



(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)



1-0038510

(51)^{2022.01} C22C 38/00; B22D 11/06; B22D 11/12; (13) B
B22D 11/22; C22C 38/32; C22C 38/04;
C22C 38/06; C22C 38/14; C22C 38/28;
B22D 11/00; C22C 38/02

(21) 1-2019-06502

(22) 20/04/2018

(86) PCT/IB2018/052748 20/04/2018

(87) WO2018/193411 25/10/2018

(30) PCT/IB2017/052312 21/04/2017 IB

(45) 25/01/2024 430

(43) 30/01/2020 382A

(73) ARCELORMITTAL (LU)

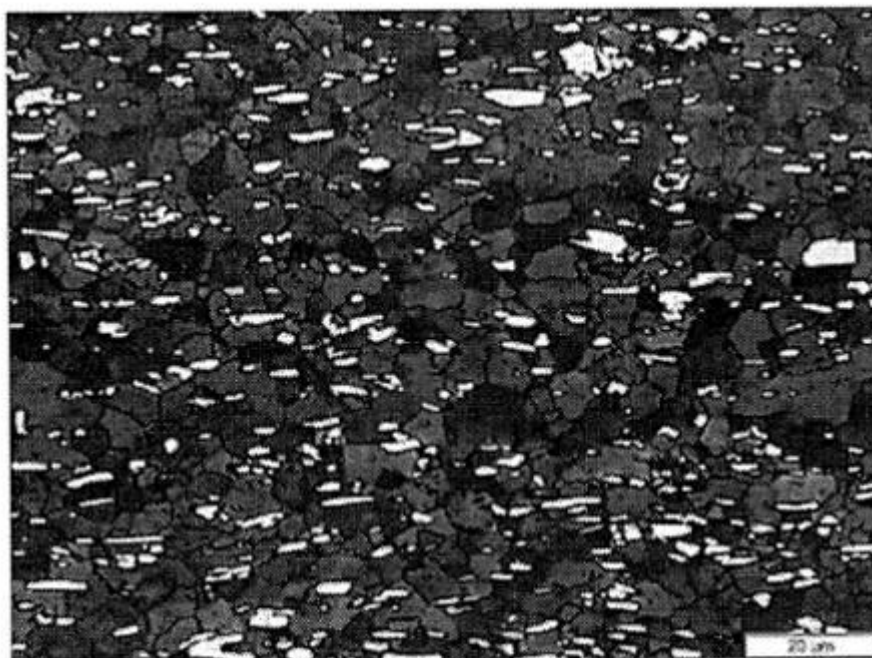
24-26, Boulevard d'Avranches, 1160 Luxembourg, Luxembourg

(72) BONNET, Frédéric (FR); BOBADILLA, Manuel (FR); BELE, Bertrand (FR);
DAESCHLER, Valérie (FR).

(74) Công ty Luật TNHH Phạm và Liên danh (PHAM & ASSOCIATES)

(54) TẤM THÉP CÓ KHẢ NĂNG TẠO HÌNH CAO ĐỂ SẢN XUẤT CÁC CHI TIẾT
CẦU KẾT NHẸ VÀ QUY TRÌNH SẢN XUẤT TẤM THÉP NÀY

(57) Sáng chế đề cập đến tấm thép có thành phần khối lượng như sau: $0,010\% \leq C \leq 0,080\%$, $0,06\% \leq Mn \leq 3\%$, $Si \leq 1,5\%$, $0,005\% \leq Al \leq 1,5\%$, $S \leq 0,030\%$, $P \leq 0,040\%$, Ti và B sao cho: $3,2\% \leq Ti \leq 7,5\%$ và $(0,45 \times Ti) - 1,35 \leq B \leq (0,45 \times Ti) - 0,43$, tùy ý $Ni \leq 1\%$, $Mo \leq 1\%$, $Cr \leq 3\%$, $Nb \leq 0,1\%$, $V \leq 0,1\%$, phần còn lại là sắt và các tạp chất không thể tránh khỏi thu được từ việc nấu chảy. Tấm thép này có cấu trúc chứa ferit, tối đa 10% austenit, và các kết tủa là các kết tủa orectic của TiB_2 , phần thể tích của các kết tủa TiB_2 chiếm ít nhất 9% toàn bộ cấu trúc, tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $8 \mu m^2$ ít nhất là 96%.



Lĩnh vực kỹ thuật được đề cập

Sáng chế đề cập đến quy trình sản xuất tấm thép hoặc các chi tiết kết cấu có mô đun đàn hồi E cao khi kéo, tỷ trọng d thấp và khả năng gia công cao, đặc biệt là khả năng đúc cao và khả năng tạo hình và độ dẻo cao.

Tình trạng kỹ thuật của sáng chế

Tính năng cơ học về độ cứng của các chi tiết kết cấu được biết là thay đổi dưới dạng E^x/d , hệ số x phụ thuộc vào chế độ nạp bên ngoài (ví dụ, khi kéo hoặc khi uốn cong) và phụ thuộc vào hình dạng của các chi tiết này (dạng tấm, thanh). Do vậy, thép có cả mô đun đàn hồi cao lẫn tỷ trọng thấp là thép có các tính năng cơ học cao.

Đặc biệt là, yêu cầu này được áp dụng trong ngành công nghiệp ô tô, nơi việc làm giảm trọng lượng xe và độ an toàn luôn được quan tâm. Để sản xuất các chi tiết làm bằng thép có mô đun đàn hồi cao và tỷ trọng thấp, đã có đề xuất tạo ra dạng kết hợp các hạt gốm thép dưới các dạng khác nhau, như dưới dạng cacbua, nitrua, oxit hoặc borua. Khi chúng được đưa vào, các vật liệu như vậy thực sự có mô đun đàn hồi cao hơn, nằm trong khoảng từ 250 đến 550 GPa, so với thép cơ bản mà có mô đun đàn hồi khoảng 210 GPa. Quá trình hóa cứng đạt được bằng cách chuyển tải giữa nền thép và các hạt gốm dưới tác động của ứng suất. Quá trình hóa cứng này còn được tăng lên do sự tinh chỉnh cỡ hạt trong nền thép bởi các hạt gốm này. Để sản xuất các vật liệu chứa các hạt gốm được phân bố đồng đều trong nền thép, đã biết các quy trình trên cơ sở luyện kim bột: trước hết, bột gốm có hình dạng được kiểm soát được tạo ra, chúng được trộn với thép bột, với lượng tương ứng với thép bằng cách bổ sung các hạt gốm từ bên ngoài vào. Hỗn hợp bột này được nén trong khuôn và sau đó được nung nóng đến nhiệt độ sao cho hỗn hợp này được thiêu kết. Theo một cải biến của quy trình, bột kim loại được trộn để tạo ra các hạt gốm trong giai đoạn thiêu kết.

Tuy nhiên, loại quy trình này có một vài hạn chế. Đặc biệt là, nó đòi hỏi điều kiện nấu chảy và xử lý cẩn thận để không gây ra phản ứng với môi trường, có tính đến diện tích bề mặt riêng cao của bột kim loại. Ngoài ra, ngay cả sau khi nén và thiêu kết, có thể vẫn còn các lỗ rỗng còn lại, các lỗ rỗng này có vai trò như các vị trí khởi đầu cho việc làm hư hỏng trong khi chịu ứng suất theo chu kỳ. Hơn thế nữa, thành phần hoá học của bề mặt phân cách nền/hạt, và do đó sự dính kết của chúng, khó có thể kiểm soát

được do sự nhiễm bẩn bề mặt của bột trước khi thiêu kết (do có mặt các oxit và cacbon). Ngoài ra, khi các hạt gốm được bổ sung với số lượng lớn, hoặc khi một số hạt lớn có mặt, đặc tính giãn dài bị giảm. Do vậy, loại quy trình này chỉ phù hợp đối với việc sản xuất nhỏ mà không thể đáp ứng các yêu cầu sản xuất hàng loạt trong ngành công nghiệp ô tô và chi phí sản xuất liên quan đến loại quy trình sản xuất này là cao.

Các quy trình sản xuất trên cơ sở bổ sung bột gốm từ bên ngoài vào kim loại lỏng cũng đã được đề xuất. Tuy nhiên, các quy trình này có hầu hết các nhược điểm nêu trên. Cụ thể hơn, có thể kể đến khó khăn trong việc phân tán đồng nhất các hạt vì các hạt như vậy có xu hướng kết tụ hoặc lắng hoặc nổi trên kim loại lỏng.

Trong số các loại gốm đã biết mà có thể được sử dụng để làm tăng các đặc tính của thép, cụ thể là titan điborua TiB_2 , có các đặc tính riêng sau:

Mô đun đàn hồi: 583 GPa;

Tỷ trọng tương đối: 4,52.

Để tạo ra tấm thép hoặc chi tiết có mô đun đàn hồi tăng và tỷ trọng giảm, trong khi tránh được các vấn đề nêu trên, đã có đề xuất tạo ra các tấm thép có thành phần với hàm lượng C, Ti và B sao cho tạo ra các kết tủa TiB_2 , Fe_2B và/hoặc TiC khi đúc

Ví dụ, EP 2 703 510 bộc lộ phương pháp sản xuất tấm thép có thành phần bao gồm 0,21% đến 1,5% C, 4% đến 12% Ti và 1,5% đến 3% B, với $2,22 \cdot B \leq Ti$, thép này có các kết tủa TiC và TiB_2 có kích thước trung bình dưới $10\mu m$. Các tấm thép này được sản xuất bằng cách đúc thép dưới dạng bán thành phẩm, ví dụ ở dạng thỏi, sau đó nung nóng lại, cán nóng và tùy ý cán nguội để thu được tấm thép. Với quy trình như vậy, có thể thu được mô đun đàn hồi khi kéo nằm trong khoảng từ 230 đến 255 GPa.

Tuy nhiên, giải pháp này cũng gặp phải một vài hạn chế, phát sinh cả từ thành phần lẫn phương pháp sản xuất, và dẫn đến các vấn đề về khả năng đúc, cũng như các vấn đề về khả năng tạo hình trong quy trình sản xuất và ở các bước tạo hình tiếp theo được thực hiện trên tấm thép để tạo ra các chi tiết:

- Thứ nhất là, thép này có nhiệt độ hóa lỏng thấp (khoảng $1300^\circ C$, khiến cho quá trình hóa rắn bắt đầu ở nhiệt độ tương đối thấp. Ngoài ra, TiB_2 , TiC và/hoặc Fe_2B kết tủa trong giai đoạn sớm của quá trình đúc, khi bắt đầu quá trình hóa rắn. Sự có mặt của các kết tủa này và nhiệt độ thấp dẫn đến quá trình hóa cứng của thép và dẫn đến các vấn đề về lưu biến, không chỉ trong quá trình đúc, mà còn trong khi cắt và cán tiếp theo. Cụ thể, các kết tủa làm tăng độ cứng nóng của lớp vỏ hóa cứng tiếp xúc với khuôn, tạo ra các khuyết tật bề mặt và làm tăng các nguy cơ nứt vỡ. Do đó, các khuyết tật bề mặt, sự rò rỉ và nứt sinh ra trong quá trình sản xuất. Ngoài ra, do độ cứng cao, khoảng kích

thước có thể đạt được đối với các tấm thép cán nóng hoặc cán nguội bị hạn chế. Ví dụ, không thể tạo ra được các tấm thép có chiều rộng 1m có độ dày nhỏ hơn 3,5mm với một số máy cán thép nóng do hạn chế về năng lượng cán.

Thứ hai, mặc dù các kết tủa có cỡ hạt trung bình tương đối nhỏ, nhưng mức độ phân bố cỡ hạt của kết tủa lại rộng. Do vậy, thép chứa lượng đáng kể các kết tủa thô, mà tác động tiêu cực đến khả năng tạo hình, đặc biệt là độ dẻo và độ dai của thép, cả trong khi quá trình sản xuất tấm thép lẫn trong quá trình tạo hình sau đó để tạo ra chi tiết.

Ngoài ra, EP 1 897 963 bộc lộ phương pháp sản xuất tấm thép có thành phần bao gồm 0,010% đến 0,20% C, 2,5% đến 7,2% Ti và $0,45 \times \text{Ti} - 0,35\% \leq B \leq 0,45 \times \text{Ti} + 0,70\%$, thép này có các kết tủa TiB_2 . Tuy nhiên, tài liệu này không đề cập đến vấn đề về khả năng gia công nêu trên.

Bản chất kỹ thuật của sáng chế

Do đó, sáng chế nhằm giải quyết các vấn đề nêu trên, cụ thể là nhằm đề xuất tấm thép có mô đun đàn hồi riêng tăng khi kéo cùng với khả năng tạo hình cao, đặc biệt là độ dẻo cao và độ dai cao. Sáng chế cũng nhằm đề xuất quy trình sản xuất tấm thép này, không gặp phải các vấn đề nêu trên.

Trong bản mô tả này, mô đun đàn hồi khi kéo được dùng để chỉ mô đun Young theo hướng ngang, được đo bằng phép đo mô đun Young động, ví dụ bằng phương pháp tần số cộng hưởng.

Trong bản mô tả này, mô đun đàn hồi riêng khi kéo được dùng để chỉ tỷ lệ giữa mô đun đàn hồi khi kéo và tỷ trọng của thép. Tỷ trọng này, ví dụ, được xác định bằng cách sử dụng tỷ trọng kế heli.

Nhằm mục đích đó, sáng chế đề cập đến tấm thép được làm bằng thép có thành phần khối lượng như sau:

$$0,010\% \leq C \leq 0,080\%$$

$$0,06\% \leq \text{Mn} \leq 3\%$$

$$\text{Si} \leq 1,5\%$$

$$0,005\% \leq \text{Al} \leq 1,5\%$$

$$\text{S} \leq 0,030\%$$

$$\text{P} \leq 0,040\%,$$

Ti và B sao cho:

$$3,2\% \leq \text{Ti} \leq 7,5\%$$

$$(0,45 \times \text{Ti}) - 1,35 \leq B \leq (0,45 \times \text{Ti}) - 0,43$$

tuỳ ý một hoặc nhiều nguyên tố được chọn trong số:

$$\text{Ni} \leq 1\%$$

$$\text{Mo} \leq 1\%$$

$$\text{Cr} \leq 3\%$$

$$\text{Nb} \leq 0,1\%$$

$$\text{V} \leq 0,1\%$$

phần còn lại là sắt và các tạp chất không thể tránh khỏi thu được từ việc nấu chảy,

Tấm thép nêu trên có cấu trúc chứa ferit, tối đa 10% austenit, và các kết tủa, trong đó các kết tủa này có các kết tủa otectic của TiB_2 , phần thể tích của các kết tủa TiB_2 chiếm ít nhất 9% toàn bộ cấu trúc, tỷ lệ các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $8 \mu\text{m}^2$ ít nhất là 96%.

Thực vậy, tác giả sáng chế đã phát hiện ra rằng với thành phần này, hàm lượng Ti tự do trong thép ít nhất là 0,95%, và do hàm lượng Ti tự do này, cấu trúc của thép vẫn chủ yếu là ferit ở nhiệt độ dưới nhiệt độ hóa lỏng. Kết quả là, độ cứng nóng của thép được giảm đáng kể so với thép đã biết trong lĩnh vực này, sao cho khả năng đúc và khả năng tạo hình nóng được tăng lên đáng kể.

Ngoài ra, các tác giả sáng chế đã phát hiện ra rằng việc kiểm soát mức độ phân bố cỡ hạt của các kết tủa TiB_2 dẫn đến khả năng tạo hình cao, đặc biệt là độ dẻo và độ dai cao, ở nhiệt độ cao và thấp, sao cho khả năng cán nóng và cán nguội của thép được cải thiện, và có thể tạo ra được các chi tiết có các hình dạng phức tạp.

Tốt hơn là, tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $3 \mu\text{m}^2$ ít nhất là 80%.

Tốt hơn là, tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $25 \mu\text{m}^2$ là 100%.

Tốt hơn là, trong vùng lõi của tấm thép, tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $8 \mu\text{m}^2$ ít nhất là 96%, tốt hơn nếu tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $3 \mu\text{m}^2$ ít nhất là 80% và tốt hơn là tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $25 \mu\text{m}^2$ 100%.

Tốt hơn là, tấm thép không có các kết tủa TiC , hoặc các kết tủa TiC với phần thể tích nhỏ hơn 0,5% (đối với toàn bộ cấu trúc).

Nói chung, tấm thép không có các kết tủa Fe_2B .

Theo một phương án, hàm lượng titan, bo và mangan là sao cho: $(0,45 \times \text{Ti}) - 1,35 \leq B \leq (0,45 \times \text{Ti}) - (0,261 \times \text{Mn}) - 0,414$.

Theo một phương án, hàm lượng titan và bo là sao cho:

$$(0,45 \times \text{Ti}) - 1,35 \leq B \leq (0,45 \times \text{Ti}) - 0,50.$$

Theo một phương án, thành phần này là sao cho $C \leq 0,050\%$.

Tốt hơn là, thành phần này là sao cho $\text{Al} \leq 1,3\%$.

Tốt hơn là, tấm thép có năng lượng Charpy Kcv ít nhất là 25 J/cm^2 ở nhiệt độ -40°C .

Nói chung, tấm thép có hàm lượng Ti tự do ít nhất là $0,95\%$.

Sáng chế cũng đề cập đến quy trình sản xuất tấm thép, quy trình này lần lượt bao gồm các bước sau:

- tạo ra thép có thành phần khối lượng như sau:

$$0,010\% \leq C \leq 0,080\%$$

$$0,06\% \leq \text{Mn} \leq 3\%$$

$$\text{Si} \leq 1,5\%$$

$$0,005\% \leq \text{Al} \leq 1,5\%$$

$$\text{S} \leq 0,030\%$$

$$\text{P} \leq 0,040\%,$$

Ti và B sao cho:

$$3,2\% \leq \text{Ti} \leq 7,5\%$$

$$(0,45 \times \text{Ti}) - 1,35 \leq B \leq (0,45 \times \text{Ti}) - 0,43$$

tùy ý một hoặc nhiều nguyên tố được chọn trong số:

$$\text{Ni} \leq 1\%$$

$$\text{Mo} \leq 1\%$$

$$\text{Cr} \leq 3\%$$

$$\text{Nb} \leq 0,1\%$$

$$\text{V} \leq 0,1\%$$

phần còn lại là sắt và các tạp chất không thể tránh khỏi,

- đúc thép này dưới dạng bán thành phẩm, nhiệt độ đúc là thấp hơn hoặc bằng $L_{\text{hóa lỏng}} + 40^\circ\text{C}$, $L_{\text{hóa lỏng}}$ là nhiệt độ hóa lỏng của thép, bán thành phẩm này được đúc dưới dạng bán thành phẩm mỏng có độ dày tối đa là 110 mm, thép này được hóa rắn trong khi đúc với tốc độ hóa rắn nằm trong khoảng từ 0,03 cm/giây đến 5 cm/giây ở mọi vị trí của bán thành phẩm.

Thực vậy, các tác giả sáng chế đã phát hiện ra rằng việc kiểm soát quá trình làm nguội trong quá trình hóa rắn sao cho tốc độ hóa rắn ít nhất là 0,03 cm/giây ở mọi vị trí của sản phẩm này, đặc biệt là ở lõi của sản phẩm, giúp cho có thể kiểm soát mức độ

phân bố cỡ hạt của các kết tủa TiB_2 . Ngoài ra, việc đúc dưới dạng bán thành phẩm mỏng, với thành phần theo sáng chế cho phép đạt được tốc độ hóa rắn cao như vậy.

Theo một phương án, bán thành phẩm này được đúc dưới dạng tấm mỏng có độ dày nhỏ hơn hoặc bằng 110 mm, tốt hơn nhỏ hơn hoặc bằng 70 mm.

Theo một phương án, bán thành phẩm này được đúc dưới dạng tấm mỏng có độ dày nằm trong khoảng từ 15 mm đến 110 mm, tốt hơn là nằm trong khoảng từ 15 mm đến 70 mm, ví dụ, nằm trong khoảng từ 20 mm đến 70 mm.

Tốt hơn là, bán thành phẩm này được đúc bằng cách tạo ra dải nén.

Theo một phương án khác, bán thành phẩm này được đúc dưới dạng dải mỏng có độ dày nhỏ hơn hoặc bằng 6mm, tốc độ hóa rắn nằm trong khoảng từ 0,2 cm/giây và 5 cm/giây ở mọi vị trí của bán thành phẩm này.

Tốt hơn là, bán thành phẩm này được đúc bằng cách đúc dải trực tiếp giữa các trục cán quay ngược chiều nhau.

Nói chung, sau khi đúc và hóa rắn, bán thành phẩm này được cán nóng, để thu được tấm thép cán nóng.

Tốt hơn là, giữa bước đúc và cán nóng, nhiệt độ của bán thành phẩm vẫn cao hơn 700°C.

Tốt hơn là, trước khi cán nóng, bán thành phẩm này được làm sạch gỉ ở nhiệt độ ít nhất là 1050°C.

Theo một phương án, sau khi cán nóng, tấm thép cán nóng được cán nguội, để thu được tấm thép cán nguội có độ dày nhỏ hơn hoặc bằng 2 mm.

Tốt hơn là, hàm lượng titan, bo và mangan sao cho:

$$(0,45 \times Ti) - 1,35 \leq B \leq (0,45 \times Ti) - (0,261 \times Mn) - 0,414.$$

Tốt hơn là, thành phần này là sao cho $Al \leq 1,3\%$.

Sáng chế cũng đề cập đến phương pháp sản xuất chi tiết kết cấu, phương pháp này bao gồm các bước:

- cắt ít nhất một phôi ra khỏi tấm thép theo sáng chế hoặc được sản xuất bằng quy trình theo sáng chế, và

- làm biến dạng phôi này ở nhiệt độ nằm trong khoảng từ 20°C đến 900°C.

Theo một phương án, phương pháp này bao gồm bước hàn phôi này với phôi khác trước bước làm biến dạng phôi này.

Sáng chế cũng đề cập đến chi tiết kết cấu có ít nhất một phần làm bằng thép có thành phần khối lượng như sau:

$$0,010\% \leq C \leq 0,080\%$$

$$0,06\% \leq \text{Mn} \leq 3\%$$

$$\text{Si} \leq 1,5\%$$

$$0,005\% \leq \text{Al} \leq 1,5\%$$

$$\text{S} \leq 0,030\%$$

$$\text{P} \leq 0,040\%,$$

Ti và B sao cho:

$$3,2\% \leq \text{Ti} \leq 7,5\%$$

$$(0,45 \times \text{Ti}) - 1,35 \leq \text{B} \leq (0,45 \times \text{Ti}) - 0,43$$

tuỳ ý một hoặc nhiều nguyên tố được chọn trong số:

$$\text{Ni} \leq 1\%$$

$$\text{Mo} \leq 1\%$$

$$\text{Cr} \leq 3\%$$

$$\text{Nb} \leq 0,1\%$$

$$\text{V} \leq 0,1\%$$

phần còn lại là sắt và các tạp chất không thể tránh khỏi thu được từ việc nấu chảy, chi tiết nêu trên có cấu trúc chứa ferit, tối đa 10% austenit, và các kết tủa, các kết tủa này có các kết tủa orectic của TiB_2 , phần thể tích của các kết tủa TiB_2 chiếm ít nhất 9% toàn bộ cấu trúc, tỷ lệ các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $8 \mu\text{m}^2$ ít nhất là 96%.

Tốt hơn là, thành phần này là sao cho $\text{Al} \leq 1,3\%$.

Tốt hơn là, chi tiết kết cấu này thu được bằng phương pháp theo sáng chế.

Mô tả vắn tắt các hình vẽ

Các dấu hiệu và các ưu điểm khác của Theo sáng chế sẽ trở nên rõ ràng hơn qua phần mô tả dưới đây, và qua các ví dụ không làm giới hạn phạm vi của sáng chế và các hình vẽ kèm theo, trong đó:

- Fig.1 là vi ảnh minh họa cơ chế làm hư hỏng các kết tủa TiB_2 thô riêng lẻ,
- Fig.2 là vi ảnh minh họa cơ chế làm hư hỏng các kết tủa TiB_2 mịn riêng lẻ,
- Fig.3 là vi ảnh minh họa các kết tủa TiB_2 mịn sau khi các kết tủa này va chạm,
- Fig.4 là vi ảnh minh họa các kết tủa TiB_2 thô sau khi các kết tủa này va chạm,
- Fig.5 là đồ thị minh họa sự giảm diện tích thu được qua thử nghiệm kéo ở nhiệt độ cao đối với thép theo sáng chế và thép so sánh,
- Fig.6 là vi ảnh minh họa cấu trúc của tấm thép theo sáng chế, dọc theo mặt phẳng dọc nằm ở $\frac{1}{4}$ độ dày của tấm thép,

- Fig.7 và Fig.8 là các vi ảnh minh họa kết cấu của các tấm thép so sánh, dọc theo mặt phẳng dọc nằm ở $\frac{1}{4}$ độ dày của các tấm thép,
- Fig.9 là vi ảnh minh họa cấu trúc của tấm thép được thể hiện trên Fig.6, dọc theo mặt phẳng dọc nằm ở một nửa độ dày của tấm thép,
- Fig.10 và Fig.11 là các vi ảnh minh họa cấu trúc của các tấm thép so sánh trên Fig.7 và Fig.8, dọc theo mặt phẳng dọc nằm ở một nửa độ dày của các tấm thép,
- Fig.12 minh họa việc xây dựng các đường cong giới hạn của các tấm thép trên các hình vẽ từ Fig.6 đến Fig.11,
- Fig.13 và Fig.14 các vi ảnh minh họa các hư hỏng của tấm thép được thể hiện trên Fig.7 và Fig.10 sau khi cán nguội, lần lượt dọc theo mặt phẳng dọc nằm trên bề mặt của tấm thép cán nguội và dọc theo mặt phẳng dọc nằm ở một nửa độ dày của tấm thép cán nguội,
- Fig.15 là đồ thị minh họa năng lượng Charpy Kcv của tấm thép được thể hiện trên Fig.6 và Fig.9 và của tấm thép được thể hiện trên Fig.8 và Fig.11.

Mô tả chi tiết sáng chế

Đối với thành phần hoá học của thép, hàm lượng cacbon được điều chỉnh để đạt được độ bền mong muốn. Vì lý do này, hàm lượng cacbon ít nhất là 0,010%.

Tuy nhiên, hàm lượng C phải được hạn chế để tránh sự kết tủa ban đầu của TiC và/hoặc Ti(C,N) trong thép lỏng, và sự kết tủa của TiC và/hoặc Ti(C,N) trong quá trình hóa rắn ootectic và trong phân đoạn pha rắn, mà nếu không có thể xảy ra do hàm lượng Ti cao trong thép. Thực vậy, TiC và Ti(C,N) kết tủa trong thép lỏng sẽ tác động xấu đến khả năng đúc bởi việc làm tăng độ cứng nóng của vỏ hóa cứng trong khi đúc và dẫn đến việc làm nứt sản phẩm đúc. Ngoài ra, sự có mặt của các kết tủa TiC làm giảm hàm lượng Ti tự do trong thép, và do đó ức chế vai trò tạo pha alpha của Ti. Vì các lý do này, hàm lượng C phải không được cao hơn 0,080%. Tốt hơn là, hàm lượng C tối đa là 0,050%.

Với hàm lượng ít nhất là 0,06%, mangan làm tăng khả năng hóa cứng và góp phần vào việc làm hóa cứng dung dịch rắn và do đó làm tăng độ bền kéo. Nó kết hợp với lưu huỳnh bất kỳ có mặt, do vậy làm giảm nguy cơ nứt nóng. Tuy nhiên, nếu hàm lượng Mn cao hơn 3%, thì cấu trúc của thép sẽ không hầu như là ferit ở mọi nhiệt độ, khiến cho độ cứng nóng của thép sẽ quá cao, như được giải thích một cách chi tiết hơn dưới đây.

Silic là nguyên tố có hiệu quả góp phần vào việc làm tăng độ bền kéo bằng cách hóa cứng dung dịch rắn. Tuy nhiên, việc bổ sung Si quá mức gây ra sự tạo ra các oxit kết dính mà khó có thể loại bỏ được bằng cách tẩy gỉ, và sự tạo ra các khuyết tật bề mặt có thể do, cụ thể, sự thiếu khả năng thấm ướt khi mạ nhúng nóng. Để đảm bảo khả năng phủ tốt, hàm lượng Si phải không vượt quá 1,5%.

Với hàm lượng ít nhất là 0,005%, nhôm là một nguyên tố rất có hiệu quả để khử oxy hoá thép. Tuy nhiên, với hàm lượng lớn hơn 1,5%, kết tủa ban đầu quá mức nhôm oxit xảy ra, làm giảm khả năng đúc của thép.

Tốt hơn là, hàm lượng Al nhỏ hơn hoặc bằng 1,3%, để đạt được khả năng đúc được cải thiện hơn nữa.

Với hàm lượng lớn hơn 0,030%, lưu huỳnh thường kết tủa với lượng quá lớn dưới dạng mangan sulfua, khiến làm giảm đáng kể nhiều khả năng tạo hình nóng và khả năng tạo hình nguội của thép. Do đó, hàm lượng S tối đa là 0,030%.

Phospho là nguyên tố nằm cô lập ở biên hạt. Hàm lượng của nó phải không vượt quá 0,040% để duy trì đủ độ dẻo nóng, từ đó tránh nứt, và để ngăn ngừa hiện tượng nứt nóng trong khi hàn.

Tùy ý, niken và/hoặc molipđen có thể được bổ sung, các nguyên tố này làm tăng độ bền kéo của thép. Vì lý do chi phí, việc bổ sung Ni và Mo đều bị giới hạn ở 1%.

Tùy ý, crom có thể được bổ sung để làm tăng độ bền kéo, vì lý do chi phí, hàm lượng Cr bị giới hạn ở tối đa 3%. Cr cũng thúc đẩy sự kết tủa của borua. Tuy nhiên, việc bổ sung Cr với lượng lớn hơn 0,080% có thể thúc đẩy quá trình kết tủa của (Fe, Cr) borua, gây hại cho các kết tủa TiB_2 . Do đó, hàm lượng của Cr tốt hơn nếu tối đa là 0,080%.

Cũng tùy ý, niobi và vanadi có thể được bổ sung với lượng bằng hoặc nhỏ hơn 0,1% để thu được quá trình hóa cứng bổ sung dưới dạng carbonitrua được kết tủa mịn.

Titan và bo đóng vai trò quan trọng trong Theo sáng chế. Thực vậy, kết tủa Ti và B dưới dạng các kết tủa TiB_2 làm tăng đáng kể mô đun đàn hồi khi kéo E của thép. TiB_2 có thể kết tủa trong giai đoạn sớm của quy trình sản xuất, đặc biệt là dưới dạng kết tủa TiB_2 ban đầu trong thép lỏng, và/hoặc dưới dạng các kết tủa orectic.

Tuy nhiên, các tác giả sáng chế đã phát hiện ra rằng các kết tủa TiB_2 có thể dẫn đến việc làm tăng độ cứng nóng của vỏ hóa cứng trong khi đúc và do đó dẫn đến việc tạo ra vết nứt trong sản phẩm đúc, xuất hiện các khuyết tật bề mặt và giảm khả năng cán nóng của thép làm giới hạn khoảng độ dày có thể đạt được đối với tấm thép cán nóng.

Bất ngờ, các tác giả sáng chế đã phát hiện ra rằng nếu hàm lượng Ti và B được điều chỉnh sao cho hàm lượng Ti tự do (dưới đây Ti*) cao hơn hoặc bằng 0,95%, thì độ cứng nóng của thép được giảm đáng kể. Thực vậy, các tác giả sáng chế đã phát hiện ra rằng trong điều kiện này, thép vẫn chủ yếu là ferit, tức là chứa tối đa 10% austenit, bất kể nhiệt độ (dưới nhiệt độ hóa lỏng), đặc biệt là trong quá trình hóa rắn và cán nóng, điều này dẫn đến việc làm giảm độ cứng nóng của thép so với thép chịu sự biến đổi đẳng hướng là hơn 10% khi làm nguội. Do vậy, khả năng đúc và độ dẻo nóng của thép được cải thiện ở mức độ lớn, mặc dù sự tạo ra TiB_2 trong thép trong quá trình hóa rắn.

Trong bản mô tả này, “Ti tự do” được dùng để chỉ hàm lượng Ti không liên kết dưới dạng các kết tủa.

Ngoài ra, hàm lượng Ti* ít nhất là 0,95% làm giảm đáng kể, và thậm chí ngăn chặn sự tạo ra Fe_2B mà sẽ làm giảm độ dẻo.

Tốt hơn là, hàm lượng Ti* là cao hơn hoặc bằng $0,92+0,58*Mn$, trong đó Mn là hàm lượng Mn trong thép. Thực vậy, Mn là nguyên tố tạo gamma mà có thể giúp cho việc có mặt của austenit trong cấu trúc. Do vậy, tốt hơn là Ti* được điều chỉnh tùy thuộc vào hàm lượng Mn để đảm bảo rằng thép vẫn chủ yếu là ferit bất kể nhiệt độ.

Tuy nhiên, hàm lượng Ti* vẫn phải thấp hơn 3%, vì nếu hàm lượng Ti* lớn hơn 3%, vì sẽ không thu được hiệu quả kỹ thuật có lợi đáng kể nào mặc dù the chi phí cao hơn cho việc bổ sung titan.

Để đảm bảo kết tủa TiB_2 đủ, và đồng thời cho phép hàm lượng Ti* đạt 0,95%, hàm lượng Ti phải ít nhất là 3,2%. Nếu hàm lượng Ti thấp hơn 3,2%, kết tủa TiB_2 là không đủ, từ đó ngăn ngừa được việc làm tăng đáng kể mô đun đàn hồi khi kéo, mà vẫn còn thấp hơn 220 GPa.

Tuy nhiên, nếu hàm lượng Ti cao hơn 7,5%, kết tủa TiB_2 ban đầu thô có thể xảy ra trong thép lỏng và gây ra các vấn đề về khả năng đúc trong bán thành phẩm này, cũng như sự giảm độ dẻo của thép dẫn đến khả năng cán nóng và nguội kém.

Do đó, hàm lượng Ti nằm trong khoảng từ 3,2% đến 7,5%.

Ngoài ra, để đảm bảo hàm lượng Ti* ít nhất là 0,95%, hàm lượng bo cần phải không quá $(0,45 \times Ti) - 0,43$, Ti là hàm lượng Ti theo phần trăm khối lượng.

Nếu $B > (0,45 \times Ti) - 0,43$, hàm lượng Ti* sẽ không đạt 0,95%. Thực vậy, hàm lượng Ti* có thể được đánh giá là $Ti^* = Ti - 2,215 \times B$, B là hàm lượng B trong thép. Kết quả là, nếu $B > (0,45 \times Ti) - 0,43$, thì cấu trúc của thép sẽ không chủ yếu là ferit trong khi đúc và cán nóng, sao cho độ dẻo nóng của nó sẽ bị giảm, mà có thể dẫn đến sự tạo ra vết nứt và/hoặc các khuyết tật bề mặt trong khi đúc và cán nóng.

Nếu hàm lượng Ti* cần phải đạt được là lớn hơn hoặc bằng $0,92+0,58*Mn$, thì hàm lượng bo cần phải không quá $(0,45*Ti) - (0,261*Mn) - 0,414$, Ti và Mn là hàm lượng tính theo phần trăm khối lượng.

Nếu $B > (0,45*Ti) - (0,261*Mn) - 0,414$, hàm lượng Ti* sẽ không đạt $0,92+0,58*Mn$.

Tuy nhiên, hàm lượng bo cần phải cao hơn hoặc bằng $(0,45*Ti) - 1,35$ để đảm bảo kết tủa TiB_2 đủ. Ngoài ra, hàm lượng B thấp hơn $(0,45*Ti) - 1,35$ sẽ tương ứng với hàm lượng Ti* lớn hơn 3%.

Phần còn lại là sắt và các nguyên tố còn lại thu được từ quá trình luyện thép.

Theo sáng chế, cấu trúc của thép chủ yếu là ferit bất kể nhiệt độ (dưới $T_{\text{hóa lỏng}}$). Cần phải hiểu rằng thuật ngữ “chủ yếu là ferit” được dùng để chỉ cấu trúc của thép bao gồm ferit, các kết tủa (đặc biệt là các kết tủa TiB_2) và tối đa 10% austenit.

Do vậy, tấm thép theo sáng chế có cấu trúc chủ yếu là ferit ở mọi nhiệt độ, đặc biệt là ở nhiệt độ trong phòng. Cấu trúc của tấm thép ở nhiệt độ trong phòng nói chung là ferit, tức là không có austenit.

Cỡ hạt ferit nói chung thấp hơn 6 μm .

Phần thể tích của các kết tủa TiB_2 ít nhất là 9%, để thu được mô đun đàn hồi khi kéo E ít nhất là 230 GPa.

Tốt hơn nếu, phần thể tích của các kết tủa TiB_2 ít nhất là 12%, để thu được mô đun đàn hồi khi kéo E ít nhất là 240 GPa.

Các kết tủa TiB_2 chủ yếu thu được từ kết tủa orectic rất mịn khi hóa rắn, tốt hơn là diện tích bề mặt trung bình của các kết tủa TiB_2 thấp hơn $8,5\mu m^2$, tốt hơn nữa là thấp hơn $4,5\mu m^2$, tốt nhất là thấp hơn $3\mu m^2$.

Các tác giả sáng chế đã phát hiện ra rằng kích thước của các kết tủa TiB_2 trong thép có ảnh hưởng đến các đặc tính của thép, cụ thể đến việc chịu được sự hư hỏng của sản phẩm trong khi sản xuất nó, đặc biệt là khả năng cán nóng và nguội của nó, đến việc chịu được sự hư hỏng của tấm thép, đặc biệt là trong khi tạo hình, độ bền mỏi của nó, ứng suất gãy của nó và độ dai của nó.

Tuy nhiên, các tác giả sáng chế đã phát hiện ra rằng yếu tố chính để đảm bảo việc chịu được sự hư hỏng cao và do đó khả năng tạo hình cao là mức độ phân bố cỡ hạt của các kết tủa TiB_2 .

Thực vậy, các tác giả sáng chế đã phát hiện ra rằng trong thép có các kết tủa TiB_2 , các hư hỏng xảy ra trong khi sản xuất, đặc biệt là trong khi cán nóng và/hoặc nguội và

các bước tạo hình tiếp theo, có thể dẫn đến các hư hỏng do các kết tủa riêng lẻ, và từ sự va chạm giữa các kết tủa.

Đặc biệt là, sự khởi đầu làm hư hỏng của các kết tủa TiB_2 riêng lẻ đến từ sự tích tụ lệch vị trên bề mặt phân cách giữa ferit và các kết tủa TiB_2 , và phụ thuộc vào kích thước của các kết tủa TiB_2 . Cụ thể, ứng suất gãy của các kết tủa TiB_2 phụ thuộc vào kích thước kết tủa TiB_2 . Nếu kích thước của một số kết tủa TiB_2 tăng khiến cho ứng suất gãy của các kết tủa này trở nên thấp hơn ứng suất mất liên kết trên bề mặt phân cách, cơ chế làm hư hỏng thay đổi từ sự mất liên kết trên bề mặt phân cách để làm gãy các kết tủa TiB_2 , dẫn đến việc làm đáng kể độ dẻo, khả năng tạo hình và độ dai.

Sự thay đổi này về cơ chế làm hư hỏng được minh họa trên Fig.1 và Fig.2.

Fig.1 minh họa sự hư hỏng của kết tủa TiB_2 thô dưới ứng suất nén trong khi cán nguội: trong trường hợp này, kết tủa TiB_2 bị gãy dọc theo hướng song song với ứng suất nén, dưới ứng suất tương đối thấp.

Trái lại, Fig.2 minh họa sự mất liên kết trên bề mặt phân cách của TiB_2 các kết tủa nhỏ hơn trong khi cán nguội, bởi sự xuất hiện các hốc trên bề mặt phân cách giữa nền ferit và các kết tủa TiB_2 .

Do đó, nếu tấm thép, mặc dù có các kết tủa TiB_2 có kích thước trung bình giảm, có các kết tủa TiB_2 lớn, các kết tủa TiB_2 lớn này sẽ gây ra sự thay đổi cơ chế làm hư hỏng thép và làm giảm các đặc tính cơ học của thép.

Ngoài ra, các tác giả sáng chế đã phát hiện ra rằng các hư hỏng do sự va chạm giữa các kết tủa TiB_2 đều quan trọng hơn vì kích thước của các kết tủa này là lớn. Cụ thể, mặc dù sự va chạm giữa các kết tủa TiB_2 thô dẫn đến việc làm gãy các kết tủa này, nhưng sự va chạm của các kết tủa TiB_2 nhỏ lại không dẫn đến việc làm gãy như vậy.

Fig.3 và Fig.4 minh họa các kết tủa có các kích thước khác sizes further to a sự va chạm.

Cụ thể là, Fig.3 và Fig.4 lần lượt minh họa mịn các kết tủa và lớn các kết tủa TiB_2 sau khi va chạm. Các hình vẽ này cho thấy rằng sự va chạm của các kết tủa lớn dẫn đến sự gãy một trong số các kết tủa va chạm nhau, mặc dù sự va chạm các kết tủa mịn không gây ra hư hỏng bất kỳ.

Để đảm bảo độ dẻo cao, khả năng tạo hình và độ dai, các tác giả sáng chế đã phát hiện ra rằng sự phân bố kích thước của các kết tủa TiB_2 phải sao cho tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $8 \mu\text{m}^2$ ít nhất là 96%.

Ngoài ra, tốt hơn là tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $3 \mu\text{m}^2$ phải ít nhất là 80%, và tốt hơn là tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $25 \mu\text{m}^2$ phải là 100%.

Tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $3 \mu\text{m}^2$, $8 \mu\text{m}^2$ hoặc $25 \mu\text{m}^2$ được xác định là số kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $3 \mu\text{m}^2$, $8 \mu\text{m}^2$ hoặc $25 \mu\text{m}^2$, chia cho số kết tủa TiB_2 , và nhân với hệ số 100.

Tốt hơn là, tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $3 \mu\text{m}^2$, $8 \mu\text{m}^2$ hoặc $25 \mu\text{m}^2$ được xác định trên mẫu thử nghiệm được điều chế bằng cách sử dụng kỹ thuật luyện kim tiêu chuẩn để chuẩn bị bề mặt và được khắc ăn mòn bằng chất phản ứng nital, bằng cách phân tích hình ảnh bằng cách sử dụng kính hiển vi điện tử quét (SEM).

Đặc biệt là, ở lõi của tấm, mức độ phân bố kích thước của các kết tủa TiB_2 phải sao cho tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $8 \mu\text{m}^2$ ít nhất là 96%, và tốt hơn là sao cho tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $3 \mu\text{m}^2$ ít nhất là 80%, tốt hơn nữa là sao cho tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $25 \mu\text{m}^2$ là 100%.

Bằng cách coi tấm có hình dạng nói chung là chữ nhật có chiều dài l theo hướng dọc, chiều rộng w theo hướng ngang và độ dày t theo hướng độ dày, lõi của tấm được xác định là phần tấm trải dài trên chiều dài l và trên chiều rộng w , theo hướng độ dày của tấm, từ đầu thứ nhất nằm ở 45% toàn bộ độ dày t của tấm đến đầu thứ hai nằm ở 55% toàn bộ độ dày t của tấm này.

Thực vậy, các tác giả sáng chế đã phát hiện ra rằng trong điều kiện này, các hư hỏng xảy ra bởi sự mất liên kết trên bề mặt phân cách, sao cho động học làm hư hỏng bị chậm lại. Ngoài ra, trong điều kiện này, các hư hỏng mà có thể dẫn đến sự va chạm giữa các kết tủa TiB_2 được giảm một cách đáng kể.

Kết quả là, khả năng tạo hình và độ dẻo của tấm thép trong khi sản xuất nó và trong sử dụng được cải thiện nhiều.

Cụ thể, tỷ lệ giảm có thể đạt được thông qua việc cán nguội được tăng lên, và khả năng tạo hình được tăng lên, sao cho các chi tiết có các hình dạng phức tạp có thể được tạo thành.

Việc có được tỷ lệ các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $8 \mu\text{m}^2$ ít nhất là 96% là rất quan trọng. Thực vậy, các tác giả sáng chế đã phát hiện ra rằng dưới giá trị này, các kết tủa TiB_2 thô gây ra sự thay đổi ở cơ chế làm hư hỏng, như được nêu trên, có tác dụng làm giảm đáng kể mức độ chịu hư hỏng của thép.

Ngoài ra, tấm thép theo sáng chế không có hoặc phần nhỏ các kết tủa TiC, phần thể tích của các kết tủa TiC trong cấu trúc vẫn thấp hơn 0,5%, nói chung thấp hơn 0,36%.

Thực vậy, như được nêu trên, các kết tủa TiC, nếu có, sẽ được tạo ra trong thép lỏng, và sẽ làm giảm khả năng đúc của thép, khiến cho phần kết tủa TiC trong cấu trúc cao hơn 0,5% sẽ dẫn đến nứt và/hoặc các khuyết tật bề mặt trong tấm thép này. Sự có mặt của các kết tủa TiC còn làm giảm độ dẻo của thép.

Ngoài ra, do hàm lượng Ti* cao, tấm thép này không chứa các kết tủa Fe_2B bất kỳ, phần thể tích của các kết tủa Fe_2B trong cấu trúc là 0%. Sự không có mặt của các kết tủa Fe_2B làm tăng độ dẻo của tấm thép.

Tấm thép, cho dù có cán nóng hay cán nguội, đều có rất độ dai cao, thậm chí ở nhiệt độ thấp. Đặc biệt là, nhiệt độ chuyển từ kiểu dẻo sang kiểu hỗn hợp là thấp hơn -20°C , và năng lượng Charpy Kcv của tấm thép này nói chung cao hơn hoặc bằng $25 \text{ J/cm}^2\text{at}$ -40°C , và cao hơn hoặc bằng 20 J/cm^2 ở nhiệt độ -60°C .

Tấm thép này có mô đun đàn hồi khi kéo E ít nhất là 230 GPa, nói chung ít nhất 240 GPa, độ bền kéo TS ít nhất là 640 MPa và giới hạn chảy ít nhất là 250 MPa trước khi cán phẳng bất kỳ. Do vậy, tấm thép chưa qua cán phẳng theo sáng chế nói chung có giới hạn chảy ít nhất là 250 MPa.

Cụ thể, độ bền kéo cao, ít nhất là 640 MPa, đạt được do kích thước nhỏ và mức độ phân bố cỡ hạt của các kết tủa TiB_2 trong thép theo sáng chế, do hiệu ứng Hall-Petch và độ cứng khi gia công tăng.

Mô đun đàn hồi khi kéo tăng khi tăng phần kết tủa TiB_2 .

Đặc biệt là, mô đun đàn hồi khi kéo E ít nhất là 230 GPa đạt được với phần kết tủa TiB_2 9% hoặc cao hơn. Theo phương án được ưu tiên, trong đó phần thể tích của các kết tủa TiB_2 ít nhất là 12%, mô đun đàn hồi khi kéo E ít nhất là 240 GPa đạt được.

Ngoài ra, sự có mặt của các kết tủa TiB_2 dẫn đến sự giảm tỷ trọng của thép.

Kết quả là, tấm thép theo sáng chế có mô đun đàn hồi riêng rất cao khi kéo.

Quy trình sản xuất tấm thép theo sáng chế được thực hiện như sau.

Thép với thành phần theo sáng chế được tạo ra, và sau đó thép này được đúc thành bán thành phẩm.

Việc đúc được thực hiện ở nhiệt độ nhỏ hơn hoặc bằng $T_{\text{hóa lỏng}} + 40^\circ\text{C}$, $T_{\text{hóa lỏng}}$ là nhiệt độ hóa lỏng của thép.

Thực vậy, nhiệt độ đúc cao hơn $T_{\text{hóa lỏng}} + 40^\circ\text{C}$ có thể dẫn đến sự tạo ra thô các kết tủa TiB_2 .

Nhiệt độ hóa lỏng $T_{\text{hóa lỏng}}$ của thép theo sáng chế nói chung nằm trong khoảng từ 1290°C đến 1310°C. Do đó, nhiệt độ đúc nói chung tối đa là 1350°C.

Việc đúc được tiến hành để tạo ra sản phẩm mỏng khi đúc, sản phẩm này có độ dày tối đa 110 mm, đặc biệt là dạng tấm mỏng hoặc dải mỏng.

Cuối cùng, tốt hơn là việc đúc được thực hiện bằng cách tạo dải nén, để tạo ra tấm mỏng có độ dày nhỏ hơn hoặc bằng 110 mm, tốt hơn là tối đa 70 mm, hoặc bằng cách đúc dải trực tiếp giữa các trục cán quay ngược, để tạo ra dải mỏng có độ dày nhỏ hơn hoặc bằng 6 mm.

Trong mọi trường hợp, độ dày của bán thành phẩm này phải không quá 110 mm, và tốt hơn là không quá 70 mm.

Ví dụ, bán thành phẩm này được đúc dưới dạng tấm mỏng có độ dày nằm trong khoảng từ 15 mm đến 110 mm, tốt hơn là nằm trong khoảng từ 15 mm đến 70 mm, ví dụ nằm trong khoảng từ 20 mm đến 70 mm.

Việc đúc bán thành phẩm này dưới dạng bán thành phẩm mỏng, ví dụ dạng tấm mỏng hoặc dải, làm cải thiện khả năng gia công của thép bởi việc hạn chế the làm hư hỏng thép trong khi cán và tạo hình.

Thực vậy, đúc bán thành phẩm này dưới dạng bán thành phẩm mỏng, ví dụ tấm mỏng hoặc dải cho phép sử dụng trong các bước cán sau đó mức độ giảm thấp hơn để đạt được độ dày mong muốn.

Việc giảm về mức độ giảm hạn chế làm hư hỏng thép mà có thể dẫn đến sự va chạm của các kết tủa TiB_2 trong khi cán nóng và nguội.

Hầu hết, việc đúc dưới dạng bán thành phẩm mỏng cho phép đạt được các kết tủa TiB_2 rất mịn, khiến cho việc làm hư hỏng mà có thể dẫn đến sự va chạm của các kết tủa TiB_2 và việc làm hư hỏng của các kết tủa TiB_2 riêng lẻ được giảm, như được giải thích trên đây.

Đặc biệt là, việc đúc dưới dạng bán thành phẩm mỏng cho phép kiểm soát chặt chẽ tốc độ hóa rắn khi việc làm nguội trên độ dày của tấm, đảm bảo tốc độ hóa rắn đủ nhanh trong toàn bộ sản phẩm và làm giảm đến mức tối thiểu mức độ chênh lệch về tốc độ hóa rắn giữa bề mặt của sản phẩm và lõi của sản phẩm.

Thực vậy, việc đạt được đủ và tốc độ hóa rắn đồng nhất là cần thiết để thu được các kết tủa TiB_2 rất mịn, không chỉ trên bề mặt của sản phẩm, mà còn ở lõi của bán thành phẩm. Bằng cách coi bán thành phẩm nói chung có hình dạng chữ nhật có chiều dài l_2 theo hướng dọc, chiều rộng w_2 theo hướng ngang và độ dày t_2 theo hướng độ dày, lõi (hoặc vùng lõi) của bán thành phẩm này được xác định là phần bán thành

phẩm này trải dài trên chiều dài l_2 và trên chiều rộng w_2 , theo hướng độ dày của bán thành phẩm này, từ đầu thứ nhất nằm ở 45% của toàn bộ độ dày t_2 của bán thành phẩm này, đến đầu thứ hai nằm ở 55% của toàn bộ độ dày của bán thành phẩm này.

Các tác giả sáng chế còn phát hiện ra rằng để thu được các kết tủa TiB_2 rất mịn khiến cho tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $8 \mu m^2$ ít nhất là 96%, các điều kiện làm nguội trong khi hóa rắn phải là sao cho thép được hóa rắn với tốc độ hóa rắn bằng hoặc lớn hơn 0,03 cm/giây, lên đến 5 cm/giây, ở mọi vị trí của bán thành phẩm.

Do giảm tốc độ hóa rắn từ bề mặt đến lõi của sản phẩm, nên tốc độ hóa rắn ít nhất là 0,03 cm/giây ở mỗi vị trí ngụ ý rằng tốc độ hóa rắn ở lõi của sản phẩm ít nhất là 0,03 cm/giây, lên đến 5 cm/giây.

Ngoài ra, nếu bán thành phẩm được đúc dưới dạng dải mỏng, đặc biệt là bằng cách đúc dải trực tiếp giữa các trục cán quay ngược, để tạo ra dải mỏng có độ dày nhỏ hơn hoặc bằng 6 mm, thì tốc độ hóa rắn nằm trong khoảng từ 0,2 cm/giây đến 5 cm/giây ở mọi vị trí của bán thành phẩm.

Thực vậy, các tác giả sáng chế đã phát hiện ra rằng tốc độ hóa rắn ít nhất là 0,03 cm/giây ở mỗi vị trí, đặc biệt là ở lõi của sản phẩm, cho phép thu được các kết tủa TiB_2 rất mịn, không chỉ trên bề mặt của sản phẩm mà còn khắp toàn bộ độ dày của sản phẩm, khiến cho diện tích bề mặt trung bình thấp hơn $8,5 \mu m^2$ và tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $8 \mu m^2$ ít nhất là 96%. Ngoài ra, tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $3 \mu m^2$ ít nhất là 80%, và tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $25 \mu m^2$ is of 100%.

Đặc biệt là, tốc độ hóa rắn ít nhất là 0,03 cm/giây trong vùng lõi của sản phẩm cho phép thu được rất các kết tủa TiB_2 mịn trong vùng lõi của bán thành phẩm này, khiến cho diện tích bề mặt trung bình là thấp hơn $8,5 \mu m^2$ và tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $8 \mu m^2$ ít nhất là 96%. Ngoài ra, tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $3 \mu m^2$ ít nhất là 80%, và tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $25 \mu m^2$ là 100%.

Trái lại, nếu tốc độ hóa rắn ít nhất một số phần của sản phẩm là thấp hơn 0,03 cm/giây, thì các kết tủa TiC và/hoặc các kết tủa TiB_2 thô sẽ tạo ra trong quá trình hóa rắn.

Việc kiểm soát quá trình làm nguội và tốc độ hóa rắn ở các giá trị nêu trên đạt được do việc đúc thép dưới dạng bán thành phẩm mỏng với độ dày nhỏ hơn 110 mm, và thành phần của thép.

Đặc biệt là, việc đúc dưới dạng bán thành phẩm mỏng dẫn đến việc tốc độ làm nguội cao trên độ dày sản phẩm và tính đồng nhất được cải thiện của tốc độ hóa rắn từ bề mặt đến lõi của sản phẩm.

Ngoài ra, do hàm lượng Ti* cao của thép, thép hóa rắn chủ yếu là dưới dạng ferit. Đặc biệt là, thép được hóa rắn có cấu trúc chủ yếu là ferit từ lúc bắt đầu quá trình hóa rắn và trong toàn bộ quá trình hóa rắn, phần austenit trong thép vẫn tối đa là 10%. Do vậy, không có hoặc có không đáng kể sự biến đổi pha xảy ra trong quá trình làm nguội.

Kết quả là, thép có thể được làm nguội bằng cách thấm ướt lại, chứ không phải là bằng cách làm sôi màng, cho phép đạt tốc độ hóa rắn rất cao.

Việc làm sôi màng là kiểu làm nguội mà trong đó lớp mỏng hơi chất lỏng làm nguội, có độ dẫn nhiệt thấp, được đặt giữa bề mặt của thép và chất lỏng làm nguội. Trong khi làm sôi màng, hệ số truyền nhiệt là thấp. Trái lại, quá trình làm nguội bằng cách thấm ướt lại xảy ra khi lớp hơi bị bẻ gãy, và chất lỏng làm nguội trở nên tiếp xúc với thép. Kiểu làm nguội này xảy ra khi nhiệt độ của bề mặt của thép là thấp hơn nhiệt độ Leidenfrost. Hệ số truyền nhiệt đạt được thông qua việc thấm ướt lại cao hơn hệ số truyền nhiệt có thể đạt được thông qua việc làm sôi màng, khiến cho tốc độ hóa rắn được tăng lên. Tuy nhiên, nếu biến quy trình đổi pha xảy ra trong khi làm nguội bằng cách thấm ướt lại, việc kết hợp giữa thấm ướt lại và biến đổi pha gây ra các biến dạng cao trong thép dẫn đến nứt và các khuyết tật bề mặt.

Do đó, thép chịu được sự biến đổi đẳng hướng đáng kể trong quá trình hóa rắn không thể được làm nguội bằng cách thấm ướt lại.

Trái lại, trong thép theo sáng chế, mà chứa tối đa 10% austenit ở nhiệt độ bất kỳ, rất ít hoặc không có hiện tượng biến đổi pha xảy ra khi hóa rắn, và do đó thép này có thể được làm nguội bằng cách thấm ướt lại.

Do vậy, có thể đạt được tốc độ hóa rắn rất cao.

Vào cuối quá trình hóa rắn, cấu trúc của thép chủ yếu là ferit và có các kết tủa TiB_2 otectic rất mịn.

Ngoài ra, do cấu trúc chủ yếu là ferit của thép ngay khi bắt đầu quá trình hóa rắn, không có hoặc rất ít có sự biến đổi của δ ferit thành austenit xảy ra trong quá trình hóa rắn (tức là, tối đa 10% ferit δ biến đổi thành austenit trong quá trình hóa rắn), khiến cho có thể tránh được hiện tượng co ngót cục bộ mà sẽ dẫn đến sự biến đổi này, có thể dẫn đến các vết nứt trong bán thành phẩm này.

Cụ thể, khi không có sự biến đổi đáng kể ferit δ thành austenit, không một kết tủa tạo ra peritecti nào xảy ra trong quá trình hóa rắn. Kết tủa tạo ra peritecti như vậy xảy ra

dưới dạng hình cây, có thể dẫn đến việc làm giảm độ dẻo nóng và gây ra các vết nứt, đặc biệt là trong các quá trình cán nóng tiếp theo.

Do đó, được hóa rắn bán thành phẩm có chất lượng bề mặt rất tốt và không có hoặc có rất ít vết nứt.

Ngoài ra, quá trình hóa rắn thép dưới dạng chủ yếu là ferit, so với cấu trúc chứa hơn 10% austenit khi hóa rắn, làm giảm đáng kể độ cứng thép đã được hóa rắn, cụ thể độ cứng của vỏ hóa cứng.

Đặc biệt là, độ cứng của thép là khoảng 40% thấp hơn thép so sánh mà sẽ có cấu trúc chứa hơn 10% austenit trong quá trình hóa rắn.

Độ cứng nóng thấp của thép đã được hóa rắn dẫn đến việc làm giảm các vấn đề về lưu biến liên quan đến lớp vỏ hóa cứng, đặc biệt là tránh sự xuất hiện của các khuyết tật bề mặt, vết lõm và sự rò rỉ trong sản phẩm đúc.

Ngoài ra, độ cứng nóng thấp của thép đã được hóa rắn cũng đảm bảo độ dẻo nóng cao của thép, so với các loại đẳng hướng.

Do độ dẻo nóng cao của sản phẩm, sự tạo ra các vết nứt, mà nếu không sẽ xuất hiện khi thực hiện các thao tác uốn cong và duỗi thẳng trong quá trình đúc, và/hoặc trong quá trình cán nóng sau đó, là tránh được.

Sau khi hóa rắn, bán thành phẩm này được làm nguội đến nhiệt độ làm nguội, tốt hơn là không dưới 700°C. Khi kết thúc quá trình làm nguội, cấu trúc của bán thành phẩm này vẫn chủ yếu là ferit.

Sau đó, bán thành phẩm này được nung nóng, từ nhiệt độ làm nguội đến khoảng 1200°C, được làm sạch gỉ, sau đó cán nóng.

Trong khi làm sạch gỉ, tốt hơn nếu nhiệt độ của bề mặt của thép ít nhất là 1050°C. Thực vậy, dưới 1050°C, các oxit lỏng sẽ hóa cứng trên bề mặt của bán thành phẩm này, mà có thể gây ra các khuyết tật bề mặt.

Tốt hơn là, bán thành phẩm này được cán nóng trực tiếp, tức là không được làm nguội đến nhiệt độ dưới 700°C trước khi cán nóng, sao cho nhiệt độ của bán thành phẩm vẫn ở mọi thời điểm cao hơn hoặc bằng 700°C giữa bước đúc và bước cán nóng. Việc cán nóng trực tiếp bán thành phẩm này cho phép giảm thời gian cần thiết để đồng nhất hoá nhiệt độ của bán thành phẩm trước khi cán nóng, và do đó hạn chế sự tạo ra các oxit lỏng trên bề mặt của bán thành phẩm.

Ngoài ra, bán thành phẩm dưới dạng đúc nói chung giòn ở nhiệt độ thấp, do đó việc cán nóng trực tiếp bán thành phẩm này cho phép tránh được các vết nứt mà nếu

không có thể xảy ra ở nhiệt độ thấp do tính giòn của bán thành phẩm dưới dạng đúc này.

Ví dụ, việc cán nóng được thực hiện ở nhiệt độ nằm trong khoảng từ 1100°C đến 900°C, tốt hơn là nằm trong khoảng từ 1050°C đến 900°C.

Như được nêu trên, độ dẻo nóng của bán thành phẩm này là rất cao, do cấu trúc chủ yếu là ferit của thép. Thực vậy, không có hoặc rất ít có sự biến đổi pha, mà sẽ làm giảm độ dẻo, xảy ra trong thép trong khi cán nóng.

Kết quả là, khả năng cán nóng của bán thành phẩm này là thỏa mãn, thậm chí với nhiệt độ cán nóng cuối là 900°C, và tránh được sự xuất hiện vết nứt trong tấm thép trong khi cán nóng.

Ví dụ, có thể thu được các tấm thép cán nóng có độ dày nằm trong khoảng từ 1,5 mm đến 4 mm, ví dụ nằm trong khoảng từ 1,5 mm và 2 mm.

Sau khi cán nóng, tốt hơn là tấm thép này được cuộn. Sau đó, tốt hơn là tấm thép cán nóng được tẩy gỉ, ví dụ trong dung dịch HCl, để bảo đảm chất lượng bề mặt tốt.

Tuỳ ý, nếu muốn độ dày nhỏ hơn, tấm thép cán nóng này được cán nguội, để thu được tấm thép cán nguội có độ dày nhỏ hơn 2 mm, ví dụ nằm trong khoảng từ 0,9 mm đến 1,2 mm.

Độ dày như vậy đạt được mà không tạo ra hư hỏng nội tại đáng kể bất kỳ. Đặc biệt là, sự không có hư hỏng đáng kể này là do việc đúc dưới dạng bán thành phẩm mỏng và thành phần của thép.

Thực vậy, do tấm cán nguội được sản xuất từ sản phẩm mỏng, nên tỷ lệ giảm sau khi cán nóng và nguội cần thiết để đạt được độ dày đã cho được giảm. Do đó, sự xuất hiện của các va chạm giữa các kết tủa TiB_2 , mà có thể dẫn đến hư hỏng, được giảm.

Hơn nữa, do mức độ phân bố cỡ hạt của các kết tủa TiB_2 , đạt được nhờ độ dày thấp của bán thành phẩm này và thành phần, nên tỷ lệ giảm khi cán nguội lên đến 40%, và thậm chí lên đến 50% có thể đạt được mà không tạo ra sự hư hỏng nội tại đáng kể bất kỳ.

Thực vậy, do thép không có các kết tủa TiB_2 thô, nên các hư hỏng xảy ra bởi sự mất liên kết trên bề mặt phân cách, khiến cho động học làm hư hỏng là chậm. Ngoài ra, sự va chạm của các kết tủa TiB_2 , do kích cỡ nhỏ của chúng, không dẫn đến hư hỏng đáng kể bất kỳ.

Kết quả là, sự xuất hiện của các hư hỏng trong khi cán nguội được giảm đáng kể.

Sau khi cán nguội, tấm thép cán nguội có thể được ủ. Ví dụ, việc ủ được thực hiện bằng cách nung tấm thép cán nguội ở tốc độ nung trung bình, tốt hơn là nằm trong

khoảng từ 2 đến 4°C/giây, đến nhiệt độ ủ nằm trong khoảng từ 800°C đến 900°C, và giữ tấm thép cán nguội này ở nhiệt độ ủ này trong thời gian đủ nói chung nằm trong khoảng từ 45 giây đến 90 giây.

Tấm thép thu được như vậy, mà có thể được cán nóng hoặc cán nguội, có cấu trúc chủ yếu là ferit, tức là được cấu thành bởi ferit, tối đa 10% austenit, và các kết tủa. Nói chung, tấm thép thu được như vậy có cấu trúc ferit ở nhiệt độ trong phòng, tức là cấu trúc chứa ferit và các kết tủa, mà không có austenit.

Tấm thép thu được như vậy có các kết tủa TiB_2 , mà là các kết tủa TiB_2 otectic, phần thể tích của các kết tủa TiB_2 ít nhất là 9%.

Tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 trong tấm thép có diện tích bề mặt nhỏ hơn $8 \mu m^2$ ít nhất là 96%. Ngoài ra, tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $3 \mu m^2$ tốt hơn nếu ít nhất là 80%, và tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $25 \mu m^2$ tốt hơn là 100%.

Đặc biệt là, đây là trường hợp trong vùng lõi của tấm.

Tấm thép thu được như vậy bao gồm lượng rất nhỏ các kết tủa TiC , do hàm lượng C thấp của thép và quy trình sản xuất, và sự không có kết tủa gây ra peritecti trong quá trình hóa rắn. Cụ thể, phần thể tích của các kết tủa TiC trong cấu trúc thấp hơn 0,5%, nói chung thấp hơn 0,36%.

Tấm thép thu được như vậy không có các kết tủa Fe_2B .

Với quy trình sản xuất này, việc tạo ra các khuyết tật bề mặt và nứt trong sản phẩm đúc và tấm thép là tránh được.

Đặc biệt là, sự giảm về độ cứng đạt được do hàm lượng Ti^* cao cho phép tránh được sự xuất hiện của các khuyết tật bề mặt, vết lõm và sự rò rỉ trong sản phẩm đúc.

Ngoài ra, tấm thép thu được như vậy có khả năng tạo hình, độ dai và độ bền mỗi rất cao, khiến cho các chi tiết có hình dạng phức tạp có thể được sản xuất từ các tấm như vậy.

Đặc biệt là, các hư hỏng trong tấm thép mà có thể do việc cán nóng và/hoặc cán nguội được giảm đến mức tối thiểu, khiến cho thép có độ dẻo được cải thiện trong khi các bước tạo hình sau đó và độ dai được cải thiện.

Hơn nữa, mô đun đàn hồi cao khi kéo của thép theo sáng chế làm giảm mức độ biến dạng sau các bước tạo hình và từ đó làm tăng độ chính xác kích thước trên các chi tiết hoàn thiện.

Để tạo ra một chi tiết, tấm thép được cắt để tạo ra phôi, và phôi này được làm biến dạng, ví dụ bằng cách kéo hoặc uốn cong, ở nhiệt độ khoảng nằm trong khoảng từ 20 đến 900° C.

Có lợi nếu, các chi tiết kết cấu được sản xuất bằng cách hàn tấm thép hoặc phôi theo sáng chế vào tấm thép hoặc phôi khác, có thành phần giống hoặc khác, và có độ dày giống hoặc khác, để thu được khối hàn có các đặc tính cơ học thay đổi, mà có thể còn được làm biến dạng để tạo ra chi tiết.

Ví dụ, tấm thép theo sáng chế có thể được hàn vào tấm thép được làm bằng thép có thành phần khối lượng như sau:

$$0,01\% \leq C \leq 0,25\%$$

$$0,05\% \leq Mn \leq 2\%$$

$$Si \leq 0,4\%$$

$$Al \leq 0,1\%$$

$$Ti \leq 0,1\%$$

$$Nb \leq 0,1\%$$

$$V \leq 0,1\%$$

$$Cr \leq 3\%$$

$$Mo \leq 1\%$$

$$Ni \leq 1\%$$

$$B \leq 0,003\%$$

phần còn lại là sắt và các tạp chất không thể tránh khỏi thu được từ việc nấu chảy.

Ví dụ thực hiện sáng chế

Để làm các ví dụ và các ví dụ so sánh, các tấm được làm bằng thép có thành phần theo bảng I, được sản xuất, các nguyên tố được thể hiện theo phần trăm khối lượng.

Bảng 1

	C	Mn	Si	Al	S	P	Ti	B	Cr	Ti*=Ti- 2,215*B
A	0,0227	0,061	0,168	0,039	0,0067	0,008	5,32	1,67	0,12	1,6
B	0,04	0,09	0,14	0,146	0,0015	0,009	6,34	2,34	0,075	1,16
C	0,036	0,07	0,15	0,065	0,001	0,01	5,3	<u>2,05</u>	0,05	<u>0,75</u>

Trong bảng 1, giá trị gạch dưới là không theo sáng chế.

Các thép này được đúc dưới dạng bán thành phẩm:

- thép A được đúc liên tục dưới dạng tấm có độ dày 65 mm (mẫu I1),

- thép B được đúc dưới dạng dẹt cỡ trọng lượng 300kg, có tiết diện 130 mm x 130 mm (mẫu R1),

- thép C được đúc dưới dạng tấm mỏng có độ dày 45 mm (mẫu R2).

Tốc độ hóa rắn trong quá trình hóa rắn của các sản phẩm đúc được đánh giá trên bề mặt và ở lõi của sản phẩm, và được báo cáo trong Bảng 2 dưới đây.

Bảng 2

Mẫu đối chứng	Thành phần thép	Ở bề mặt (cm/giây)	Ở lõi (cm/giây)
I1	A	0,3	0,06
R1	B	<u>0,001</u>	<u>0,0001</u>
R2	C	0,3	<u>0,01</u>

Trong bảng 2, các giá trị gạch dưới là không theo sáng chế.

Mẫu I1 được đúc dưới dạng tấm mỏng, có độ dày nhỏ hơn 110 mm.

Ngoài ra, thành phần (A) của mẫu I1 là theo sáng chế, và do đó có hàm lượng Ti tự do ít nhất là 0,95%, sao cho trong quá trình hóa rắn, không có hoặc rất ít có sự biến đổi pha xảy ra, cho phép quá trình làm nguội bằng cách thấm ướt lại.

Do độ dày thấp của được đúc sản phẩm và quá trình làm nguội bằng cách thấm ướt lại, nên tốc độ hóa rắn đối với mẫu I1 có thể cao hơn 0,03 cm/giây, thậm chí ở lõi của bán thành phẩm.

Trái lại, mẫu R1 có thành phần (B) theo sáng chế, nhưng không được đúc dưới dạng bán thành phẩm mỏng, có độ dày lớn hơn 110 mm.

Kết quả là, tốc độ hóa rắn có thể không đạt các giá trị đích, không ở lõi cũng không trên bề mặt của bán thành phẩm.

Mẫu R2 không có thành phần (C) theo sáng chế, có hàm lượng B cao hơn (0,45xTi) - 0,43. Do vậy, mẫu R2 có hàm lượng Ti tự do thấp hơn 0,95% (0,75%).

Do vậy, thậm chí nếu thép được đúc dưới dạng dải mỏng, biến đổi pha quan trọng xảy ra trong quá trình hóa rắn, khiến cho quá trình làm nguội có thể không được thực hiện bằng cách thấm ướt lại. Kết quả là, tốc độ hóa rắn không đạt 0,03 cm/giây ở lõi của sản phẩm.

Các tác giả sáng chế đã nghiên cứu khả năng tạo hình nóng của các mẫu I1 và R2.

Đặc biệt là, khả năng tạo hình nóng của dưới dạng đúc các mẫu I1 và R2 được đánh giá bằng cách thực hiện các thử nghiệm nén biến dạng mặt phẳng nóng với các tốc độ biến dạng khác nhau khi nhiệt độ nằm trong khoảng từ 950°C đến 1200°C.

Cuối cùng, các mẫu Rastegaiev được lấy mẫu từ dưới dạng đúc các mẫu I1 và R2. Các mẫu này được nung nóng đến nhiệt độ 950°C, 1000°C, 1100°C hoặc 1200°C, và sau đó được ép bằng hai lần dập, nằm ở các phía đối diện của mẫu thử nghiệm, với tốc độ biến dạng khác nhau 0,1 giây⁻¹, 1 giây⁻¹, 10 giây⁻¹ hoặc 50 giây⁻¹. Các ứng suất được xác định, và đối với mỗi thử nghiệm, ứng suất tối đa được đánh giá.

Bảng 3 dưới đây cho thấy ở mỗi nhiệt độ và đối với mỗi mẫu I1 và R2, phần austenit trong cấu trúc ở nhiệt độ này, và ứng suất tối đa được xác định ở mỗi nhiệt độ đối với mỗi tốc độ biến dạng.

Bảng 3

	950°C		1000°C		1100°C		1200°C	
	I1	R2	I1	R2	I1	R2	I1	R2
% austenit	< 10%	100%	< 10%	100%	< 10%	100%	< 10%	100%
Tốc độ biến dạng (giây ⁻¹)	Ứng suất tối đa (MPa)							
0,1	93	196	70	169,5	47	127	27	81
1	138	230	108	209	75	164	53	112
10	199	270	169	253	125	212	90	153
50	236	316	204	294	155	250	126	191

Các kết quả này cho thấy rằng ứng suất tối đa đạt được đối với mẫu I1 là thấp hơn nhiều đối với mẫu R2, bất kể nhiệt độ nằm trong khoảng từ 950°C đến 1200°C và bất kể tốc độ biến dạng, ứng suất tối đa đối với thép I1 lên đến 67% thấp hơn ứng suất tối đa đạt được đối với thép R2.

Đặc biệt là, sự giảm này về ứng suất tối đa là do sự khác nhau giữa cấu trúc của mẫu I1, mà chủ yếu là ferit ở mọi nhiệt độ, và cấu trúc của mẫu R2, mà chịu sự biến đổi pha và trở thành austenit ở nhiệt độ cao. Sự giảm này ngụ ý là ở nhiệt độ cao, độ cứng của thép theo sáng chế được giảm đáng kể so với thép có hàm lượng Ti* thấp hơn 0,95%, do đó khả năng tạo hình nóng được cải thiện.

Khả năng tạo hình nóng của các mẫu I1 và R2 dưới dạng đúc còn được đánh giá bằng cách thực hiện thử nghiệm kéo ở nhiệt độ cao trên thiết bị mô phỏng cơ nhiệt Gleeble.

Đặc biệt là, sự giảm diện tích được xác định ở nhiệt độ nằm trong khoảng từ 600°C đến 1100°C.

Các kết quả của các thử nghiệm này, được minh họa trên Fig. 5, cho thấy rằng độ dẻo nóng của mẫu I1 vẫn cao thậm chí ở nhiệt độ giảm, đặc biệt là ở nhiệt độ nằm trong khoảng từ 800°C đến 900°C, mặc dù độ dẻo của mẫu R2 giảm mạnh theo nhiệt độ.

Kết quả là, mẫu I1 có thể được xử lý ở nhiệt độ thấp hơn so với mẫu R2. Ngược lại, trong quá trình sản xuất, sự xuất hiện của nứt hoặc sự rò rỉ trong mẫu I1 sẽ được giảm đáng kể so với mẫu R2.

Các tác giả sáng chế còn cho thấy rằng các kết tủa TiB_2 của các sản phẩm đúc trên các mẫu tính từ $\frac{1}{4}$ độ dày của các mẫu I1, R1 và R2, và mẫu tính từ một nửa độ dày của mẫu I1 bằng cách phân tích hình ảnh bằng kính hiển vi điện tử quét (SEM). Các mẫu để kiểm tra bằng kính hiển vi được chuẩn bị bằng cách sử dụng kỹ thuật luyện kim tiêu chuẩn để chuẩn bị bề mặt và được khắc ăn mòn bằng chất phản ứng nital.

Mức độ phân bố cỡ hạt được báo cáo trong bảng 4 dưới đây.

Như được thể hiện trong Bảng 4, mẫu R1 có tỷ lệ các kết tủa thô cao, có diện tích bề mặt lớn hơn $8 \mu m^2$.

Mẫu R2 bao gồm phần các kết tủa TiB_2 nhỏ lớn hơn so với mẫu R1. Tuy nhiên, tỷ lệ phần trăm của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $8 \mu m^2$ đối với mẫu R2 không đạt 96%.

Trái lại, mẫu I1 có kết tủa TiB_2 phần rất cao với diện tích tối đa $8 \mu m^2$, đặc biệt là cao hơn 96% Ngoài ra, phần kết tủa TiB_2 với diện tích tối đa $3 \mu m^2$ là cao hơn 80%, và toàn bộ các kết tủa TiB_2 có diện tích nhỏ hơn hoặc bằng $25 \mu m^2$.

Bảng 4

Mẫu đối chứng	Tỷ lệ phần trăm của TiB_2 với diện tích tối đa $3 \mu m^2$	Tỷ lệ phần trăm của TiB_2 với diện tích tối đa $8 \mu m^2$	Tỷ lệ phần trăm của TiB_2 với diện tích tối đa $25 \mu m^2$
I1	83,9	96,7	100
R1	46,6	<u>70,3</u>	86,7
R2	81,2	<u>94,5</u>	98,5

Trong bảng 4, các giá trị gạch dưới là không theo sáng chế.

Ngoài ra, sau khi hóa rắn, mẫu I1 được nung nóng đến nhiệt độ 1200°C, sau đó cán nóng nhiệt độ cán cuối 920°C, để tạo ra tấm cán nóng có độ dày 2,4 mm.

Tấm thép cán nóng I1 còn được cán nguội với tỷ lệ giảm 40% để thu được tấm cán nguội có độ dày 1,4 mm.

Sau khi cán nguội, tấm thép I1 được nung nóng với tốc độ nung trung bình 3°C/giây đến nhiệt độ ủ 800°C và được giữ ở nhiệt độ này trong thời gian 60 giây.

Sau khi hóa rắn, các mẫu R1 và R2 được làm nguội đến nhiệt độ trong phòng, sau đó được nung đến nhiệt độ 1150°C và cán nóng với nhiệt độ cán cuối 920°C để tạo ra tấm cán nóng có độ dày lần lượt là 2,2 mm và 2,8 mm.

Vi cấu trúc của các tấm cán nóng được sản xuất từ các mẫu I1, R1 và R2 được nghiên cứu bằng cách thu lấy các mẫu ở các vị trí nằm ở ¼ độ dày của các tấm và ở một nửa độ dày của các tấm, để quan sát cấu trúc dọc theo mặt phẳng dọc lần lượt ở một nửa khoảng cách giữa lõi và bề mặt của các tấm và ở lõi của các tấm.

Vi cấu trúc được quan sát bằng kính hiển vi điện tử quét (SEM) sau khi khắc ăn mòn bằng chất phản ứng Klemm.

Vi cấu trúc của thép I1, R1 và R2 ở ¼ độ dày lần lượt được thể hiện trên Fig.6, Fig.7 và Fig.8.

Vi cấu trúc của các tấm thép I1, R1 và R2 ở một nửa độ dày lần lượt được thể hiện trên Fig.9, Fig.10 và Fig.11.

Các hình vẽ này cho thấy rằng cấu trúc của thép I1 là rất mịn, cả ở ¼ độ dày và ở lõi của sản phẩm.

Trái lại cấu trúc của thép R1, được làm nguội với tốc độ hóa rắn thấp hơn, bao gồm các hạt thô.

Cấu trúc của thép R2, mặc dù bao gồm các hạt mịn ở ¼ độ dày, cũng bao gồm các hạt thô, đặc biệt là ở lõi của bán thành phẩm.

Nói chung, cấu trúc của thép I1 là rất đồng nhất, trong khi cấu trúc của mỗi thép R1 và R2 đều bao gồm các hạt có kích thước rất khác nhau.

Các tác giả sáng chế còn nghiên cứu khả năng tạo hình nguội của thép I1, R1 và R2.

Khả năng tạo hình nguội của thép được đánh giá trên các tấm thép được sản xuất từ thép đúc I1, R1 và R2 bằng các thử nghiệm biến dạng phẳng.

Đặc biệt là, các mẫu được thu từ các tấm được làm bằng thép I1, R1 và R2, và các đường cong giới hạn định hình đối với thép I1, R1 và R2 được xác định. Các đường cong giới hạn định hình được minh họa trên Fig.12, và phép đo được báo cáo trong bảng 5 dưới đây.

Như được thể hiện by Hình 12 và Bảng 5, thép I1 has an được cải thiện khả năng tạo hình so với thép R1 và R2.

Mặc dù không bị ràng buộc bởi lý thuyết bấy kỳ, nhưng đã cho rằng sự có mặt của các kết tủa TiB_2 thô trong thép R1 và R2, thậm chí với số lượng nhỏ, thúc đẩy sự định vị của biến dạng trong các bước tạo hình, trong trường hợp này trong khi uốn cong, điều này dẫn đến khả năng tạo hình kém hơn so với thép I1. Còn cho rằng sự định vị này có thể do sự hư hỏng sớm của các kết tủa TiB_2 thô va chạm nhau.

Trái lại, thép I1 không chứa các kết tủa thô, điều này làm giảm đến mức tối thiểu sự va chạm của các kết tủa TiB_2 và do đó cải thiện khả năng tạo hình.

Bảng 5

Thép	ε_2	ε_1
I1	-0,061	0,292
	-0,052	0,275
	0,007	0,224
	0,02	0,229
	0,031	0,2
	0,034	0,247
	0,047	0,205
	0,058	0,212
	0,062	0,24
R1	0,00718	0,165
	0,00821	0,161
	0,0103	0,136
R2	0,016	0,104
	0,017	0,107
	0,021	0,111
	0,023	0,144

Để khẳng định rằng kích thước của các kết tủa TiB_2 ảnh hưởng đến khả năng tạo hình, các tác giả sáng chế đã thực hiện việc cán nguội tấm thép cán nóng R1, thu được bằng quy trình nêu trên với tỷ lệ giảm khi cán nguội là 50%. Sau khi cán nguội, tấm thép R1 được nung nóng với tốc độ nung trung bình $3^\circ\text{C}/\text{giây}$ đến nhiệt độ ủ 800°C và được giữ ở nhiệt độ này trong thời gian 60 giây.

Sau đó, các tác giả sáng chế đã thu lấy các mẫu từ bề mặt và từ lõi của tấm thép cán nguội R1 (sau khi ủ), và quan sát các mẫu này bằng kính hiển vi điện tử quét.

Các cấu trúc được quan sát trên bề mặt và ở lõi được minh họa lần lượt trên Fig.13 và Fig.14.

Như có thể thấy được trên các hình vẽ này, mẫu thử nghiệm được thu từ bề mặt của tấm có một số hư hỏng, không giống mẫu thử nghiệm được thu lấy từ lõi, trong đó sự hư hỏng quan trọng được quan sát.

Các quan sát này khẳng định rằng các kết tủa TiB_2 thô, mà chủ yếu là nằm ở lõi của tấm do tốc độ hóa rắn chậm hơn trong phần này, gây ra việc làm hư hỏng trong quá trình biến dạng và do đó làm giảm khả năng tạo hình của thép.

Khả năng uốn cong của thép I1, R1 và R2 được đánh giá bằng cách thực hiện thử nghiệm uốn cong gờ (còn được gọi là thử nghiệm gấp mép 90°) trên các mẫu được thu từ các tấm thép cán nóng được làm bằng thép I1, R1 và R2, và từ tấm thép cán nguội (sau khi ủ) được làm bằng thép I1.

Các mẫu này được giữ giữa miếng đệm áp lực và một cái khuôn, và một cái khuôn trượt được trượt để uốn cong phần mẫu nhô ra khỏi miếng đệm và khuôn dập này. Thử nghiệm uốn cong được thực hiện theo hướng cán (RD) và theo hướng ngang (TD), theo tiêu chuẩn EN ISO 7438:2005.

Khả năng uốn cong được đặc trưng bởi tỷ lệ R/t giữa bán kính cong R của tấm đã được uốn cong này (tính theo mm) và độ dày t của mẫu này (tính theo mm).

Các kết quả như được tóm tắt trong bảng 6 dưới đây.

Bảng 6

Mẫu	t (mm)	R/t (RD)	R/t (TD)
I1	2,4	0,8	0,3
I1	1,4	0,4	0,3
R1	2,2	2,7	2,7
R2	2,8	2,1	1,4

Trong bảng này, t là độ dày của mẫu, và R/t là tỷ lệ đo được giữa bán kính cong của tấm đã được uốn cong và độ dày.

Các kết quả này thể hiện rằng thép theo sáng chế có khả năng uốn cong cải thiện so với thép R1 và R2.

Năng lượng Charpy thép I1 và R2 còn được xác định trên các mẫu được thu từ các tấm cán nóng, ở nhiệt độ nằm trong khoảng từ -80°C đến 20°C .

Đặc biệt là, mẫu thử nghiệm va chạm Charpy kích thước phụ (10 mm x 55 mm x độ dày của tấm) với rãnh V sâu 2 mm, với góc 45° và bán kính 0,25 mm thu được từ các tấm thép cán nóng được làm bằng thép I1 và R2.

Ở mỗi nhiệt độ, mật độ bề mặt Kcv của năng lượng va đập được đo. Ở mỗi nhiệt độ, thử nghiệm được thực hiện trên hai mẫu, và giá trị trung bình của hai mẫu thử nghiệm được tính toán.

Các kết quả được minh họa trên Fig.15, và được báo cáo trong bảng 7 dưới đây.

Trong bảng này, T là nhiệt độ tính theo độ bách phân và Kcv là mật độ bề mặt năng lượng va đập tính theo J/cm². Ngoài ra, kiểu gãy (gãy dẻo, kiểu hỗn hợp của gãy dẻo và gãy giòn) được báo cáo.

Như được thể hiện trong Bảng 7 và Fig.15, năng lượng Charpy của thép I1 của Theo sáng chế là cao hơn nhiều so với năng lượng Charpy của thép R2. Ngoài ra, nhiệt độ chuyển từ kiểu dẻo sang kiểu gãy hỗn hợp đối với thép I1 được giảm so với thép R2.

Đặc biệt là, trong thép theo sáng chế, vết nứt gãy vẫn dẻo 100% ở nhiệt độ -20°C.

Bảng 7

T (°C)	Thép I1 (độ dày=1,45 mm)		Thép R2 (độ dày=1,8 mm)	
	Kcv (J/cm ²)	Kiểu gãy	Kcv (J/cm ²)	Kiểu gãy
-80	33	hỗn hợp	3	giòn
-60	33	hỗn hợp	6	giòn
-40	35	hỗn hợp	15	hỗn hợp
-20	38	dẻo	25	hỗn hợp
0	39	dẻo	29	hỗn hợp
20	41	dẻo	33	dẻo

Do đó, các thử nghiệm này đã thể hiện rằng thép theo sáng chế là thép khả năng tạo hình, độ dẻo và độ dai được cải thiện so với:

- thép R1, có hàm lượng Ti* lớn hơn 0,95% nhưng không được đúc dưới dạng sản phẩm mỏng, và do vậy có TiC và các kết tủa TiB₂ thô,
- thép R2, được đúc dưới dạng sản phẩm mỏng nhưng có hàm lượng Ti* thấp hơn 0,95%, và do vậy có TiC và có thể có các kết tủa TiB₂ với diện tích bề mặt cao hơn 8 μm².

Cuối cùng, các đặc tính cơ học của các tấm thép I1, R1 và R2 được xác định. Bảng 8 dưới báo cáo giới hạn chảy YS, độ bền kéo TS, độ giãn dài đồng đều UE, tổng độ

giãn dài TE và mô đun đàn hồi khi kéo E, hệ số hóa cứng khi gia công n và hệ số Lankford r. Bảng 8 cũng báo cáo tỷ lệ phần trăm thể tích của các kết tủa TiB_2 (f_{TiB_2}) đối với mỗi loại thép.

Bảng 8

Mẫu	YS (MPa)	TS (MPa)	UE (%)	TE (%)	n	r	f_{TiB_2} (%)	E (GPa)
I1	300	653	15,4	23,3	0,214	0,7	9	232
R1	245	530	14,2	19,7	0,192	0,8	12	240
R2	291	567	15,2	20,8	0,2	0,7	10,9	240

Các kết quả này đã thể hiện rằng các đặc tính cơ học của thép I1 được cải thiện so với các đặc tính cơ học của thép R1 và R2. Cụ thể, sự cải thiện này là nhờ tỷ lệ cao của các kết tủa rất nhỏ trong thép I1, so với thép R1 và R2.

Do đó, sáng chế đã tạo ra tấm thép và phương pháp sản xuất nó có cả mô đun đàn hồi cao khi kéo, tỷ trọng thấp, lẫn khả năng đúc được cải thiện và khả năng tạo hình. Vì vậy, tấm thép theo sáng chế có thể được đảm bảo để tạo ra các chi tiết có các hình dạng phức tạp, mà không gây ra các hư hỏng hoặc các khuyết tật bề mặt.

YÊU CẦU BẢO HỘ

1. Tấm thép được làm bằng thép có thành phần khối lượng như sau:

$$0,010\% \leq C \leq 0,080\%$$

$$0,06\% \leq Mn \leq 3\%$$

$$Si \leq 1,5\%$$

$$0,005\% \leq Al \leq 1,5\%$$

$$S \leq 0,030\%$$

$$P \leq 0,040\%,$$

Ti và B sao cho:

$$3,2\% \leq Ti \leq 7,5\%$$

$$(0,45xTi) - 1,35 \leq B \leq (0,45xTi) - 0,43$$

tùy ý một hoặc nhiều nguyên tố được chọn trong số:

$$Ni \leq 1\%$$

$$Mo \leq 1\%$$

$$Cr \leq 3\%$$

$$Nb \leq 0,1\%$$

$$V \leq 0,1\%$$

phần còn lại là sắt và các tạp chất không thể tránh khỏi thu được từ việc nấu chảy,

tấm thép này có cấu trúc chứa ferit, tối đa 10% austenit, và các kết tủa, các kết tủa này có các kết tủa orectic của TiB_2 , phần thể tích của các kết tủa TiB_2 chiếm ít nhất 9% toàn bộ cấu trúc, tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $8 \mu m^2$ ít nhất là 96%,

tấm thép này không có các kết tủa Fe_2B , và tấm thép này không có các kết tủa TiC , hoặc các kết tủa TiC với phần thể tích nhỏ hơn 0,5%,

tấm thép này có hàm lượng Ti tự do ít nhất là 0,95%.

2. Tấm thép theo điểm 1, trong đó tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $3 \mu m^2$ ít nhất là 80%.

3. Tấm thép theo điểm bất kỳ trong số các điểm 1 hoặc 2, trong đó tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $25 \mu\text{m}^2$ là 100%.

4. Tấm thép theo điểm bất kỳ trong số các điểm từ 1 đến 3, trong đó trong vùng lõi của tấm thép, tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $8 \mu\text{m}^2$ ít nhất là 96%, tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $3 \mu\text{m}^2$ tốt hơn nếu ít nhất là 80% và tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $25 \mu\text{m}^2$ tốt hơn là 100%.

5. Tấm thép theo điểm bất kỳ trong số các điểm 1 đến 4, trong đó hàm lượng titan, bo và mangan sao cho:

$$(0,45 \times \text{Ti}) - 1,35 \leq B \leq (0,45 \times \text{Ti}) - (0,261 \times \text{Mn}) - 0,414.$$

6. Tấm thép theo điểm bất kỳ trong số các điểm 1 đến 5, trong đó hàm lượng titan và bo sao cho:

$$(0,45 \times \text{Ti}) - 1,35 \leq B \leq (0,45 \times \text{Ti}) - 0,50.$$

7. Tấm thép theo điểm bất kỳ trong số các điểm 1 đến 6, trong đó thành phần này là sao cho $C \leq 0,050\%$.

8. Tấm thép theo điểm bất kỳ trong số các điểm 1 đến 7, trong đó thành phần này là sao cho $\text{Al} \leq 1,3\%$.

9. Tấm thép theo điểm bất kỳ trong số các điểm 1 đến 8, trong đó tấm thép này có năng lượng Charpy Kcv ít nhất là 25 J/cm^2 ở nhiệt độ -40°C .

10. Quy trình sản xuất tấm thép, quy trình này lần lượt bao gồm các bước sau:

- tạo ra thép có thành phần khối lượng như sau:

$$0,010\% \leq C \leq 0,080\%$$

$$0,06\% \leq \text{Mn} \leq 3\%$$

$$\text{Si} \leq 1,5\%$$

$$0,005\% \leq \text{Al} \leq 1,5\%$$

$$\text{S} \leq 0,030\%$$

$$\text{P} \leq 0,040\%,$$

Ti và B sao cho:

$$3,2\% \leq \text{Ti} \leq 7,5\%$$

$$(0,45 \times \text{Ti}) - 1,35 \leq \text{B} \leq (0,45 \times \text{Ti}) - 0,43$$

tùy ý một hoặc nhiều nguyên tố được chọn trong số:

$$\text{Ni} \leq 1\%$$

$$\text{Mo} \leq 1\%$$

$$\text{Cr} \leq 3\%$$

$$\text{Nb} \leq 0,1\%$$

$$\text{V} \leq 0,1\%$$

phần còn lại là sắt và các tạp chất không thể tránh khỏi,

- đúc thép này dưới dạng bán thành phẩm, nhiệt độ đúc là thấp hơn hoặc bằng $L_{\text{hóa lỏng}} + 40^\circ\text{C}$, $L_{\text{hóa lỏng}}$ là nhiệt độ hóa lỏng của thép, bán thành phẩm này được đúc dưới dạng bán thành phẩm mỏng có độ dày tối đa 110 mm, thép này được hóa rắn trong khi đúc với tốc độ hóa rắn nằm trong khoảng từ 0,03 cm/giây đến 5 cm/giây ở mọi vị trí của bán thành phẩm.

11. Quy trình theo điểm 10, trong đó bán thành phẩm được đúc dưới dạng tấm mỏng có độ dày nhỏ hơn hoặc bằng 110 mm, tốt hơn nhỏ hơn hoặc bằng 70 mm.

12. Quy trình theo điểm 11, trong đó bán thành phẩm được đúc bằng cách tạo dải nén.

13. Quy trình theo điểm 10, trong đó bán thành phẩm được đúc dưới dạng dải mỏng có độ dày nhỏ hơn hoặc bằng 6 mm, tốc độ hóa rắn nằm trong khoảng từ 0,2 cm/giây và 5 cm/giây ở mọi vị trí của bán thành phẩm.

14. Quy trình theo điểm 13, trong đó bán thành phẩm được đúc bằng cách đúc dải trực tiếp giữa các trục cán quay ngược chiều nhau.

15. Quy trình theo điểm bất kỳ trong số các điểm từ 10 đến 14, trong đó, sau khi đúc và hóa rắn, bán thành phẩm này được cán nóng, để thu được tấm thép cán nóng.

16. Quy trình theo điểm 15, trong đó giữa các bước đúc và cán nóng, nhiệt độ của bán thành phẩm vẫn cao hơn 700°C .

17. Quy trình theo điểm 15 hoặc 16, trong đó trước khi cán nóng, bán thành phẩm này được làm sạch gỉ ở nhiệt độ ít nhất là 1050°C.

18. Quy trình theo điểm bất kỳ trong số các điểm từ 15 đến 17, trong đó sau khi cán nóng, tấm thép cán nóng được cán nguội, để thu được tấm thép cán nguội có độ dày nhỏ hơn hoặc bằng 2 mm.

19. Quy trình theo điểm bất kỳ trong số các điểm từ 10 đến 18, trong đó hàm lượng titan, bo và mangan sao cho:

$$(0,45 \times \text{Ti}) - 1,35 \leq B \leq (0,45 \times \text{Ti}) - (0,261 \times \text{Mn}) - 0,414.$$

20. Quy trình theo điểm bất kỳ trong số các điểm từ 10 đến 19, trong đó thành phần này là sao cho $\text{Al} \leq 1,3\%$.

21. Phương pháp sản xuất chi tiết kết cấu bao gồm các bước:

- cắt ít nhất một phôi ra khỏi tấm thép theo điểm bất kỳ trong số các điểm 1 đến 9 hoặc được sản xuất bằng quy trình theo điểm bất kỳ trong số các điểm từ 10 đến 20, và
- làm biến dạng phôi này ở nhiệt độ nằm trong khoảng từ 20°C đến 900°C.

22. Phương pháp theo điểm 21, trong đó phương pháp này còn bao gồm bước hàn phôi này với phôi khác trước bước làm biến dạng phôi này.

23. Chi tiết kết cấu có ít nhất một phần làm bằng thép có thành phần khối lượng như sau:

$$0,010\% \leq C \leq 0,080\%$$

$$0,06\% \leq \text{Mn} \leq 3\%$$

$$\text{Si} \leq 1,5\%$$

$$0,005\% \leq \text{Al} \leq 1,5\%$$

$$\text{S} \leq 0,030\%$$

$$\text{P} \leq 0,040\%,$$

Ti và B sao cho:

$$3,2\% \leq \text{Ti} \leq 7,5\%$$

$$(0,45 \times \text{Ti}) - 1,35 \leq B \leq (0,45 \times \text{Ti}) - 0,43$$

tùy ý một hoặc nhiều nguyên tố được chọn trong số:

$$\text{Ni} \leq 1\%$$

$$\text{Mo} \leq 1\%$$

$$\text{Cr} \leq 3\%$$

$$\text{Nb} \leq 0,1\%$$

$$\text{V} \leq 0,1\%$$

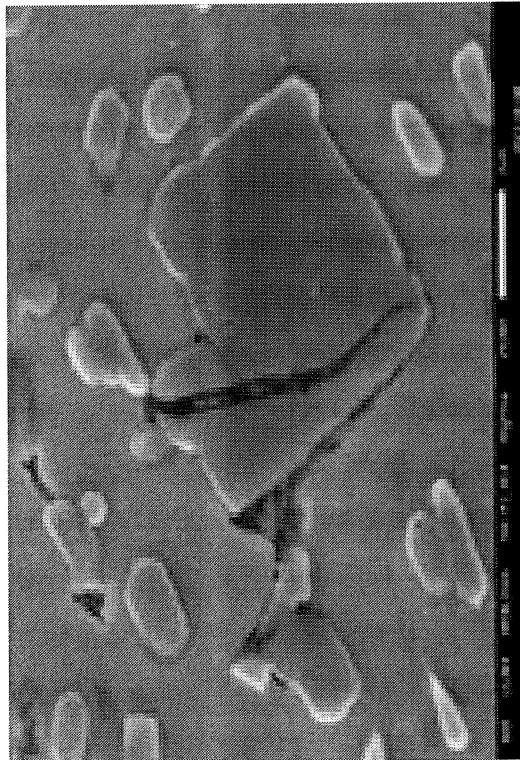
phần còn lại là sắt và các tạp chất không thể tránh khỏi thu được từ việc nấu chảy, chi tiết nêu trên có cấu trúc chứa ferit, tối đa 10% austenit, và các kết tủa, các kết tủa này có các kết tủa otectic của TiB_2 , phần thể tích của các kết tủa TiB_2 đối với toàn bộ cấu trúc của chi tiết nêu trên ít nhất là 9%, tỷ lệ của các kết tủa TiB_2 có diện tích bề mặt nhỏ hơn $8 \mu\text{m}^2$ ít nhất là 96%.

24. Chi tiết kết cấu theo điểm 23, trong đó chi tiết kết cấu này thu được bằng phương pháp theo điểm 21 hoặc 22.

1/5



2 μm

FIG.2

2 μm

FIG.1

2/5

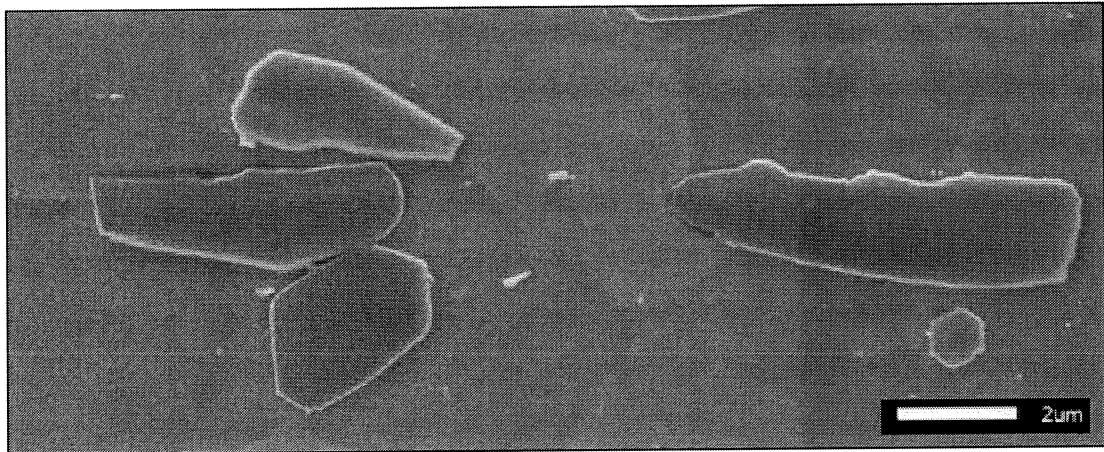


FIG.3

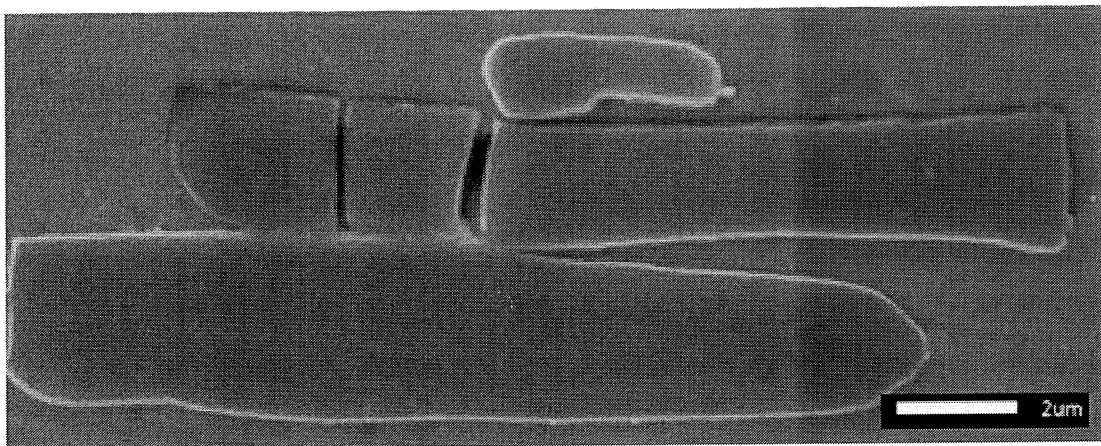
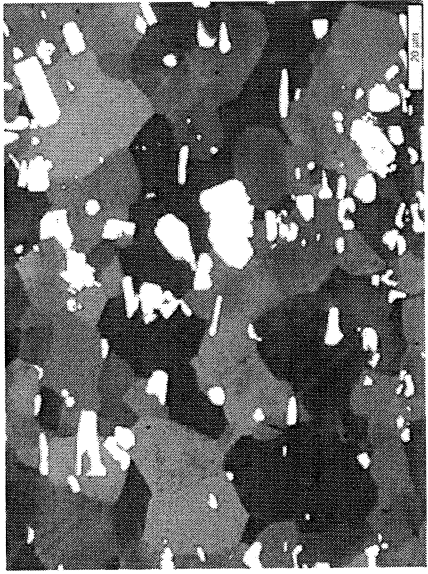
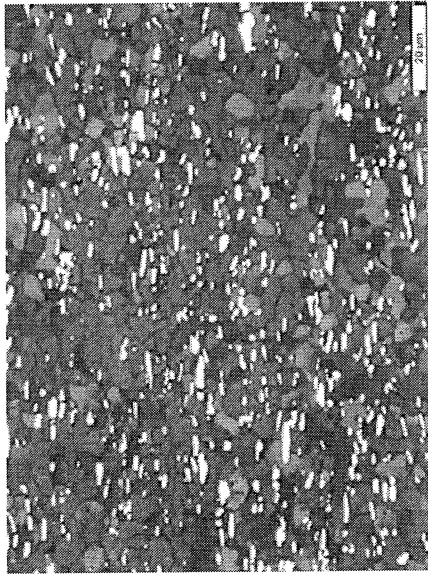
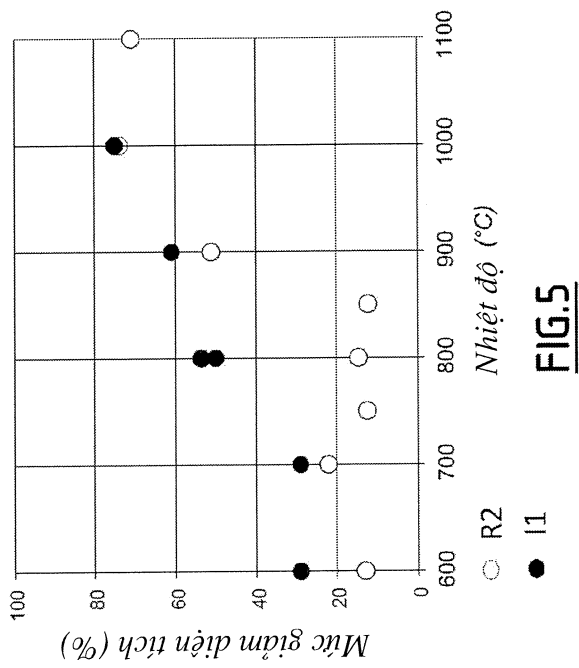
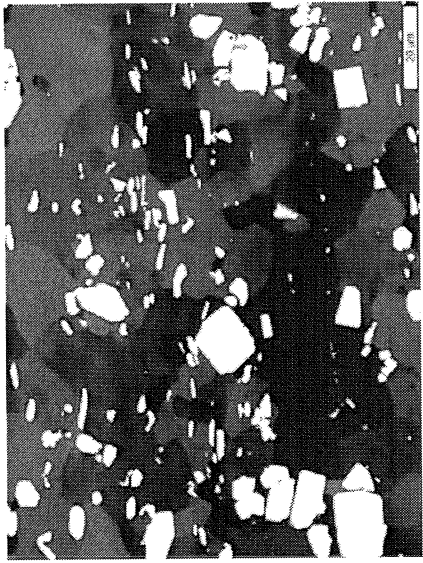
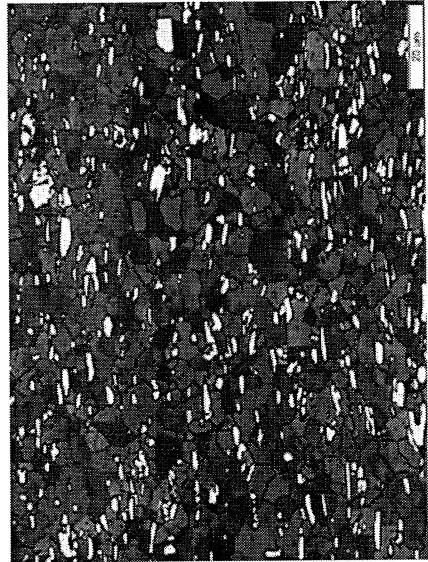
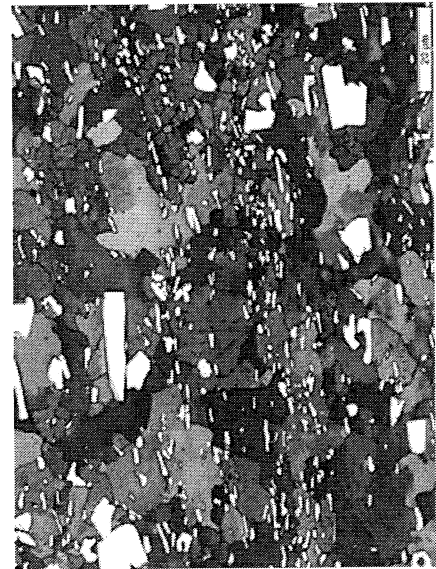


FIG.4



3/5



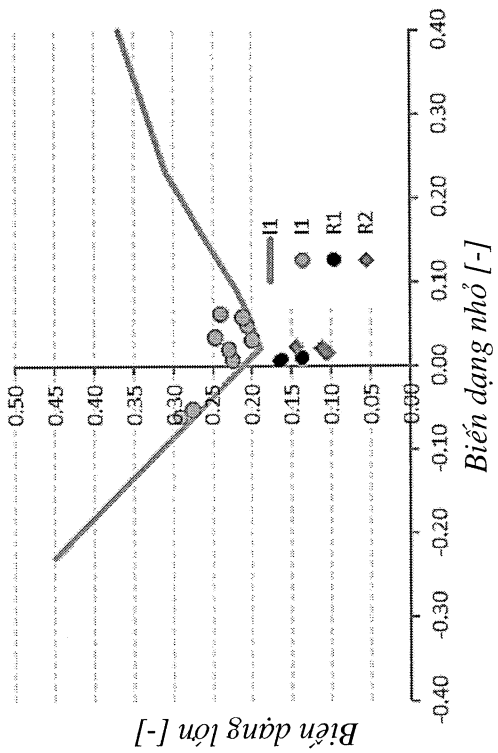


FIG.11

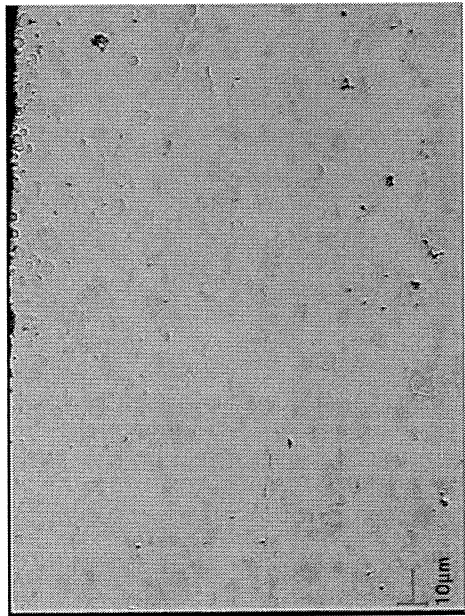


FIG.13

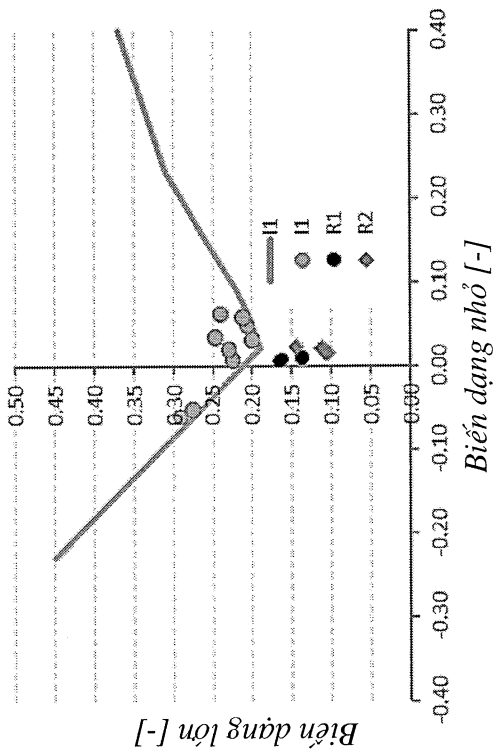


FIG.12

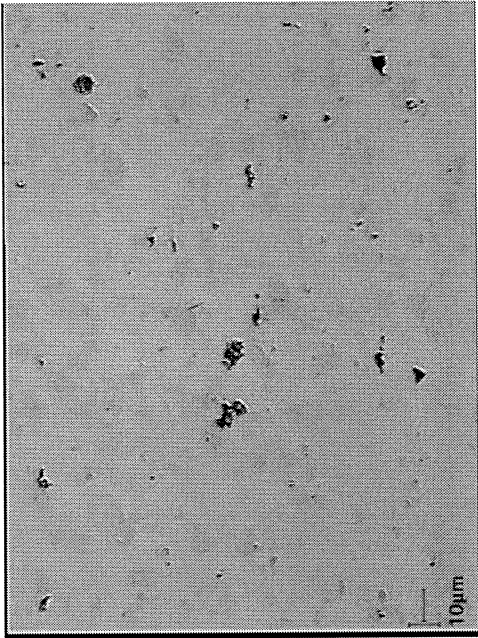


FIG.14

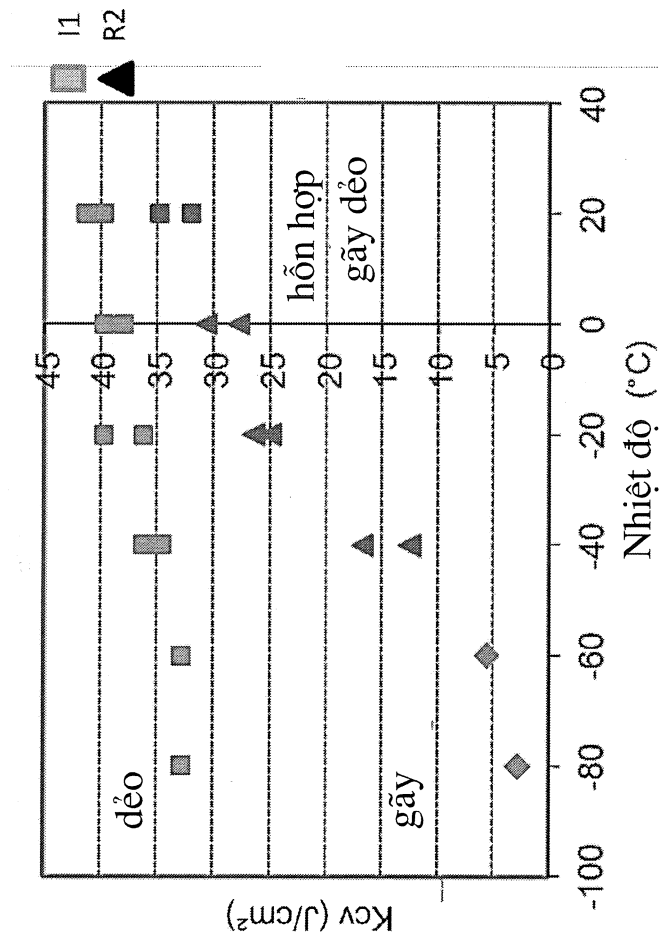


FIG.15