	931	25	1,44	3,61	0,70	0,48	85	40	30	500
G3	858	2	45/45	83	85	40	40	0	907	40	1,35	3,37	1,30	0,96	85	50	9	500
H1	853	2	45/45	85	89	40	40	0	982	40	0,14	0,34	0,12	0,86	70	100	31	500
H2	853	2	45/45	90	89	40	40	0	975	40	0,16	0,40	0,11	0,66	70	80	12	500
H3	853	0	-	220	89	40	40	0	980	40	0,37	0,93	0,33	0,89	70	100	28	500
H4	853	2	45/45	87	45	25	25	0	1010	25	0,36	0,90	0,32	0,90	70	90	38	500

H5	853	2	45/45	85	65	40	40	40	0	964	40	0,23	0,57	0,14	0,60	70	120	35	500
H6	853	2	45/45	88	89	40	40	40	40	953	40	0,34	0,84	0,23	0,69	70	100	33	500
H7	853	1	50	140	89	40	40	40	0	991	40	0,13	0,33	0,08	0,62	70	70	44	500
H9	853	2	45/45	89	90	40	40	40	0	980	40	0,14	0,36	0,12	0,86	70	70	25	660
H10	853	1	50	140	89	40	40	40	0	991	40	0,13	0,33	0,08	0,62	70	160	44	500
H11	853	1	50	140	89	40	40	40	0	991	40	0,13	0,33	0,08	0,62	35	70	44	500
I1	852	3	40/40/40	78	85	40	40	40	0	965	40	0,21	0,54	0,20	0,93	60	40	45	390
I2	852	3	40/40/40	80	85	40	40	40	0	948	40	0,39	0,96	0,25	0,65	60	100	5	450
J1	861	2	45/45	85	80	40	40	40	0	901	40	1,62	4,04	1,50	0,93	60	50	30	400
J2	861	0	-	205	87	40	40	40	0	943	40	0,60	1,51	0,60	0,99	60	40	40	500
K1	853	1	30	150	75	30	30	30	0	924	30	1,24	3,10	0,90	0,73	65	50	35	500
L1	866	2	35/35	120	85	35	35	35	0	1005	35	0,16	0,41	0,15	0,91	65	80	35	500
L2	866	2	35/35	123	85	35	35	35	0	1007	35	0,16	0,39	0,15	0,96	65	80	13	500
M1	882	3	35/40/45	75	85	45	45	40	0	1050	40	0,29	0,73	0,25	0,86	70	80	45	550
M2	882	3	35/40/45	76	85	45	45	40	0	1051	40	0,30	0,76	0,25	0,83	70	5	45	550
M3	882	3	35/40/45	79	3,7	15	25	25	0	1055	25	0,26	0,64	0,20	0,78	70	80	45	550
N1	870	2	40/40	82	85	40	40	40	0	1027	40	0,20	0,50	0,12	0,60	60	70	35	500
O1	852	2	45/45	85	85	40	40	40	0	977	40	0,15	0,37	0,14	0,94	90	100	50	450
P1	853	3	40/40/40	83	85	35	35	35	0	1033	35	0,20	0,51	0,18	0,88	90	80	45	450
Q1	861	2	40/40	92	80	40	40	40	0	1001	40	0,13	0,33	0,12	0,91	90	100	30	500
R1	852	3	40/40/40	77	85	45	45	45	10	995	45	0,23	0,58	0,17	0,74	90	70	35	500
S1	867	2	45/45	83	85	45	45	45	0	1033	45	0,54	1,34	0,40	0,74	90	130	30	500
T1	851	2	45/45	88	85	45	45	45	0	1009	45	0,40	1,00	0,20	0,50	90	110	35	500
a1	875	2	45/45	85	85	45	45	45	0	988	45	0,14	0,36	0,10	0,70	90	60	35	500
b1	856	2	45/45	82	85	45	45	45	0	980	45	0,13	0,33	0,10	0,76	90	60	38	500
c1	854	2	45/45	80	85	45	45	45	0	981	45	0,14	0,34	0,10	0,73	90	60	33	500
d1	914	2	45/45	83	85	45	45	45	0	1029	45	0,14	0,34	0,10	0,73	90	60	35	500
e1	939	2	45/45	85	85	45	45	45	0	1048	45	0,16	0,40	0,10	0,62	90	60	31	500
f1	851	2	45/45	86	85	45	45	45	0	977	45	0,13	0,34	0,10	0,74	90	60	36	500
g1	962	2	45/45	80	85	45	45	45	0	1032	45	0,65	1,63	0,50	0,77	90	60	35	500
h1	853	2	45/45	85	85	45	45	45	0	980	45	0,14	0,34	0,10	0,73	90	60	38	500

Bảng 3

Loại thép	T ₁ (°C)	Số lần làm giảm 40% hoặc lớn hơn ở nhiệt độ không thấp hơn 1000°C nhưng không cao hơn 1200°C	Tỷ lệ giảm 40% hoặc lớn hơn ở nhiệt độ không thấp hơn 1000°C nhưng không cao hơn 1200°C	Đường kính hạt austenit (μm)	Tỷ lệ giảm ở nhiệt độ T ₁ +30°C đến T ₁ +200°C (%)	Tỷ lệ giảm của rãnh cán trước cán rãnh cán cuối cùng ở nhiệt độ T ₁ +30°C đến T ₁ +200°C (%)	Tỷ lệ giảm của rãnh cán cuối cùng ở nhiệt độ T ₁ +30°C đến T ₁ +200°C (%)	Tỷ lệ giảm ở nhiệt độ T ₁ tới thấp hơn T ₁ +30°C (%)	T _F : nhiệt độ sau lần giảm cuối cùng ở 25% hoặc lớn hơn (°C)	P ₁ : tỷ lệ giảm của lần giảm cuối cùng ở 25% hoặc lớn hơn (%)	t ₁ (s)	t ₁ ×2,5	t : Thời gian duy trì trong vùng nhiệt độ không thấp hơn T ₁ nhưng không cao hơn T ₁ + 200°C sau khi hoàn thành bước cán cuối cùng ở 25% hoặc lớn hơn (s)	T (t ₁)	Tốc độ làm mát trong bước làm mát sơ cấp (°C/s)	Lượng giảm nhiệt độ trong bước làm mát sơ cấp (°C)	Tốc độ làm mát trung bình từ nhiệt độ Ae ₃ -50°C đến 700°C (°C /giây)	Nhiệt độ làm mát (°C)
A1'	903	2	45/45	80	89	40	40	10	1022	40	0,18	0,44	0,40	2,27	55	60	30	550
A2'	903	2	45/45	83	89	40	40	0	960	40	1,13	2,82	2,50	2,22	55	50	10	550
B1'	867	3	40/40/40	80	85	40	35	0	956	35	0,67	1,69	1,50	2,22	60	40	30	450
B2'	867	3	40/40/40	80	85	40	35	0	948	35	0,81	2,03	2,00	2,46	60	50	25	655
C1'	866	2	45/45	85	80	40	40	0	971	40	0,29	0,72	0,50	1,74	75	70	30	400
C2'	866	2	45/45	87	85	40	35	35	980	35	0,34	0,86	0,50	1,45	75	50	40	450
D1'	887	3	40/40/40	75	80	40	40	5	1001	40	0,21	0,52	0,50	2,42	80	90	60	380
D2'	887	3	40/40/40	77	80	40	40	0	966	40	0,65	1,62	1,50	2,32	80	60	25	660
E1'	859	2	45/45	83	75	40	40	0	930	40	0,82	2,05	2,00	2,44	70	50	35	500
E2'	859	0	-	210	89	35	35	0	948	35	0,68	1,70	1,50	2,20	70	40	30	520
F1'	889	2	45/45	85	85	40	40	0	981	40	0,44	1,11	1,00	2,26	80	90	30	480
F2'	889	1	40	160	75	35	35	0	952	35	1,18	2,95	2,00	1,69	80	100	20	550
F3'	889	2	45/45	80	85	40	40	40	943	40	1,21	3,03	2,00	1,65	80	60	35	500
G1'	858	2	45/45	85	85	40	40	0	902	40	1,49	3,73	2,00	1,34	85	50	25	450
G2'	858	2	45/45	86	45	25	25	0	931	25	1,44	3,61	2,00	1,39	85	40	30	500
G3'	858	2	45/45	83	85	40	40	0	907	40	1,35	3,37	2,00	1,48	85	50	9	500
H1'	853	2	45/45	85	89	40	40	0	982	40	0,14	0,34	0,30	2,18	70	100	31	500
H2'	853	2	45/45	90	89	40	40	0	975	40	0,16	0,40	0,30	1,87	70	80	12	500
H3'	853	0	-	220	89	40	40	0	980	40	0,37	0,93	0,60	1,62	70	100	28	500
H4'	853	2	45/45	87	45	25	25	0	1010	25	0,36	0,90	0,60	1,67	70	90	38	500
H5'	853	2	45/45	85	65	40	40	0	964	40	0,23	0,57	0,50	2,18	70	120	35	500
H6'	853	2	45/45	88	89	40	40	40	953	40	0,34	0,84	0,70	2,08	70	100	33	500

H7'	853	1	50	140	89	40	40	40	0	991	40	0,13	0,33	0,30	2,31	70	70	44	500
H8'	853	2	45/45	85	89	40	40	40	0	972	40	0,18	0,44	2,00	11,39	70	90	35	500
H9'	853	2	45/45	89	90	40	40	40	0	980	40	0,14	0,36	0,30	2,11	70	70	25	660
H10'	853	1	50	140	89	40	40	40	0	991	40	0,13	0,33	0,30	2,31	70	160	44	500
H11'	853	1	50	140	89	40	40	40	0	991	40	0,13	0,33	0,30	2,31	35	70	44	500
I1'	852	3	40/40/40	78	85	40	40	40	0	965	40	0,21	0,54	0,30	1,40	60	40	45	390
I2'	852	3	40/40/40	80	85	40	40	40	0	948	40	0,39	0,96	0,60	1,56	60	100	5	450
J1'	861	2	45/45	85	80	40	40	40	0	901	40	1,62	4,04	2,00	1,24	60	50	30	400
J2'	861	0	-	205	87	40	40	40	0	943	40	0,60	1,51	1,20	1,99	60	40	40	500
K1'	853	1	30	150	75	30	30	30	0	924	30	1,24	3,10	2,50	2,01	65	50	35	500
K2'	853	1	30	150	75	30	30	30	0	925	30	1,22	3,05	3,50	2,87	65	50	35	500
L1'	866	2	35/35	120	85	35	35	35	0	1005	35	0,16	0,41	0,30	1,82	65	80	35	500
L2'	866	2	35/35	123	85	35	35	35	0	1007	35	0,16	0,39	0,30	1,91	65	80	13	500
M1'	882	3	35/40/45	75	85	45	45	40	0	1050	40	0,29	0,73	0,30	1,03	70	80	45	550
M2'	882	3	35/40/45	76	85	45	45	40	0	1051	40	0,30	0,76	0,40	1,32	70	5	45	550
M3'	882	3	35/40/45	79	3,7	15	25	25	0	1055	25	0,26	0,64	0,30	1,17	70	80	45	550
N1'	870	2	40/40	82	85	40	40	40	0	1027	40	0,20	0,50	0,45	2,26	60	70	35	500
N2'	870	2	40/40	80	85	40	40	40	0	1016	40	0,15	0,36	0,50	3,44	60	70	35	300
O1'	852	2	45/45	85	85	40	40	40	0	977	40	0,15	0,37	0,30	2,02	90	100	50	450
P1'	853	3	40/40/40	83	85	35	35	35	0	1033	35	0,20	0,51	0,30	1,47	90	80	45	450
Q1'	861	2	40/40	92	80	40	40	40	0	1001	40	0,13	0,33	0,30	2,27	90	100	30	500
R1'	852	3	40/40/40	77	85	45	45	45	10	995	45	0,23	0,58	0,30	1,30	90	70	35	500
S1'	867	2	45/45	83	85	45	45	45	0	1033	45	0,54	1,34	1,00	1,86	90	130	30	500
T1'	851	2	45/45	88	85	45	45	45	0	1009	45	0,40	1,00	1,00	2,49	90	110	35	500
al'	875	2	45/45	85	85	45	45	45	0	988	45	0,14	0,36	0,30	2,11	90	60	35	500
bl'	856	2	45/45	82	85	45	45	45	0	980	45	0,13	0,33	0,30	2,28	90	60	38	500
cl'	854	2	45/45	80	85	45	45	45	0	981	45	0,14	0,34	0,30	2,19	90	60	33	500
dl'	914	2	45/45	83	85	45	45	45	0	1029	45	0,14	0,34	0,30	2,18	90	60	35	500
el'	939	2	45/45	85	85	45	45	45	0	1048	45	0,16	0,40	0,30	1,87	90	60	31	500
fl'	851	2	45/45	86	85	45	45	45	0	977	45	0,13	0,34	0,30	2,23	90	60	36	500
gl'	962	2	45/45	80	85	45	45	45	0	1032	45	0,65	1,63	1,40	2,15	90	60	35	500
hl'	853	2	45/45	85	85	45	45	45	0	980	45	0,14	0,34	0,30	2,18	90	60	38	500

Bảng 4

Loại thép	Tỷ lệ cấu trúc	Giá trị trung bình của mật độ lỗ của nhóm định hướng {100}<011> đến {223}<110>	Mật độ lỗ {332}<113>	Kích thước của đơn vị hạt (μm)	Tỷ lệ hạt đồng trục (%)	TS/MPa	El. (%)	λ (%)	Độ dày tấm/ bán kính cong tối thiểu (uốn cong chữ C)	
A1	B+1%P+4%F	3,1	4,3	7,3	57	1047	15	90	2,8	Thép theo sáng chế
A2	F+48%B+2%P	2,8	2,8	6,3	62	686	23	78	1,6	Thép so sánh
B1	B+1%F	2,7	2,7	6,8	66	690	22	155	3,6	Thép theo sáng chế
B2	F+4%P	2,4	3,1	6,0	65	340	37	84	2,2	Thép so sánh
C1	B	3,1	3,2	7,6	61	733	19	120	3,2	Thép theo sáng chế
C2	B	4,0	6,5	6,7	38	735	20	58	1,2	Thép so sánh
D1	B+2%F+3%rA	3,2	4,1	6,3	61	1030	16	91	2,9	Thép theo sáng chế
D2	F+10%P	3,0	3,3	4,6	61	424	31	77	1,6	Thép so sánh
E1	B+2%F	3,2	3,5	7,7	60	741	19	134	3,8	Thép theo sáng chế
E2	B+3%F	4,3	5,9	10,2	41	730	17	72	1,1	Thép so sánh
F1	B	2,9	3,0	7,3	63	984	15	95	2,7	Thép theo sáng chế
F2	B+4%F+1%P	3,9	4,3	9,1	57	947	15	90	2,6	Thép theo sáng chế
F3	B+3%F	4,3	6,9	5,2	33	965	14	39	0,8	Thép so sánh
G1	B	2,8	2,8	7,9	64	868	14	133	4,8	Thép theo sáng chế
G2	B+4%F	4,5	5,5	7,6	45	842	16	48	1,0	Thép so sánh
G3	B+40%F+8%P	2,3	2,6	10,3	63	700	19	65	1,7	Thép so sánh
H1	B+4%F	2,6	2,6	8,0	66	775	18	140	4,5	Thép theo sáng chế
H2	B+40%F+2%P	2,6	2,7	7,7	64	598	26	75	1,5	Thép so sánh
H3	B+3%F	4,3	5,2	9,8	39	776	16	27	0,7	Thép so sánh
H4	B+4%F	4,1	5,2	9,2	48	772	17	46	1,1	Thép so sánh
H5	B+4%F	3,7	4,2	6,9	55	777	18	122	3,2	Thép theo sáng chế
H6	B+2%F	4,2	6,7	5,0	36	791	19	54	1,1	Thép so sánh
H7	B+3%F	3,6	3,6	8,9	63	778	17	100	2,8	Thép theo sáng chế
H9	F+5%P	2,3	2,9	8,5	66	358	33	73	2,2	Thép so sánh
H10	B+3%F	4,3	5,2	8,7	51	796	17	75	0,7	Thép so sánh
H11	B+3%F	3,6	3,6	11,0	67	781	17	69	2,0	Thép so sánh
I1	B+1%M	2,8	2,8	6,8	67	702	21	160	3,6	Thép theo sáng chế
I2	F+45%B	2,5	2,7	6,1	64	416	42	112	2,3	Thép so sánh
J1	B	2,8	3,0	8,6	63	877	16	105	3,5	Thép theo sáng chế
J2	B+2%F+2%P	4,8	5,1	9,1	45	867	14	56	1,4	Thép so sánh
K1	B+3%F	3,9	4,3	9,6	58	904	15	93	2,7	Thép theo sáng chế
L1	B+3%F	3,1	3,2	8,6	64	568	26	140	2,7	Thép theo sáng chế

L2	B+25%F	2,8	3,1	10,0	64	478	32	103	1,9	Thép so sánh
M1	B	2,8	2,8	6,6	66	974	15	110	2,8	Thép theo sáng chế
M2	B	2,8	2,9	13,0	59	961	12	59	2,9	Thép so sánh
M3	B	4,7	5,9	7,3	45	972	12	33	1,0	Thép so sánh
N1	B+3%F	3,0	3,1	7,5	63	802	17	110	2,6	Thép theo sáng chế
O1	B+1%M	2,9	2,9	8,1	65	602	25	161	4,0	Thép theo sáng chế
P1	B+2%F	2,9	2,9	6,6	66	621	25	158	2,6	Thép theo sáng chế
Q1	B+3%F	2,9	3,1	8,6	62	914	16	90	2,9	Thép theo sáng chế
R1	B	3,2	4,4	5,4	58	705	22	166	3,3	Thép theo sáng chế
S1	B	2,9	2,9	7,6	64	760	18	117	2,6	Thép theo sáng chế
T1	B	3,2	3,2	6,6	62	622	25	153	2,8	Thép theo sáng chế
a1	B+30%F	2,9	3,1	7,7	63	539	30	100	1,7	Thép so sánh
b1	B+4%P	2,9	3,0	7,8	64	829	15	47	0,8	Thép so sánh
c1	B	2,9	2,9	7,8	63	930	13	42	1,0	Thép so sánh
d1	B	4,5	5,6	8,1	45	976	11	34	1,1	Thép so sánh
e1	B	5,5	6,3	7,8	40	942	12	34	0,9	Thép so sánh
f1	B+2%F	2,9	3,0	7,8	64	560	28	55	1,3	Thép so sánh
g1	B	4,5	5,6	8,3	55	1052	9	25	1,1	Thép so sánh
h1	B	3,0	3,0	7,7	64	675	21	60	1,4	Thép so sánh

Bảng 5

Loại thép	Thành phần cấu trúc	Trị số mật độ lỗ trung bình của nhóm định hướng {100}<011> đến {223}<110>	Mật độ lỗ của {332}<113>	Kích thước đơn vị hạt (μm)	Tỷ lệ hạt đồng trục (%)	TS/MPa	El. (%)	λ (%)	Độ dày tấm/ bán kính cong tối thiểu (uốn cong chữ C)	
A1'	B+1%P+4%F	2,7	3,8	7,7	57	997	15	90	2,9	Thép theo sáng chế
A2'	F+48%B+2%P	2,4	2,3	6,7	62	672	24	80	1,7	Thép so sánh
B1'	B+1%F	2,3	2,2	7,2	66	676	22	159	3,7	Thép theo sáng chế
B2'	F+4%P	2,0	2,6	6,4	65	361	35	79	2,3	Thép so sánh
C1'	B	2,7	2,7	8,0	61	715	19	123	3,3	Thép theo sáng chế
C2'	B	4,1	6,5	7,1	38	716	20	59	1,3	Thép so sánh
D1'	B+2%F+3%A	2,8	3,6	6,7	61	982	15	91	3,0	Thép theo sáng chế
D2'	F+10%P	2,6	2,8	5,0	61	436	30	75	1,7	Thép so sánh
E1'	B+2%F	2,8	3,0	8,1	60	722	19	137	3,9	Thép theo sáng chế
E2'	B+3%F	4,4	5,9	10,6	41	712	18	74	1,2	Thép so sánh
F1'	B	2,5	2,5	7,7	63	941	16	94	2,8	Thép theo sáng chế
F2'	B+4%F+1%P	3,5	3,8	9,5	57	907	16	92	2,7	Thép theo sáng chế
F3'	B+3%F	4,4	6,9	5,6	33	923	14	40	0,9	Thép so sánh
G1'	B	2,4	2,3	8,3	64	837	15	138	4,9	Thép theo sáng chế
G2'	B+4%F	4,6	5,5	8,0	45	813	16	50	1,1	Thép so sánh
G3'	B+40%F+8%P	1,9	2,1	10,7	63	685	20	66	1,8	Thép so sánh
H1'	B+4%F	2,2	2,1	8,4	66	752	18	145	4,6	Thép theo sáng chế
H2'	B+40%F+2%P	2,2	2,2	8,1	64	593	27	76	1,6	Thép so sánh
H3'	B+3%F	4,9	5,2	10,2	39	754	16	28	0,8	Thép so sánh
H4'	B+4%F	4,7	5,2	9,6	48	750	17	47	1,2	Thép so sánh
H5'	B+4%F	3,3	3,7	7,3	55	754	19	126	3,3	Thép theo sáng chế
H6'	B+2%F	4,7	6,7	5,4	36	767	19	56	1,2	Thép so sánh
H7'	B+3%F	3,2	3,1	9,3	63	755	17	103	2,9	Thép theo sáng chế
H8'	B+3%F	1,4	1,3	24,0	68	745	11	62	2,0	Thép so sánh
H9'	F+5%P	1,9	2,4	8,9	66	377	31	69	2,3	Thép so sánh
H10'	B+3%F	4,4	5,2	9,1	51	771	18	77	0,8	Thép so sánh
H11'	B+3%F	3,2	3,1	11,4	67	758	18	71	2,1	Thép so sánh
I1'	B+1%M	2,4	2,3	7,2	67	687	21	163	3,7	Thép theo sáng chế
I2'	F+45%B	2,1	2,2	6,5	64	430	40	108	2,4	Thép so sánh
J1'	B	2,4	2,5	9,0	63	845	16	109	3,6	Thép theo sáng chế
J2'	B+2%F+2%P	4,9	5,1	9,5	45	835	14	58	1,5	Thép so sánh
K1'	B+3%F	3,5	3,8	10,0	58	868	15	90	2,8	Thép theo sáng chế
K2'	B+2%F	2,7	3,0	13,6	64	873	11	70	2,7	Thép so sánh
L1'	B+3%F	2,7	2,7	9,0	64	566	27	141	2,8	Thép theo sáng chế

L2'	B+25%F	2,4	2,6	10,4	64	485	32	101	2,0	Thép so sánh
M1'	B	2,4	2,3	7,0	66	931	13	115	2,9	Thép theo sáng chế
M2'	B	2,4	2,4	13,4	59	920	12	62	2,2	Thép so sánh
M3'	B	4,8	5,9	7,7	45	930	13	35	1,1	Thép so sánh
N1'	B+3%F	2,6	2,6	7,9	63	776	18	113	2,7	Thép theo sáng chế
N2'	B+13%M+3%F	1,9	2,0	12,6	65	965	12	40	1,8	Thép so sánh
O1'	B+1%M	2,5	2,4	8,5	65	597	25	163	4,1	Thép theo sáng chế
P1'	B+2%F	2,5	2,4	7,0	66	614	25	159	2,7	Thép theo sáng chế
Q1'	B+3%F	2,5	2,6	9,0	62	878	15	92	3,0	Thép theo sáng chế
R1'	B	2,8	3,9	5,8	58	689	22	169	3,4	Thép theo sáng chế
S1'	B	2,5	2,4	8,0	64	739	19	121	2,7	Thép theo sáng chế
T1'	B	2,8	2,7	7,0	62	615	25	155	2,9	Thép theo sáng chế
a1'	B+30%F	2,5	2,6	8,1	63	540	30	99	1,8	Thép so sánh
b1'	B+4%P	2,5	2,5	8,2	64	802	16	48	0,9	Thép so sánh
c1'	B	2,5	2,4	8,2	63	892	13	43	1,1	Thép so sánh
d1'	B	4,6	5,6	8,5	45	934	12	36	1,2	Thép so sánh
e1'	B	5,6	6,3	8,2	40	903	13	36	1,0	Thép so sánh
f1'	B+2%F	2,5	2,5	8,2	64	559	28	55	1,4	Thép so sánh
g1'	B	4,6	5,6	8,7	55	1001	10	26	1,2	Thép so sánh
h1'	B	2,6	2,5	8,1	64	662	22	61	1,5	Thép so sánh

Fig.7 thể hiện mối quan hệ giữa độ bền và độ giãn lõ của các thép theo sáng chế và các loại thép so sánh, và Fig.8 thể hiện mối quan hệ giữa độ bền và độ uốn của các thép theo sáng chế và các loại thép so sánh.

Như được thể hiện trong Fig.7 và Fig.8, nhận thấy rằng các chỉ số thỏa mãn các khoảng được mô tả trong sáng chế có thể có cả độ giãn lõ và độ uốn.

Khả năng ứng dụng trong công nghiệp

Như được mô tả trên đây, theo sáng chế, có thể tạo ra tấm thép cán nóng có độ bền cao, có đặc tính biến dạng cục bộ cao cần thiết để uốn, tạo mép bằng cách kéo căng, gấp mép, và tính chất quan trọng và thích hợp để sản xuất các bộ phận của ô tô và các thiết bị tương tự bằng cách kiểm soát kết cấu và cấu trúc thép của tấm thép. Do đó, giải pháp theo sáng chế có khả năng ứng dụng cao trong ngành công nghiệp thép.

Danh mục các số chỉ dẫn

- 1 Dây chuyền cán nóng liên tục
- 2 Máy cán thô
- 3 Máy cán cuối cùng
- 4 Tấm thép cán nóng
- 5 Bàn chạy
- 6 Giá cán
- 10 Vòi phun làm mát giữa các giá
- 11 Vòi phun làm mát 11.

YÊU CẦU BẢO HỘ

1. Tấm thép cán nóng độ bền cao, có đặc tính biến dạng cục bộ cao chứa các nguyên tố sau (tính theo % khối lượng):

C: không nhỏ hơn 0,07% cũng không lớn hơn 0,20%;

Si: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 2,5%;

Mn: không nhỏ hơn 0,01% cũng không lớn hơn 4,0%;

P: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 0,15%;

S: không nhỏ hơn 0,0005% cũng không lớn hơn 0,03%;

Al: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 2,0%;

N: không nhỏ hơn 0,0005% cũng không lớn hơn 0,01%;

O: không nhỏ hơn 0,0005% cũng không lớn hơn 0,01%; và

lượng còn lại bao gồm sắt và các tạp chất không thể tránh khỏi, trong đó: tỷ lệ diện tích của bainit trong cấu trúc kim loại là 95% hoặc lớn hơn,

ở phần trung tâm theo chiều dày tấm nằm trong khoảng từ 5/8 đến 3/8 theo chiều dày tấm tính từ bề mặt của tấm thép, trị số mật độ cực trung bình của nhóm định hướng $\{100\}<011>$ đến $\{223\}<110>$ được thể hiện bởi các hướng tinh thể tương ứng $\{100\}<011>$, $\{116\}<110>$, $\{114\}<110>$, $\{113\}<110>$, $\{112\}<110>$, $\{335\}<110>$, và $\{223\}<110>$ bằng 4,0 hoặc nhỏ hơn, và mật độ cực của hướng tinh thể $\{332\}<113>$ bằng 5,0 hoặc nhỏ hơn, và

đường kính khối trung bình của các hạt tinh thể trong cấu trúc kim loại là 10 μm hoặc nhỏ hơn.

2. Tấm thép cán nóng độ bền cao, có đặc tính biến dạng cục bộ cao theo điểm 1, trong đó:

đối với các hạt tinh thể của bainit, tỷ lệ của các hạt tinh thể mà trong đó tỷ lệ của chiều dài d_L theo chiều cán so với chiều dài d_t theo chiều dày của tấm: d_L/d_t bằng 3,0 hoặc nhỏ hơn là 50% hoặc lớn hơn.

3. Tấm thép cán nóng độ bền cao, có đặc tính biến dạng cục bộ cao theo điểm 1, trong đó tấm thép này còn chứa:

một hoặc hai hoặc nhiều nguyên tố sau (tính theo % khối lượng):

Ti: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 0,20%,

Nb: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 0,20%,

V: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 1,0%, và

W: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 1,0%.

4. Tấm thép cán nóng độ bền cao, có đặc tính biến dạng cục bộ cao theo điểm 1, trong đó tấm thép này còn chứa:

một hoặc hai hoặc nhiều nguyên tố sau (tính theo % khối lượng):

B: không nhỏ hơn 0,0001% cũng không lớn hơn 0,0050%,

Mo: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 1,0%,

Cr: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 2,0%,

Cu: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 2,0%,

Ni: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 2,0%,

Co: không nhỏ hơn 0,0001% cũng không lớn hơn 1,0%,

Sn: không nhỏ hơn 0,0001% cũng không lớn hơn 0,2%,

Zr: không nhỏ hơn 0,0001% cũng không lớn hơn 0,2%, và

As: không nhỏ hơn 0,0001% cũng không lớn hơn 0,50%.

5. Tấm thép cán nóng độ bền cao, có đặc tính biến dạng cục bộ cao theo điểm 1, trong đó tấm thép này còn chứa:

một hoặc hai hoặc nhiều nguyên tố sau (tính theo % khối lượng):

Mg: không nhỏ hơn 0,0001% cũng không lớn hơn 0,010%,

REM (kim loại đất hiếm): không nhỏ hơn 0,0001% cũng không lớn hơn 0,1%, và

Ca: không nhỏ hơn 0,0001% cũng không lớn hơn 0,010%.

6. Phương pháp sản xuất tấm thép cán nóng độ bền cao, có đặc tính biến dạng cục bộ cao, phương pháp này bao gồm các bước sau:

trên phôi thép chứa các nguyên tố sau (tính theo % khối lượng):

C: không nhỏ hơn 0,07% cũng không lớn hơn 0,20%;

Si: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 2,5%;

Mn: không nhỏ hơn 0,01% cũng không lớn hơn 4,0%;

P: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 0,15%;

S: không nhỏ hơn 0,0005% cũng không lớn hơn 0,03%;

Al: không nhỏ hơn 0,001% cũng không lớn hơn 2,0%;

N: không nhỏ hơn 0,0005% cũng không lớn hơn 0,01%;

O: không nhỏ hơn 0,0005% cũng không lớn hơn 0,01%; và
 lượng còn lại bao gồm sắt và các tạp chất không thể tránh khỏi,
 thực hiện bước cán nóng thứ nhất mà trong đó quy trình cán nóng ở tỷ lệ
 giảm bằng 40% hoặc lớn hơn được thực hiện một hoặc nhiều lần trong khoảng
 nhiệt độ không thấp hơn 1000°C mà cũng không cao hơn 1200°C;

thiết lập đường kính hạt austenit tới 200 μm hoặc nhỏ hơn bởi bước cán
 nóng thứ nhất này;

thực hiện bước cán nóng thứ hai trong đó bước cán ở 30% hoặc lớn hơn
 được thực hiện trong một rãnh cán ít nhất một lần trong vùng nhiệt độ không
 thấp hơn nhiệt độ $T1 + 30^\circ\text{C}$ mà cũng không cao hơn $T1 + 200^\circ\text{C}$ được xác định
 bằng biểu thức (1) dưới đây;

thiết lập tổng tỷ lệ giảm trong bước cán nóng thứ hai này đến 50% hoặc
 cao hơn;

thực hiện việc làm giảm cuối cùng ở tỷ lệ giảm bằng 30% hoặc lớn hơn
 trong bước cán nóng thứ hai và sau đó bắt đầu bước làm mát sơ cấp theo cách
 sao cho thời gian chờ t thỏa mãn biểu thức (2) dưới đây;

thiết lập tốc độ làm mát trung bình trong bước làm mát sơ cấp đến
 50°C/giây hoặc lớn hơn và thực hiện bước làm mát sơ cấp theo cách sao cho sự
 thay đổi nhiệt độ nằm trong khoảng không thấp hơn 40°C mà cũng không cao
 hơn 140°C;

bắt đầu bước làm mát thứ cấp sau khi hoàn thành bước làm mát sơ cấp;

thực hiện làm mát tới vùng nhiệt độ không thấp hơn $A_{e3} - 50^\circ\text{C}$ mà cũng
 không cao hơn 700°C ở tốc độ làm mát trung bình bằng 15°C/giây hoặc lớn hơn
 trong bước làm mát thứ cấp; và

thực hiện cuộn ở nhiệt độ cao hơn 350°C đến 650°C;

$$T1 (^{\circ}\text{C}) = 850 + 10 \times (C + N) \times Mn + 350 \times Nb + 250 \times Ti + 40 \times B + 10 \times Cr + 100 \times Mo + 100 \times V \dots (1)$$

$$t \leq 2,5 \times t1 \dots (2)$$

ở đây, $t1$ thu được từ biểu thức dưới (3) dưới đây,

$$t1 = 0,001 \times ((Tf - T1) \times P1/100)^2 - 0,109 \times ((Tf - T1) \times P1/100) + 3,1 \dots (3)$$

ở đây, trong biểu thức (3) nêu trên, Tf là nhiệt độ của phôi thép thu được

sau bước làm giảm tiết diện cuối cùng ở tỷ lệ giảm bằng 30% hoặc lớn hơn, và P_1 là tỷ lệ giảm của bước làm giảm tiết diện cuối cùng này ở 30% hoặc lớn hơn.

7. Phương pháp sản xuất tấm thép cán nóng độ bền cao, có đặc tính biến dạng cục bộ cao theo điểm 6, trong đó:

tổng tỷ lệ giảm trong khoảng nhiệt độ thấp hơn $T_1 + 30^\circ\text{C}$ là 30% hoặc nhỏ hơn.

8. Phương pháp sản xuất tấm thép cán nóng độ bền cao, có đặc tính biến dạng cục bộ cao theo điểm 6, trong đó:

thời gian chờ t còn thỏa mãn biểu thức (2a) dưới đây:

$$t < t_1 \dots (2a).$$

9. Phương pháp sản xuất tấm thép cán nóng độ bền cao, có đặc tính biến dạng cục bộ cao theo điểm 6, trong đó:

thời gian chờ t còn thỏa mãn biểu thức (2b) dưới đây:

$$t_1 \leq t \leq t_1 \times 2,5 \dots (2b).$$

10. Phương pháp sản xuất tấm thép cán nóng độ bền cao, có đặc tính biến dạng cục bộ cao theo điểm 6, trong đó:

bước làm mát sơ cấp được bắt đầu giữa các giá cán.

FIG.1

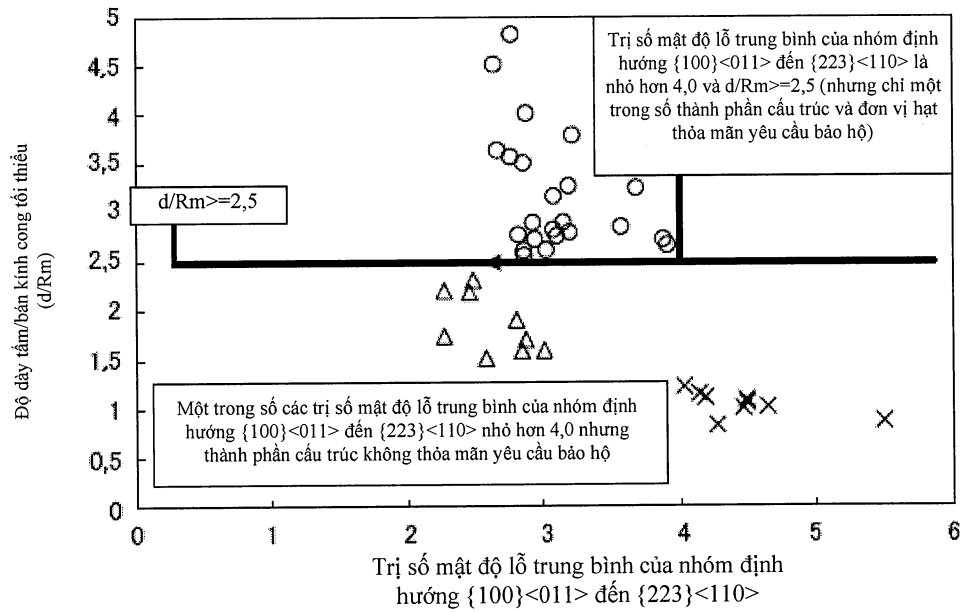


FIG.2

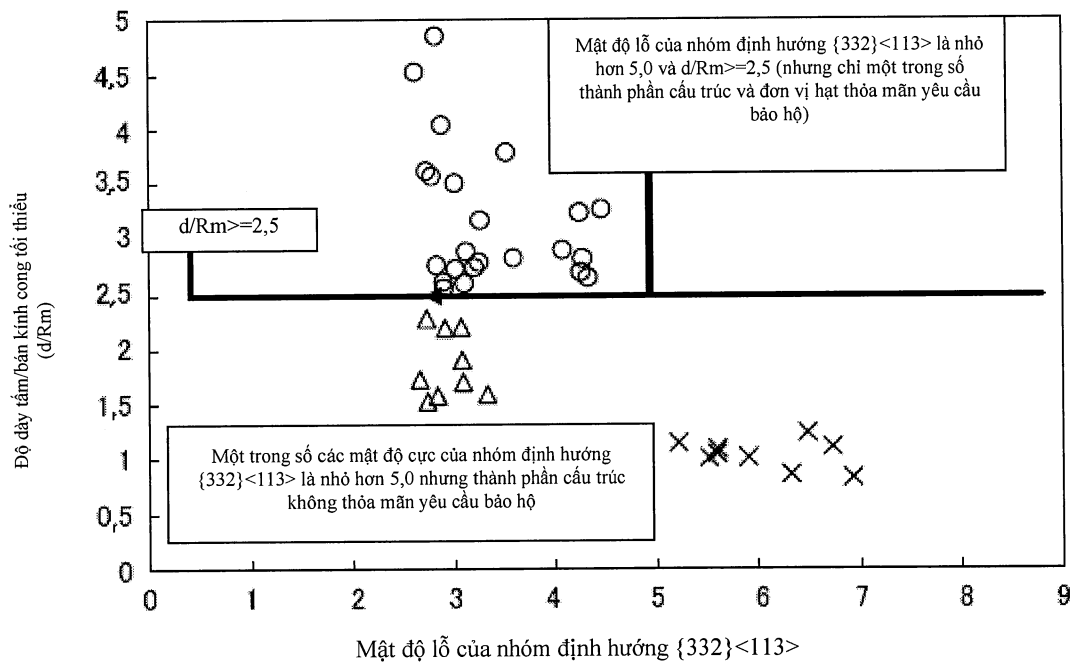


FIG.3

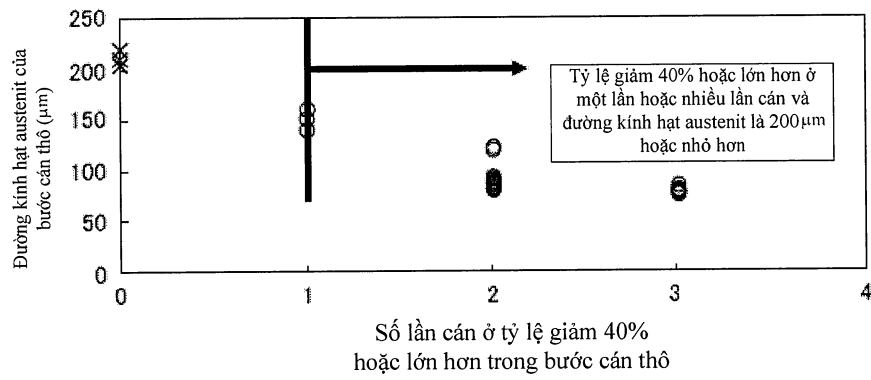


FIG.4

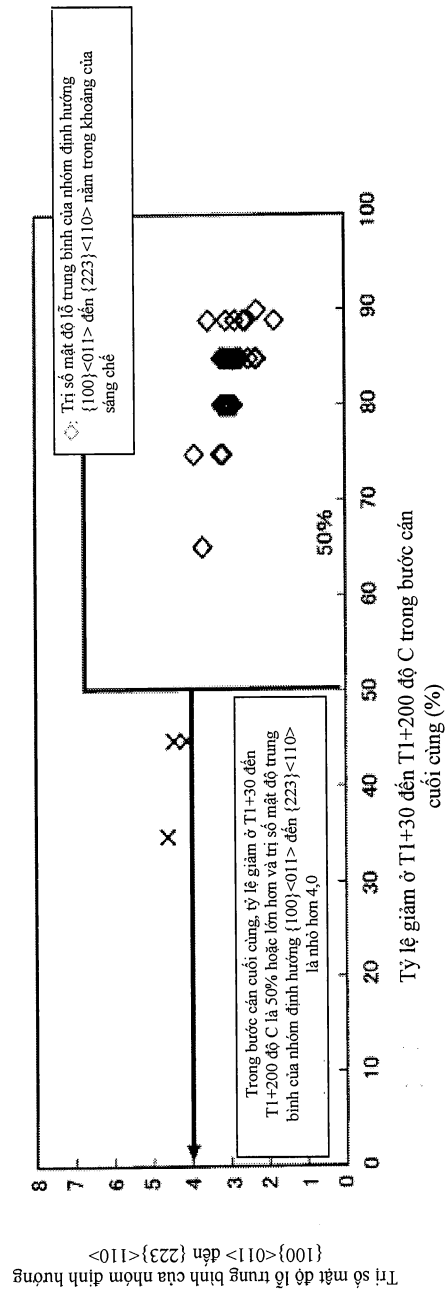


FIG.5

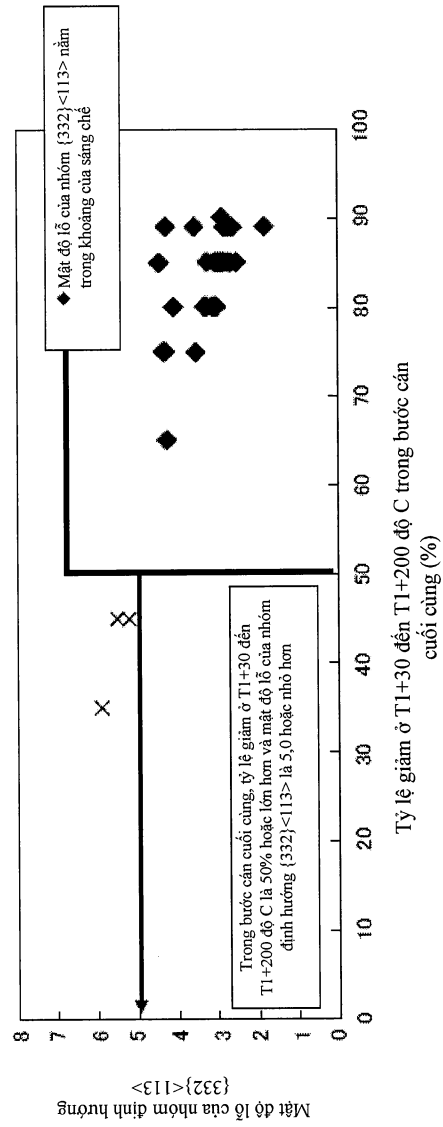


FIG.6

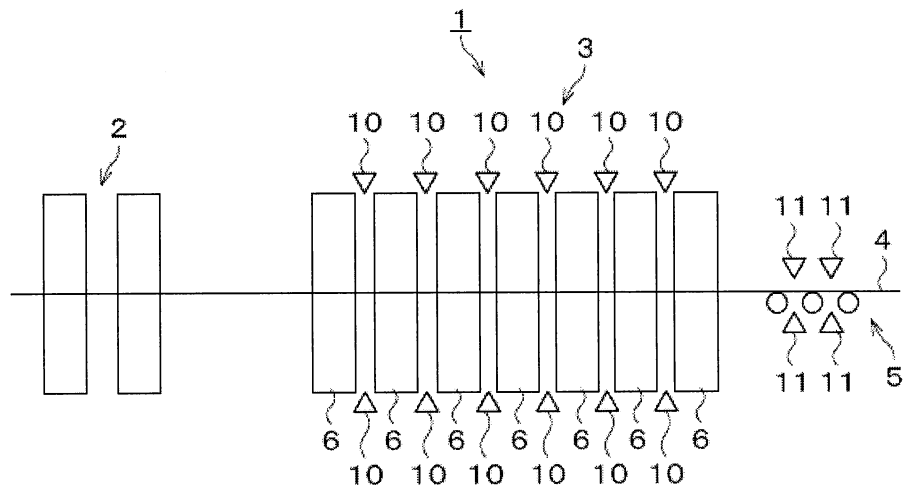


FIG.7

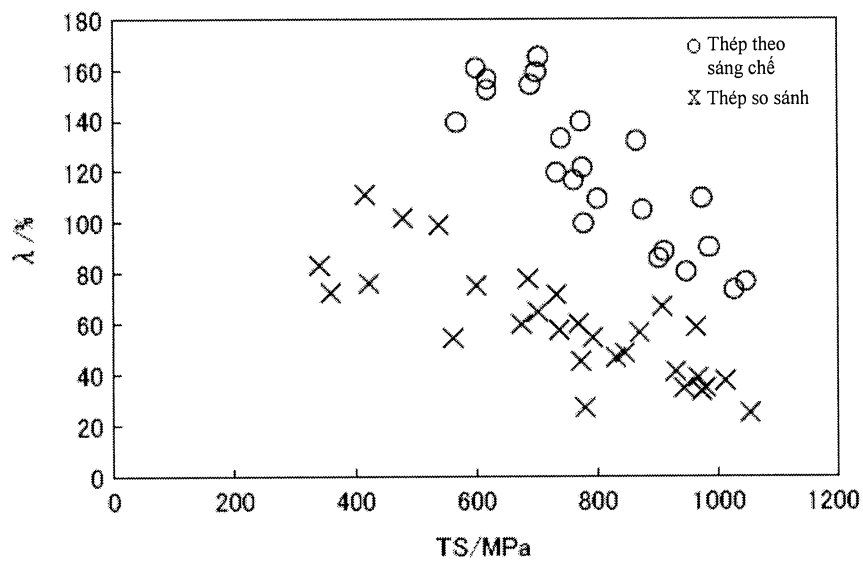


FIG.8

