



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

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

(11)



1-0049379

(51)^{2022.01} C22C 38/58; C21C 7/064; C22C 19/05 (13) B

(21) 1-2023-03478

(22) 12/04/2022

(86) PCT/JP2022/017594 12/04/2022

(87) WO 2022/220242 A1 20/10/2022

(30) 2021-068346 14/04/2021 JP; 2021-068602 14/04/2021 JP; 2021-068601 14/04/2021 JP

(45) 25/07/2025 448

(43) 25/01/2024 430A

(73) NIPPON STEEL Stainless Steel Corporation (JP)

8-2, Marunouchi 1-chome, Chiyoda-ku, Tokyo 100-0005 JAPAN

(72) NISHIDA Yukihiro (JP); TSUGE Shinji (JP); OSUKI Takahiro (JP).

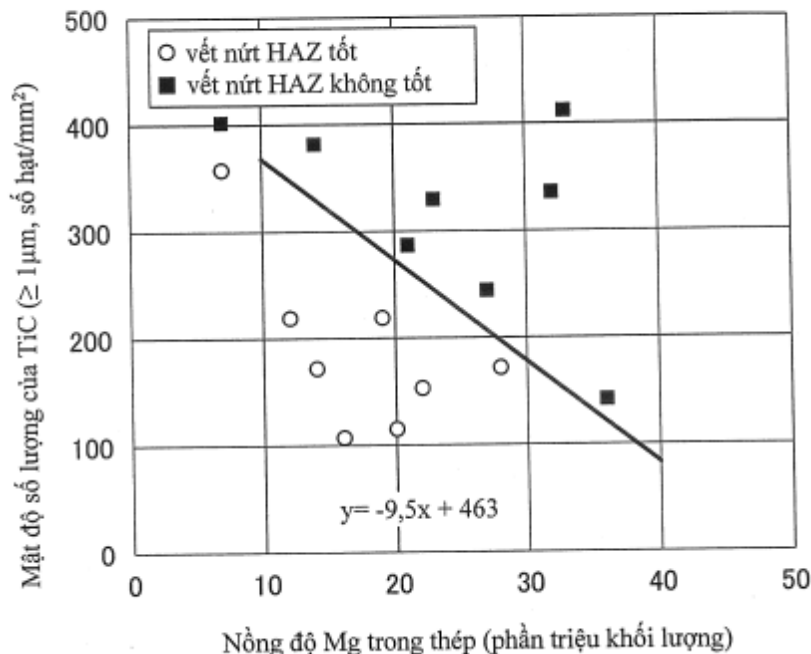
(74) Công ty TNHH một thành viên Sở hữu trí tuệ VCCI (VCCI-IP CO.,LTD)

(54) HỢP KIM CÓ HÀM LƯỢNG NIKEN CAO CÓ KHẢ NĂNG CHỐNG NÚT Ở NHIỆT ĐỘ HÀN CAO

(21) 1-2023-03478

(57) Sáng chế đề cập đến hợp kim có hàm lượng Ni cao có khả năng chống nứt nóng của mối hàn tốt bao gồm, theo % khối lượng, Cr: 16-30%, Ni: 18-50%, Al: 0,01-1,0%, và Ti: 0,01-1,5%. Theo khía cạnh thứ nhất của sáng chế, mối liên hệ giữa mật độ số lượng của các chất kết tủa TiC có đường kính hình tròn tương đương bằng hoặc lớn hơn $1,0\mu\text{m}$ và hàm lượng Mg trong thép thỏa mãn công thức (1) dưới đây. Theo khía cạnh thứ hai của sáng chế, nồng độ trung bình của S trong các tạp chất oxit và sulfua là bằng hoặc lớn hơn 0,70% khối lượng. Theo khía cạnh thứ ba của sáng chế, tỷ lệ khối lượng của CaO, MgO, và Al_2O_3 trong các tạp chất, trong đó O hoặc S được phát hiện, thỏa mãn công thức (2), các tỷ lệ khối lượng này được tính tương ứng từ nồng độ trung bình của Ca, Mg và Al trong các tạp chất, (1) mật độ số lượng của TiC (số hạt/ mm^2) $\leq 463 - 9,5 \times$ nồng độ Mg trong thép (phần triệu khối lượng) và (2) $[\text{CaO} - 0,6 \times \text{MgO}]$ (% khối lượng)/ $[\text{CaO} + \text{MgO} + \text{Al}_2\text{O}_3]$ (% khối lượng) $\geq 0,20$.

FIG. 1



Lĩnh vực kỹ thuật được đề cập

[0001]

Sáng chế đề cập đến hợp kim có hàm lượng niken (Ni) cao có khả năng chống nứt nóng của mối hàn tốt và được sử dụng làm vật liệu ở nhiệt độ cao.

Tình trạng kỹ thuật của sáng chế

[0002]

Hợp kim có hàm lượng Ni cao được sử dụng thích hợp làm vật liệu ở nhiệt độ cao. Hợp kim 800 và 825 là các hợp kim thương mại đại diện của hợp kim có hàm lượng Ni cao chứa Al và Ti. Trong những năm gần đây, nhu cầu ngày càng mở rộng ở các nước đang phát triển và cần phát triển kỹ thuật để cung cấp các sản phẩm rẻ tiền có chất lượng bề mặt và khả năng sử dụng tốt. Vì lý do này, phương pháp sản xuất đã chuyển từ phương pháp phối thép thông thường sang đúc liên tục. Trong khi đó, đã biết rằng hợp kim có hàm lượng Ni cao được sản xuất bằng cách đúc liên tục rất dễ bị các vết nứt phối bên trong trong khi đúc, các vết nứt ở mép trong khi gia công nóng, và các khuyết tật bề mặt của sản phẩm. Do đó, theo quan điểm cải thiện năng suất của hợp kim có hàm lượng Ni cao trong quá trình đúc liên tục, việc cải thiện và phát triển thiết kế thành phần hóa học, các kỹ thuật tinh luyện, đúc, và gia công nóng hợp kim đã được thúc đẩy.

[0003]

Để làm các tài liệu sáng chế liên quan đến kỹ thuật đúc liên tục, ví dụ, tài liệu sáng chế 1 bộc lộ kỹ thuật liên quan đến hệ thành phần và phương pháp sản xuất trong đó hàm lượng của Ti, N, và Si được giảm tới mức thấp để làm phương pháp ngăn chặn sự tạo ra các khuyết tật bề mặt. Tài liệu sáng chế 2 bộc lộ phương pháp sản xuất để ngăn sự tắc đầu phun và các khuyết tật bề mặt bằng cách không bổ sung hợp kim Ca. Tài liệu này mô tả các nhược điểm là việc bổ sung hợp kim Ca gây ra sự liên kết với oxy trong hợp kim nóng chảy để tạo thành các tạp chất phi kim loại trên cơ sở oxit, chúng kết khối và tăng kích thước, dẫn đến tạo ra các khuyết tật thẳng trên bề mặt của tấm hợp kim là sản phẩm cuối. Trong tài liệu sáng chế 3, để ngăn ngừa sự kết khối thô của các tạp chất TiN mà gây ra sự tạo thành các khuyết tật bề mặt, các tạp chất CaO-MgO-Al₂O₃, là các

tạp chất oxit, được bao gồm để làm các thành phần cần thiết, và tỷ lệ phần trăm của số lượng hạt của CaO và MgO trong tổng số lượng hạt của các tạp chất được xác định là bằng hoặc nhỏ hơn 50%.

[0004]

Các lĩnh vực liên quan được mô tả ở trên định nghĩa hệ thành phần và thành phần của các tạp chất theo quan điểm năng suất, đặc biệt là ngăn chặn các khuyết tật bề mặt.

Danh mục tài liệu viện dẫn

Tài liệu sáng chế

[0005]

Tài liệu sáng chế 1 JP2003-147492 A

Tài liệu sáng chế 2 JP2014-189826 A

Tài liệu sáng chế 3 JP2018-59148 A

Bản chất kỹ thuật của sáng chế

Vấn đề cần được giải quyết bởi sáng chế

[0006]

Khi sử dụng hợp kim có hàm lượng Ni cao trong thực tế, các tác giả sáng chế đã phát hiện được rằng hợp kim có hàm lượng Ni cao không chỉ bất lợi về năng suất mà còn có tính dễ nứt nóng của mối hàn cao do hợp kim có hàm lượng Ni cao là thép pha đơn austenit, dễ gây ra vết nứt trong quá trình gia công hàn. Mục đích của sáng chế là ổn định tính dễ nứt nóng của mối hàn, đặc biệt là tính dễ nứt ở vùng HAZ, điều này chưa được nghiên cứu thông thường, ở mức thấp trong hợp kim có hàm lượng Ni cao chứa Al và Ti cùng với lượng nhỏ của một hoặc cả hai trong số hợp kim Ca và Mg.

[0007]

Hợp kim có hàm lượng Ni cao chứa Al và Ti được cho là có khả năng gia công nóng tương đối tốt. Tuy nhiên, do phôi đúc có cấu trúc hóa rắn, nếu hàm lượng S bằng hoặc lớn hơn vài phần triệu, khả năng gia công nóng của phôi đúc trở nên không đủ trong quá trình gia công nóng. Do đó, cần cải thiện khả năng gia công nóng bằng cách bổ sung một lượng nhỏ của một hoặc cả hai trong số hợp kim Ca và Mg. Tuy nhiên,

trong trường hợp trong đó hợp kim có hàm lượng Ni cao, đây là mục đích của sáng chế, được đúc liên tục có bổ sung hợp kim Ca hoặc Mg, hợp kim có hàm lượng Ni cao ở dạng phôi dẹt, phôi thép lớn hoặc phôi thép nhỏ được gia công thành sản phẩm thép, và sản phẩm thép này được sử dụng để sản xuất kết cấu bằng cách gia công hàn, các vết nứt nóng của mối hàn có thể xuất hiện do ứng suất nhiệt tạo ra bởi nhiệt cấp vào. Hiện tượng nứt khi hóa lỏng trong HAZ đôi khi gây ra vấn đề, đặc biệt là, trong hợp kim có hàm lượng Ni cao chứa Al và Ti.

Mục đích của sáng chế là tạo ra hợp kim có hàm lượng Ni cao có khả năng chống nứt nóng của mối hàn tốt và được sử dụng làm vật liệu ở nhiệt độ cao.

Cách thức giải quyết vấn đề

[0008]

Để làm rõ và giải quyết nguyên nhân của vấn đề nêu trên, các tác giả sáng chế đã thực hiện nấu chảy chân không trong phòng thí nghiệm trong đó lượng thay đổi của Ca và Mg được bổ sung vào hợp kim có hàm lượng Ni cao chứa Al và Ti theo sáng chế làm thành phần cơ bản; thực hiện cán nóng, ủ, và xử lý nhiệt đối với phôi đúc thu được (tức là vật liệu) để tạo ra sản phẩm thép; và đánh giá sản phẩm thép thu được về tính dễ nứt ở vùng HAZ trong quá trình hàn theo thử nghiệm Varestraint. Ngoài ra, các tác giả sáng chế đã nghiên cứu các tạp chất phi kim loại và các chất kết tủa trong hợp kim bằng cách sử dụng FE-SEM-EDS, và nghiên cứu để giải quyết vấn đề.

[0009]

Các tác giả sáng chế đã nghiên cứu và xem xét các tạp chất trong hợp kim có hàm lượng Ni cao. Kết quả là các tác giả sáng chế đã đạt được ba khía cạnh của sáng chế, đó là, các khía cạnh thứ nhất đến thứ ba của sáng chế như sau.

[0010]

Khía cạnh thứ nhất của sáng chế

Các ví dụ về các tạp chất oxit trong hợp kim có hàm lượng Ni cao bao gồm CaO, CaO-Al₂O₃, MgO, CaO-MgO, và CaO-MgO-Al₂O₃. Ngoài các tạp chất oxit, TiC, TiN, hoặc TiNC được tạo thành riêng biệt hoặc bao gồm các tạp chất oxit này. Đặc biệt là, chú ý vào sự kết tủa của TiC có kích thước lớn tác dụng như điểm bắt đầu của sự nứt do hóa lỏng. Cụ thể, sau khi mỗi hạt được phân tích thành phần bằng cách sử dụng FE-

SEM-EDS, các hạt trong đó Ti và C được phát hiện và N không được phát hiện được tách dưới dạng các hạt TiC. Đặc biệt là, mỗi hạt có đường kính hình tròn tương đương bằng hoặc lớn hơn $1,0\mu\text{m}$, đường kính này được tính từ diện tích được phát hiện giống như mỗi hạt TiC, được chọn làm các chất kết tủa TiC có kích thước lớn mà có thể tác dụng như điểm bắt đầu của vết nứt HAZ. Số lượng chất kết tủa cho một diện tích đơn vị (tức là mật độ số lượng) được nghiên cứu. Mối liên hệ giữa tính dễ nứt ở vùng HAZ và mật độ số lượng của các chất kết tủa được đánh giá. Do đó, đã phát hiện được rằng tính dễ nứt ở vùng HAZ tăng lên đáng kể khi mối liên hệ giữa mật độ số lượng của các chất kết tủa TiC mà mỗi chất có đường kính hình tròn tương đương bằng hoặc lớn hơn $1,0\mu\text{m}$ và hàm lượng Mg trong thép không thỏa mãn công thức (1) dưới đây. Đã được thực hiện cân nhắc thêm đối với khoảng thích hợp của mỗi nguyên tố của hợp kim, bằng cách đó đã đạt được khía cạnh thứ nhất của sáng chế.

Mật độ số lượng của TiC (số hạt/ mm^2) $\leq 463 - 9,5 \times$ nồng độ Mg trong thép (phần triệu khối lượng) ... (1)

[0011]

Khía cạnh thứ hai của sáng chế

Các ví dụ về các tạp chất trong hợp kim có hàm lượng Ni cao bao gồm: CaO, CaO- Al_2O_3 , MgO, CaO-MgO, và CaO-MgO- Al_2O_3 , mỗi trong số chúng một phần bao gồm sulfua; và CaS. Ngoài ra, TiC, TiN, hoặc TiNC được tạo ra bao gồm hầu hết các tạp chất này. Trong số các tạp chất này, đã chú ý vào khả năng cố định của lưu huỳnh mà làm tăng tính dễ nứt ở vùng HAZ bằng cách làm giảm độ bền ở ranh giới hạt và điểm nóng chảy ở ranh giới hạt, bằng cách đó đã đạt được khía cạnh thứ hai của sáng chế.

[0012]

Khía cạnh thứ ba của sáng chế

Các ví dụ về các tạp chất oxit trong hợp kim có hàm lượng Ni cao, đã được nghiên cứu bởi các tác giả sáng chế, bao gồm CaO, CaO- Al_2O_3 , MgO, CaO-MgO, và CaO-MgO- Al_2O_3 . Ngoài các tạp chất oxit này, TiC, TiN, hoặc TiNC được tạo thành riêng biệt hoặc bao gồm các tạp chất oxit này. Đặc biệt là, đã chú ý vào đặc tính kết tủa của chất kết tủa TiC có kích thước lớn mà tác dụng như điểm bắt đầu của sự nứt do hóa lỏng. Cụ thể, các chất kết tủa TiC có kích thước lớn có thể tác dụng như điểm bắt đầu của vết nứt HAZ được phát hiện là có xu hướng được tạo ra là các tạp chất chứa MgO

hoặc MgO và Al_2O_3 . Theo kết quả của việc chú ý đến thành phần của các tạp chất, đã phát hiện được rằng tính dễ nứt ở vùng HAZ có lợi đã thu được khi thành phần trung bình của các tạp chất oxit thỏa mãn công thức (2), bằng cách đó đã đạt được khía cạnh thứ ba của sáng chế.

$$\frac{[CaO - 0,6 \times MgO] (\% \text{ khối lượng})}{[CaO + MgO + Al_2O_3] (\% \text{ khối lượng})} \geq 0,20 \quad \dots (2)$$

[0013]

Cụ thể, nội dung chính của sáng chế là như sau.

[1] Khía cạnh thứ nhất của sáng chế

Theo khía cạnh thứ nhất của sáng chế, hợp kim có hàm lượng Ni cao có khả năng chống nứt nóng của mối hàn tốt bao gồm: theo % khối lượng, C: bằng hoặc nhỏ hơn 0,15%, Si: 0,05 đến 2,0%, Mn: 0,05 đến 2,0%, P: bằng hoặc nhỏ hơn 0,035%, S: bằng hoặc nhỏ hơn 0,0015%, Cr: 16 đến 30%, Ni: 18 đến 50%, Al: 0,01 đến 1,0%, Ti: 0,01 đến 1,5%, N: bằng hoặc nhỏ hơn 0,35%, O: bằng hoặc nhỏ hơn 0,003%, Mo: bằng hoặc nhỏ hơn 8%, Cu: bằng hoặc nhỏ hơn 4%, Co: bằng hoặc nhỏ hơn 3%, Ca: 0,0003 đến 0,0050%, Mg: bằng hoặc nhỏ hơn 0,0060%, và lượng còn lại bao gồm Fe và các tạp chất, trong đó mỗi liên hệ giữa mật độ số lượng của các chất kết tủa TiC mà mỗi chất có đường kính hình tròn tương đương bằng hoặc lớn hơn $1,0\mu m$ và hàm lượng Mg trong thép thỏa mãn công thức (1) dưới đây.

$$\text{Mật độ số lượng của } TiC (\text{số hạt}/mm^2) \leq 463 - 9,5 \times \text{nồng độ Mg trong thép (phần triệu khối lượng)} \quad \dots (1)$$

[0014]

[2] Khía cạnh thứ hai của sáng chế

Theo khía cạnh thứ hai của sáng chế, hợp kim có hàm lượng Ni cao có khả năng chống nứt nóng của mối hàn tốt bao gồm: theo % khối lượng, C: bằng hoặc nhỏ hơn 0,15%, Si: 0,05 đến 2,0%, Mn: 0,05 đến 2,0%, P: bằng hoặc nhỏ hơn 0,035%, S: bằng hoặc nhỏ hơn 0,0015%, O: bằng hoặc nhỏ hơn 0,0020%, tổng lượng O + S là bằng hoặc nhỏ hơn 0,0020%, Cr: 16 đến 30%, Ni: 18 đến 50%, Al: 0,01 đến 1,0%, Ti: 0,01 đến 1,5%, N: bằng hoặc nhỏ hơn 0,02%, Mo: bằng hoặc nhỏ hơn 8%, Cu: bằng hoặc nhỏ hơn 4%, Co: bằng hoặc nhỏ hơn 3%, Ca: 0,0010 đến 0,0050%, Mg: 0,0010 đến 0,0050%,

và lượng còn lại bao gồm Fe và các tạp chất, trong đó nồng độ trung bình của S trong các tạp chất oxit và các tạp chất sulfua là bằng hoặc lớn hơn 0,70 % khối lượng.

[0015]

[3] Khía cạnh thứ ba của sáng chế

Theo khía cạnh thứ ba của sáng chế, hợp kim có hàm lượng Ni cao có khả năng chống nứt nóng của mối hàn tốt bao gồm: theo % khối lượng, C: bằng hoặc nhỏ hơn 0,15%, Si: 0,05 đến 2,0%, Mn: 0,05 đến 2,0%, P: bằng hoặc nhỏ hơn 0,035%, S: bằng hoặc nhỏ hơn 0,0015%, Cr: 16 đến 30%, Ni: 18 đến 50%, Al: 0,01 đến 1,0%, Ti: 0,01 đến 1,5%, N: bằng hoặc nhỏ hơn 0,35%, O: bằng hoặc nhỏ hơn 0,003%, Mo: bằng hoặc nhỏ hơn 8%, Cu: bằng hoặc nhỏ hơn 4%, Co: bằng hoặc nhỏ hơn 3%, Ca: 0,0003 đến 0,0050%, Mg: bằng hoặc nhỏ hơn 0,0045%, và lượng còn lại bao gồm Fe và các tạp chất, trong đó tỷ lệ khối lượng của CaO, MgO, và Al₂O₃ trong các tạp chất, trong đó O hoặc S được phát hiện, thỏa mãn công thức (2), tỷ lệ khối lượng được tính tương ứng từ nồng độ Ca trung bình, nồng độ Mg trung bình, và nồng độ Al trung bình trong các tạp chất.

$$\frac{[\text{CaO} - 0,6 \times \text{MgO}] (\% \text{ khối lượng})}{[\text{CaO} + \text{MgO} + \text{Al}_2\text{O}_3] (\% \text{ khối lượng})} \geq 0,20 \quad \dots (2)$$

[0016]

[4] Khía cạnh chung cho các khía cạnh thứ nhất đến thứ ba theo sáng chế

Hợp kim có hàm lượng Ni cao có khả năng chống nứt nóng của mối hàn tốt theo mục bất kỳ trong số các mục từ [1] đến [3] còn bao gồm: thay cho một phần của Fe, theo % khối lượng, một hoặc nhiều trong số B: 0,0002 đến 0,0030%, Sn: bằng hoặc nhỏ hơn 0,05%, Zn + Pb + Bi: bằng hoặc nhỏ hơn 0,0010%, Zr: bằng hoặc nhỏ hơn 0,5%, Hf: bằng hoặc nhỏ hơn 0,5%, La + Ce + Nd: bằng hoặc nhỏ hơn 0,0050%, W: bằng hoặc nhỏ hơn 3%, V: 0,01 đến 0,5%, Nb: 0,002 đến 1,0%, và Ta: 0,002 đến 1,0%.

[5] Trong hợp kim có hàm lượng Ni cao có khả năng chống nứt nóng của mối hàn tốt theo mục bất kỳ trong số các mục từ [1] đến [3], hợp kim có hàm lượng Ni cao được sử dụng trong kết cấu hàn.

[6] Trong hợp kim có hàm lượng Ni cao có khả năng chống nứt nóng của mối hàn tốt theo mục [4], hợp kim có hàm lượng Ni cao được sử dụng trong kết cấu hàn.

[0017]

Các khía cạnh thứ nhất đến thứ ba theo sáng chế tạo điều kiện thuận lợi cho việc sản xuất ổn định kết cấu hàn sử dụng hợp kim có hàm lượng Ni cao chứa Al và Ti được sử dụng làm vật liệu ở nhiệt độ cao. Các khía cạnh thứ nhất đến thứ ba theo sáng chế có thể tạo ra hợp kim có hàm lượng Ni cao chứa Al và Ti có khả năng gia công nóng tốt, ít có khả năng tạo ra vết nứt trong vùng chịu ảnh hưởng nhiệt khi sản xuất kết cấu hàn, và có đặc tính rão tốt và khả năng chống oxy hóa ở nhiệt độ cao.

Mô tả vắn tắt các hình vẽ

[0018]

Fig.1 minh họa mối liên hệ giữa nồng độ Mg trong thép, mật độ số lượng của TiC, và tổng chiều dài của các vết nứt HAZ.

Fig.2 minh họa mối liên hệ giữa hàm lượng trung bình của lưu huỳnh trong các tạp chất oxit và các tạp chất sulfua và tổng chiều dài của các vết nứt HAZ trong thép theo sáng chế và thép so sánh.

Fig.3 là giản đồ ba pha CaO-MgO-Al₂O₃ thể hiện thành phần trung bình được dự định của các tạp chất.

Mô tả chi tiết sáng chế

[0019]

Trước hết, sáng chế được xác định dưới đây. Hàm lượng của mỗi thành phần được thể hiện bằng % khối lượng.

Thành phần cấu tạo chung theo các khía cạnh thứ nhất đến thứ ba của sáng chế

[0020]

C: bằng hoặc nhỏ hơn 0,15%

C được bổ sung để đảm bảo độ bền của vật liệu ở nhiệt độ cao và hợp kim chịu nhiệt. Cụ thể, khi đặc tính độ bền ở nhiệt độ cao là cần thiết, hàm lượng C được bổ sung ở mức bằng hoặc lớn hơn 0,015%, tốt hơn là bằng hoặc lớn hơn 0,05%. Giới hạn trên của hàm lượng C được giới hạn ở bằng hoặc nhỏ hơn 0,15%. Trong hợp kim này, C có mặt ở dạng chất kết tủa TiC. Hàm lượng C vượt quá 0,15% tạo ra carbua Cr làm giảm đặc tính nhiệt độ cao và độ bền ăn mòn. Hàm lượng C tốt hơn là bằng hoặc nhỏ hơn

0,10%, tốt hơn nữa là bằng hoặc nhỏ hơn 0,085%.

[0021]

Si: từ 0,05 đến 2,0%

Hàm lượng Si được bổ sung ở mức bằng hoặc lớn hơn 0,05%, tốt hơn là bằng hoặc lớn hơn 0,2%, để cải thiện khả năng chống oxy hóa và khử oxy. Khi hàm lượng Si vượt quá 2,0% được bổ sung, tính dễ nứt khi hóa rắn của thép giảm đi và hợp chất liên kim loại dễ dàng kết tủa, làm giảm đặc tính nhiệt độ cao. Do đó, giới hạn trên của hàm lượng Si được giới hạn ở 2,0%. Giới hạn trên của hàm lượng Si tốt hơn là 1,5%, tốt hơn nữa là 0,8%.

[0022]

Mn: từ 0,05 đến 2,0%

Mn có tác dụng làm tăng độ ổn định của pha austenit và cải thiện độ bền nhiệt. Vì lý do này, tốt hơn là bổ sung chủ động Mn vào hợp kim theo sáng chế. Để cải thiện độ bền nhiệt, hàm lượng Mn được bổ sung ở mức bằng hoặc lớn hơn 0,05%, tốt hơn là bằng hoặc lớn hơn 0,2%, tốt hơn nữa là bằng hoặc lớn hơn 0,3%. Tuy nhiên, khi hàm lượng Mn vượt quá 2,0% được bổ sung, hợp chất liên kim loại dễ dàng kết tủa, làm giảm độ bền nhiệt. Do đó, giới hạn trên của hàm lượng Mn được xác định là 2,0%. Giới hạn trên của hàm lượng Mn tốt hơn là 1,5%, tốt hơn nữa là 1,3%.

[0023]

P: bằng hoặc nhỏ hơn 0,035%

P là nguyên tố được trộn lẫn không tránh khỏi vào thép từ nguyên liệu và làm tăng tính dễ nứt khi hóa rắn. Do đó, hàm lượng P được giới hạn bằng hoặc nhỏ hơn 0,035%, tốt hơn là bằng hoặc nhỏ hơn 0,030%.

[0024]

S: bằng hoặc nhỏ hơn 0,0015%

S, là nguyên tố được trộn lẫn không tránh khỏi vào thép từ nguyên liệu, làm giảm khả năng gia công nóng và khả năng chống oxy hóa và làm tăng tính dễ nứt ở vùng HAZ do sự tách S trong vùng ranh giới hạt. Do đó, hàm lượng S cần được giảm tới mức tối thiểu. Do đó, hàm lượng S được giới hạn ở mức bằng hoặc nhỏ hơn 0,0015%, tốt

hơn là bằng hoặc nhỏ hơn 0,0010%. Mặc dù hàm lượng S có thể giảm đi bằng cách tinh chế, việc giảm cực độ hàm lượng S dẫn đến làm tăng chi phí sản xuất. Giới hạn dưới của hàm lượng S tốt hơn là 0,0003% khi cân nhắc sự tăng chi phí sản xuất.

[0025]

Cr: từ 16 đến 30%

Cr là nguyên tố cần thiết để có khả năng chống oxy hóa của hợp kim bền nhiệt làm vật liệu ở nhiệt độ cao. Hàm lượng Cr là bằng hoặc lớn hơn 16%, tốt hơn là bằng hoặc lớn hơn 18%. Mặt khác, với hàm lượng Cr vượt quá 30%, độ ổn định của kết cấu dưới nhiệt độ cao giảm đi ngay cả với hàm lượng lớn của Ni, và hợp chất liên kim loại dễ dàng kết tủa, làm giảm độ bền nhiệt. Giới hạn trên của hàm lượng Cr tốt hơn là 28%, tốt hơn nữa là 26%. Cần lưu ý rằng hàm lượng tối ưu của Cr phụ thuộc vào hàm lượng của mỗi trong số Ni, Si, Mo, và các nguyên tố khác. Ví dụ, đối với hàm lượng Ni bằng khoảng 30%, hàm lượng Cr bằng khoảng 20% là tối ưu. Theo cách khác, đối với hàm lượng Ni+Cu bằng khoảng 45%, hàm lượng Cr+Mo bằng khoảng 25% là tối ưu.

[0026]

Ni: từ 18 đến 50%

Ni làm ổn định cấu trúc austenit thu được ở nhiệt độ cao và còn cải thiện độ dai và độ bền ăn mòn đối với các axit khác nhau. Do đó, hàm lượng Ni là bằng hoặc lớn hơn 18%, tốt hơn là bằng hoặc lớn hơn 20%, tốt hơn nữa là bằng hoặc lớn hơn 25%. Sự tăng hàm lượng Ni cho phép Cr, Mo, Al, và Ti cần thiết cho độ bền nhiệt được chứa với lượng lớn hơn. Mặt khác, do hợp kim Ni là đắt tiền, giới hạn trên của hàm lượng Ni được xác định là 50%, tốt hơn là 48%, tốt hơn nữa là 45% xét về chi phí sản xuất trong thép theo sáng chế.

[0027]

Al: từ 0,01 đến 1,0%

Al, là nguyên tố khử oxy, tạo thành pha có trật tự NiAl trong hợp kim có hàm lượng Ni cao và độ bền nhiệt độ cao tăng lên. Hàm lượng Al cần bằng hoặc lớn hơn 0,01%, tốt hơn là bằng hoặc lớn hơn 0,05%, để kiểm soát thành phần của oxit để cải thiện khả năng gia công nóng. Mặt khác, với hàm lượng Al vượt quá 1,0%, hợp chất liên kim loại dễ dàng kết tủa, làm giảm độ bền nhiệt. Ngoài ra, hàm lượng Al quá nhiều

làm giảm tính dễ nứt nóng của mối hàn, cụ thể là tính dễ nứt ở vùng HAZ trong quá trình hàn theo sáng chế. Do đó, giới hạn trên của hàm lượng Al được xác định là 1,0%, tốt hơn là 0,60%.

[0028]

Ti: từ 0,01 đến 1,5%

Ti tạo thành pha có trật tự của NiTi trong hợp kim có hàm lượng Ni cao và làm tăng độ bền ở nhiệt độ cao. Do đó, hàm lượng Ti cần bằng hoặc lớn hơn 0,01%, tốt hơn là bằng hoặc lớn hơn 0,15%. Theo khía cạnh thứ hai của sáng chế, tốt hơn nữa nếu, tổng của hàm lượng Al và hàm lượng Ti là bằng hoặc lớn hơn 0,80%. Mặt khác, với hàm lượng Ti vượt quá 1,5%, hợp chất liên kim loại dễ dàng kết tủa, làm giảm độ bền nhiệt. Ngoài ra, hàm lượng Ti quá nhiều làm xấu đi tính dễ nứt nóng của mối hàn, cụ thể là tính dễ nứt ở vùng HAZ trong quá trình hàn theo sáng chế. Giới hạn trên của hàm lượng Ti tốt hơn là 1,0%.

[0029]

Mo: bằng hoặc nhỏ hơn 8%

Mo là nguyên tố làm tăng độ bền của hợp kim bền nhiệt. Khi Mo được bổ sung để cải thiện độ bền nhiệt, hàm lượng Mo là bằng hoặc lớn hơn 0,05%, tốt hơn là bằng hoặc lớn hơn 0,2%. Do Mo là nguyên tố đắt tiền, giới hạn trên của hàm lượng Mo được xác định là 8% để làm giảm chi phí sản xuất hợp kim trong thép theo sáng chế. Giới hạn trên của hàm lượng Mo tốt hơn là 3%, tốt hơn nữa là 2%. Mo có thể không được chứa.

[0030]

Cu: bằng hoặc nhỏ hơn 4%

Cu là nguyên tố làm tăng độ bền ăn mòn của hợp kim đối với axit và độ bền ăn mòn điểm sương của hợp kim mà thường là vấn đề trong thiết bị nhiệt độ cao, và còn là nguyên tố để cải thiện độ bền nhiệt độ cao và độ ổn định cấu trúc. Khi Cu được bổ sung để cải thiện độ bền nhiệt và độ bền ăn mòn, hàm lượng Cu là bằng hoặc lớn hơn 0,05%, tốt hơn là bằng hoặc lớn hơn 0,1%. Mặt khác, khi hàm lượng Cu vượt quá 4% được bổ sung, hiện tượng giòn xảy ra ở thời điểm hóa rắn. Do đó, giới hạn trên của hàm lượng Cu được xác định là 4%. Giới hạn trên của hàm lượng Cu tốt hơn là 3,0%, tốt hơn nữa là 2,0%. Cu có thể không được chứa.

[0031]

Co: bằng hoặc nhỏ hơn 3,0%

Co là nguyên tố hiệu quả để làm tăng độ ổn định cấu trúc ở nhiệt độ cao và độ bền ăn mòn của hợp kim. Khi Co được bổ sung để cải thiện các đặc tính này, hàm lượng Co là bằng hoặc lớn hơn 0,1%. Do Co là nguyên tố đắt tiền, hàm lượng Co vượt quá 3,0% không tạo ra hiệu quả tương xứng với chi phí. Do đó, giới hạn trên của hàm lượng Co được xác định là 3,0%. Giới hạn trên của hàm lượng Co tốt hơn là 1,5%. Co có thể không được chứa.

[0032]

Thành phần cấu tạo được xác định theo khía cạnh thứ nhất của sáng chế

N: bằng hoặc nhỏ hơn 0,35%

N là nguyên tố hiệu quả để cải thiện độ bền nhiệt độ cao. Hàm lượng N có thể được bổ sung cho đến 0,35%. Cần lưu ý rằng Ti và Al được bổ sung chủ động theo sáng chế. Khi Al hoặc Ti được bổ sung ở hàm lượng tổng cộng bằng hoặc lớn hơn 0,3%, N trở thành nguyên tố có hại tạo thành AlN hoặc TiN, đây là tạp chất phi kim loại, làm giảm các đặc tính của vật liệu, và kết hợp với các oxit làm tăng sự tắc đầu phun trong quá trình đúc liên tục. Do đó, khi Al hoặc Ti được bổ sung ở hàm lượng bằng hoặc lớn hơn 0,3%, giới hạn trên của hàm lượng N tốt hơn là bằng hoặc nhỏ hơn 0,02%, tốt hơn nữa là bằng hoặc nhỏ hơn 0,01%.

[0033]

O: bằng hoặc nhỏ hơn 0,003%

Oxy tạo thành các tạp chất oxit với Ca, Mg, Al, và Ti trong hợp kim theo sáng chế. Hàm lượng oxy phụ thuộc vào tổng trọng lượng của các tạp chất oxit và là chỉ báo quan trọng của tình trạng được khử oxy của hợp kim. Với hàm lượng oxy vượt quá 0,003%, sự cân bằng khử oxy mong muốn không được thỏa mãn và sự tắc đầu phun dễ dàng xảy ra trong quá trình đúc liên tục. Ngoài ra, oxy chứa trong thép thúc đẩy sự tạo ra chất kết tủa TiC thô. Cũng liên quan đến tính dễ nứt nóng của mối hàn, đây là bản chất của sáng chế, các chất kết tủa TiC thô tác dụng như điểm bắt đầu nứt khi hóa lỏng là yếu tố chính trong sự tăng tính dễ nứt nóng. Do đó, giới hạn trên của hàm lượng oxy được xác định là 0,003%, tốt hơn là 0,0025%. Mặt khác, sự giảm quá mức hàm lượng

oxy làm cho Ca và Mg dễ dàng xuất hiện quá nhiều trong hợp kim. Điều này dẫn tới sự tạo ra ưu tiên của các tạp chất MgO hơn là làm tăng số lượng các tạp chất TiC thô, hoặc thúc đẩy sự tách Mg dư thừa ở ranh giới hạt làm giảm độ bền ở ranh giới hạt, do đó tính dễ nứt nóng của mối hàn có thể được tăng lên hơn. Do đó, để ổn định tính dễ nứt nóng của mối hàn ở mức thấp, giới hạn dưới của hàm lượng oxy tốt hơn là 0,0005%.

[0034]

Ca: từ 0,0003 đến 0,0050%

Ca là nguyên tố quan trọng để cải thiện khả năng gia công nóng và tính dễ nứt nóng của mối hàn của hợp kim, và được chứa để cố định S trong hợp kim ở dạng CaS và cải thiện khả năng gia công nóng. Phản ứng này được thực hiện như sau. Ca được liên kết với oxy trong hợp kim để tạo thành CaO và CaO-Al₂O₃ và làm giảm oxy hòa tan (oxy tự do) trong hợp kim. Sau khi oxy hòa tan (oxy tự do) trong hợp kim giảm tới gần như bằng 0, Ca còn lại phản ứng với S trong hợp kim để tạo thành CaS. Đối với mục đích nêu trên trong hợp kim của sáng chế, hàm lượng Ca là bằng hoặc lớn hơn 0,0003%, tốt hơn là bằng hoặc lớn hơn 0,0010%. Mặt khác, việc bổ sung dư Ca không chỉ gây ra các nhược điểm sản xuất như tắc đầu phun mà còn làm tăng các tạp chất CaO-MgO-Al₂O₃ hoặc làm tăng tính dễ nứt khi hóa lỏng do sự tách Ca dư ở ranh giới hạt, và làm giảm khả năng gia công nóng ở khoảng 1100 độ C. Do đó, giới hạn trên của hàm lượng Ca được xác định là 0,0050%.

[0035]

Mg: bằng hoặc nhỏ hơn 0,0060%

Mg thường có thể cải thiện khả năng gia công nóng của hợp kim khi chứa với lượng nhỏ. Theo sáng chế, việc bổ sung Mg tạo ra tác dụng bất lợi là thúc đẩy sự tạo thành các tạp chất MgO làm tăng tính dễ nứt ở vùng HAZ trong quá trình hàn. Ngoài ra, Mg dư không tạo thành các oxit tách ra ở ranh giới hạt làm giảm độ bền ở ranh giới hạt trong khoảng nhiệt độ cao (ví dụ, 900 độ C), do đó làm giảm khả năng gia công nóng và làm tăng tính dễ nứt ở vùng HAZ trong khoảng nhiệt độ cao. Khi sự khử oxy được tăng cường như được mô tả sau đây trong quá trình sản xuất thép theo sáng chế, Mg được đưa vào không tránh khỏi từ xỉ, thành lò, và tương tự. Khi xem xét các phát hiện nêu trên, hàm lượng Mg cần được giảm tới mức tối thiểu, và Mg không được bổ sung vào hợp kim theo sáng chế. Giới hạn dưới của hàm lượng Mg không được xác định. Giới

hạn trên của hàm lượng Mg tốt hơn là 0,0060%, tốt hơn nữa là 0,0040%, và còn tốt hơn nữa là 0,0030%.

[0036]

Các chất kết tủa được xác định theo khía cạnh thứ nhất của sáng chế

Mật độ số lượng (số hạt/mm²) của TiC $\leq 463 - 9,5 \times$ nồng độ Mg trong thép (phần triệu khối lượng) ... (1)

Mật độ số lượng (số hạt/mm²) của TiC để chỉ mật độ số lượng của các hạt chứa Ti và C mà không chứa N được phát hiện (các chất kết tủa TiC (mỗi chất có đường kính hình tròn tương đương bằng hoặc lớn hơn 1,0 μ m)), trong số các hạt mà mỗi hạt có đường kính hình tròn tương đương bằng hoặc lớn hơn 1,0 μ m được trích xuất bởi FE-SEM-EDS trong trường đo nhất định của mặt cắt ngang của hợp kim.

Ở đây, quá trình tạo thành TiC sẽ được mô tả. TiN được ưu tiên tạo ra trong pha lỏng ở nhiệt độ cao, trong khi TiC kết tủa trong vùng đồng tồn tại rắn-lỏng và vùng pha rắn. Phần lớn TiC là các chất kết tủa mịn mỗi chất có kích thước bằng hoặc nhỏ hơn khoảng 0,2 μ m. Mặt khác, TiC tạo thành một phần trong khoảng nhiệt độ cao phần lớn được tạo ra bao quanh các tạp chất khác, và một số chất kết tủa TiC thu được được tạo hạt thô tới khoảng 1 μ m tới vài μ m. Khi các chất kết tủa TiC được tạo hạt thô này có mặt ở ranh giới hạt, C và Ti trong TiC khuếch tán vào nền do nhiệt đưa vào trong quá trình hàn để làm giảm điểm nóng chảy của mặt phân cách của TiC và nền, dẫn đến điểm bắt đầu nứt khi hóa lỏng tạo ra trong phần HAZ.

[0037]

Đường kính hạt của TiC ảnh hưởng đến sự nứt khi hóa lỏng sẽ được mô tả. Khi đường kính hình tròn tương đương của TiC là nhỏ hơn 1,0 μ m, do C khuếch tán vào khối và TiC biến mất trước khi sự nóng chảy eutectic xảy ra ở mặt phân cách với hợp kim, TiC không tác dụng như điểm bắt đầu nứt khi hóa lỏng và hầu như không có ảnh hưởng đến tính dễ nứt ở vùng HAZ. Mặt khác, khi đường kính hạt của các hạt TiC là lớn hơn, số lượng của nó là nhỏ hơn và xác suất TiC tồn tại ở mặt phân cách của kim loại hàn và kim loại nền cũng giảm mạnh. Số hạt TiC có đường kính hình tròn tương đương bằng hoặc lớn hơn 5 μ m chỉ nhỏ hơn 1% so với số hạt TiC có đường kính hình tròn tương đương nằm trong khoảng từ 1 đến 5 μ m. Do đó, sự ảnh hưởng của TiC có đường kính hình tròn tương đương bằng hoặc lớn hơn 5 μ m đến tính dễ nứt ở vùng HAZ có thể được

bỏ qua.

[0038]

Ví dụ, trong tài liệu sáng chế 3, các tạp chất MgO và các tạp chất CaO dùng làm mầm kết tinh để tạo thành các tạp chất TiN, trong khi các tạp chất CaO-Al₂O₃-MgO không trở thành mầm kết tinh để tạo thành các tạp chất TiN và được cho là vô hại. Do đó, thành phần của các tạp chất CaO-MgO-Al₂O₃ được điều chỉnh để ngăn ngừa TiN khỏi tạo hạt thô. Điều kiện nóng chảy được xác định để tạo thành ổn định các tạp chất CaO-MgO-Al₂O₃ có thành phần sao cho điểm nóng chảy là thấp hơn vùng nhiệt độ trong đó TiN được tạo ra. Điều này ức chế sự tạo thành các oxit (tức là CaO và MgO) mà để dùng làm mầm kết tinh để tạo thành các tạp chất TiN thô. Tuy nhiên, trong khi TiN phần lớn được tạo ra trong vùng nhiệt độ cao hơn nhiệt độ bắt đầu hóa rắn của pha nền, hầu hết các chất kết tủa TiC được tạo ra ở nhiệt độ bằng hoặc nhỏ hơn nhiệt độ bắt đầu hóa rắn của pha nền. Đối với các chất kết tủa TiC, ngay cả các tạp chất CaO-MgO-Al₂O₃ tác dụng như mầm kết tinh, bằng cách đó tạo thành các chất kết tủa TiC được tạo hạt thô bao gồm các tạp chất CaO-MgO-Al₂O₃ ở ranh giới hạt. Do đó, phương pháp theo tài liệu sáng chế 3 là không hiệu quả để làm phương pháp cải thiện tính dễ nứt ở vùng HAZ. Điều quan trọng là làm giảm số lượng tạp chất có thể tác dụng làm mầm kết tinh để tạo thành các chất kết tủa TiC, cụ thể hơn là số lượng tạp chất dễ dàng tạo thành chất kết tủa TiC thô.

[0039]

Mg có mặt trong thép nóng chảy dưới dạng Mg tự do không liên kết với oxy sẽ tách ra trong vùng ranh giới hạt, do đó làm giảm độ bền ở ranh giới hạt. Cũng cần xem xét sự ảnh hưởng gây bởi việc làm giảm độ bền ở ranh giới hạt này. Để ngăn ngừa sự giảm độ bền ở ranh giới hạt gây bởi sự tách Mg tự do vào vùng ranh giới hạt, cách hiệu quả là làm giảm chính hàm lượng Mg trong thép.

[0040]

Như được mô tả ở trên, cần xem xét tổng thể các ảnh hưởng bất lợi gây bởi cả các tạp chất TiC thô và sự tách Mg là một yếu tố gây ra các ảnh hưởng bất lợi đến tính dễ nứt ở vùng HAZ. Theo kết quả của các nghiên cứu siêng năng bởi các tác giả sáng chế, đã cho thấy rằng tính dễ nứt ở vùng HAZ được cải thiện có lợi khi mối liên hệ giữa mật độ số lượng của các chất kết tủa TiC mà mỗi chất có đường kính hình tròn tương

đường bằng hoặc lớn hơn $1,0\mu\text{m}$ và hàm lượng Mg trong thép thỏa mãn công thức (1) dưới đây. Tức là, độ bền ở ranh giới hạt giảm đi khi hàm lượng Mg tăng lên và cần giảm thêm số lượng TiC thô tác dụng như điểm bắt đầu của vết nứt. Cần lưu ý rằng các tạp chất mục tiêu là các hạt trong đó N không được phát hiện và chỉ C được phát hiện. Cụ thể, chỉ nhằm vào các hạt chất kết tủa TiC chỉ chứa N ở mức mà ở đó không có sự khác biệt với nền được quan sát trong phân tích định lượng bằng FE-SEM-EDX là đủ. Các hạt chất kết tủa TiNC chứa TiN có thể được loại trừ.

Mật độ số lượng của TiC (số hạt/ mm^2) $\leq 463 - 9,5 \times$ nồng độ Mg trong thép (phần triệu khối lượng) ... (1)

[0041]

Việc làm giảm nồng độ oxy bằng cách tăng cường sự khử oxy trong quá trình tinh luyện là biện pháp hiệu quả để làm giảm mật độ số lượng của các tạp chất trong thép. Để tăng cường sự khử oxy, khả năng khử oxy được tăng cường bằng cách bổ sung các hợp kim Ca, ngoài việc khử oxy bằng Si và Al. Mặt khác, khi áp suất riêng phần của oxy trong thép nóng chảy được giảm bằng cách tăng cường khử oxy, Mg được đưa vào từ xỉ, thành lò, và tương tự. Mg chứa trong thép nóng chảy tạo thành các tạp chất oxit như CaO-MgO-Al₂O₃ và MgO. Ở đây, tỷ lệ của số lượng các tạp chất MgO với số lượng các tạp chất CaO-MgO-Al₂O₃ tăng lên khi áp suất riêng phần của oxy giảm đi. Các tác giả sáng chế đã kiểm tra bằng phương pháp thống kê, bằng cách sử dụng FE-SEM-EDS, thành phần của các tạp chất dùng làm mầm kết tinh của các chất kết tủa TiC. Kết quả là tỷ lệ của TiC chứa MgO tăng lên khi đường kính hạt của TiC tăng lên. Mặt khác, đã khẳng định rằng tỷ lệ của TiC chỉ chứa CaO và không chứa MgO giảm đi khi đường kính hạt của TiC tăng lên. Như được mô tả ở trên, lượng các chất kết tủa TiC tăng mạnh trong vùng nhiệt độ pha rắn thấp hơn điểm nóng chảy trong quá trình hóa rắn trong khi đúc. Ở thời điểm đó, nếu có các tạp chất có thể tương hợp với TiC (tức là mức độ không phù hợp tinh thể giữa các tạp chất và TiC là nhỏ), sự tạo mầm kết tinh và lớn lên xảy ra ở nhiệt độ cao hơn ở giai đoạn sớm, và do đó các chất kết tủa TiC có xu hướng trở thành thô. Các tạp chất có thể tương hợp này được cho là MgO. Do TiC có mặt ở ranh giới hạt tạo ra các ảnh hưởng bất lợi lớn hơn đối với tính dễ nứt khi hóa lỏng do đường kính hạt của TiC tăng lên, biện pháp để ngăn chặn sự tạo thành MgO hoặc các tạp chất chứa MgO, mà thúc đẩy sự tạo thành TiC thô, là hiệu quả để cải thiện một cách có lợi tính dễ nứt ở vùng HAZ.

[0042]

Do đó, để làm giảm mật độ số lượng của TiC mà mỗi hạt có đường kính hình tròn tương đương bằng hoặc lớn hơn $1,0\mu\text{m}$, cách hiệu quả là ngăn chặn sự tạo thành MgO hoặc các tạp chất chứa MgO. Do đó, cần ngăn Mg khỏi được đưa vào thép nóng chảy trong khi làm giảm nồng độ oxy trong thép nóng chảy. Như được mô tả ở trên, để ngăn ngừa sự giảm độ bền ở ranh giới hạt gây bởi sự tách Mg tự do vào vùng ranh giới hạt, cách hiệu quả là làm giảm chính hàm lượng Mg. Để làm giảm hàm lượng Mg, điều quan trọng là sản xuất thép trong điều kiện ngăn chặn sự đưa Mg vào.

[0043]

Phương pháp sản xuất theo khía cạnh thứ nhất của sáng chế sẽ được mô tả dưới đây.

Để đạt được cả việc làm giảm nồng độ oxy và ngăn chặn sự đưa Mg vào, sau khi khử oxy và khử lưu huỳnh đủ bằng cách sử dụng Al và Ti, chúng có khả năng khử oxy mạnh hơn so với Si, trong quá trình tinh luyện thứ hai, bước khử oxy và khử lưu huỳnh bằng cách bổ sung Ca được thực hiện ngay trước khi kết thúc quá trình tinh luyện thứ hai hoặc trong quá trình đúc liên tục. Do Ca phản ứng với oxy dễ dàng hơn Mg, nồng độ oxy có thể được giảm đi bằng cách khử oxy bằng Ca mà không sử dụng Mg. Ngoài ra, xỉ tạo ra trên bề mặt của thép nóng chảy trong nồi rót trong quá trình tinh luyện thứ hai cần được tạo ra với thành phần của xỉ có thể làm giảm đến mức tối thiểu sự đưa Mg vào trong quá trình tinh luyện thứ hai. Cụ thể, cần quản lý xỉ bằng thành phần của xỉ trong đó MgO chứa trong xỉ được giảm đến mức tối thiểu. MgO trong xỉ tốt hơn là bằng hoặc nhỏ hơn 10%. Khi tính bazơ của thành phần của xỉ tăng lên, cần hạn chế lượng MgO đưa vào thậm chí là nghiêm ngặt hơn. Mặt khác, do MgO được trộn lẫn không tránh khỏi từ gạch của đường dẫn xỉ của nồi rót hoặc nguyên liệu, cần ngăn chặn sự đưa Mg vào thép, khi giả thiết rằng lượng MgO được trộn lẫn vào xỉ là khoảng 5 đến 10%. Nhằm mục đích này, tính bazơ của xỉ tốt hơn là khá thấp. Cụ thể, mong muốn là tỷ lệ khối lượng C/A của CaO và Al_2O_3 trong xỉ là bằng hoặc nhỏ hơn 1,5, tốt hơn là bằng hoặc nhỏ hơn 1,0. Ngoài ra, tỷ lệ khối lượng C/S của CaO và SiO_2 trong xỉ là bằng hoặc nhỏ hơn 4, tốt hơn là bằng hoặc nhỏ hơn 2, và quá trình khử oxy và khử lưu huỳnh được thực hiện có lợi tới mức là tổng lượng theo % khối lượng của oxy và lưu huỳnh trong thép nóng chảy là 15 đến 35 phần triệu. Ngoài ra, nồng độ Mg trong thép nóng chảy đôi khi tăng lên do sự đưa Mg vào từ xỉ ngay sau khi Ca được bổ sung vào thép

nóng chảy. Do đó, tốt hơn là bổ sung Ca vào thép nóng chảy trong bước cuối cùng của quá trình tinh luyện thứ hai hơn là trong quá trình đúc liên tục. Ngay cả trong trường hợp đó, tốt hơn là bổ sung Ca năm phút hoặc lâu hơn trước khi chuyển sang đúc liên tục. Cần lưu ý là CaF_2 để điều chỉnh điểm nóng chảy có thể được bổ sung trong khoảng trong đó thân lò không bị hư hại.

[0044]

Thành phần cấu tạo được xác định theo khía cạnh thứ hai của sáng chế

N: bằng hoặc nhỏ hơn 0,02%

N là nguyên tố hiệu quả để cải thiện độ bền nhiệt độ cao và độ bền ăn mòn. Ti và Al được bổ sung chủ động theo khía cạnh thứ hai của sáng chế. Trong trường hợp này, N trở thành nguyên tố có hại tạo thành AlN hoặc TiN, đây là tạp chất phi kim loại, làm giảm các đặc tính của vật liệu, và kết hợp với các oxit để thúc đẩy sự tắc đầu phun trong quá trình đúc liên tục. Do đó, giới hạn trên của hàm lượng N được xác định là 0,02%. Hàm lượng N tốt hơn là bằng hoặc nhỏ hơn 0,01%.

[0045]

O: bằng hoặc nhỏ hơn 0,0020%, O+S: bằng hoặc nhỏ hơn 0,0020%

Oxy tạo thành các tạp chất oxit với Ca, Mg, Al, và Ti trong hợp kim theo sáng chế. Hàm lượng oxy phụ thuộc vào tổng trọng lượng của các tạp chất oxit và là chỉ báo quan trọng của trạng thái được khử oxy của hợp kim. Ngoài ra, các tạp chất oxit ảnh hưởng bất lợi đến việc gia công tấm và khả năng mở rộng ống. Ngoài ra, để ngăn chặn sự tách của S trong vùng ranh giới hạt càng nhiều càng tốt theo sáng chế, sự khử lưu huỳnh được thúc đẩy bằng cách cố định lưu huỳnh bằng Ca như được mô tả sau đây. Nhằm mục đích này, giới hạn trên của hàm lượng oxy cần bằng 0,0020%. Giá trị của O+S cần bằng hoặc nhỏ hơn 0,0020% để làm chỉ số để xác định xem việc cố định lưu huỳnh bằng Ca có được thực hiện đầy đủ trong thép đã được khử oxy sao cho lượng oxy trở thành bằng hoặc nhỏ hơn 0,0020% hay không. Mặt khác, việc khử oxy quá mức có thể làm giảm Ca và Mg chứa trong thân lò và xỉ để tạo ra Ca và Mg quá mức trong hợp kim. Trong trường hợp này, trái lại, khả năng gia công nóng và tính dễ nứt nóng của mỗi hàn được giảm đi. Do đó, hàm lượng oxy tốt hơn là bằng hoặc lớn hơn 0,0003%.

[0046]

Ca: từ 0,0010 đến 0,0050%

Ca là nguyên tố quan trọng để cải thiện khả năng gia công nóng và tính dễ nứt nóng của mối hàn của hợp kim, đặc biệt là, tính dễ nứt ở vùng HAZ trong quá trình hàn theo sáng chế. Ca được chứa để cố định S trong hợp kim ở dạng CaS và cải thiện khả năng gia công nóng. Phản ứng này được thực hiện như sau. Ca được liên kết với oxy trong hợp kim để tạo thành CaO và CaO-Al₂O₃ và làm giảm oxy hòa tan (oxy tự do) trong hợp kim. Sau khi oxy hòa tan (oxy tự do) trong hợp kim giảm tới gần như bằng 0, Ca còn lại phản ứng với S trong hợp kim để tạo thành CaS. Đối với các ảnh hưởng nêu trên trong hợp kim theo sáng chế, hàm lượng Ca là bằng hoặc lớn hơn 0,0010%, tốt hơn là bằng hoặc lớn hơn 0,0015%. Mặt khác, việc bổ sung quá nhiều Ca làm giảm độ dẻo ở nhiệt độ cao gần bằng 1100 độ C. Do đó, giới hạn trên của hàm lượng Ca được xác định là 0,0050%.

[0047]

Mg: từ 0,0010 đến 0,0050%

Mg bằng hoặc lớn hơn 0,0010% được chứa trong sáng chế do Mg được đưa vào thông qua sự khử oxy mạnh. Mg thường có thể cải thiện khả năng gia công nóng của hợp kim khi chứa với lượng nhỏ. Tuy nhiên, theo sáng chế, Mg thúc đẩy bất lợi sự tạo thành các tạp chất MgO làm giảm tính dễ nứt ở vùng HAZ trong quá trình hàn. Ngoài ra, Mg dư không tạo thành oxit sẽ tách ra trong vùng ranh giới hạt làm giảm độ bền ở ranh giới hạt trong khoảng nhiệt độ cao (ví dụ, 900 độ C), do đó làm giảm khả năng gia công nóng và làm giảm tính dễ nứt ở vùng HAZ trong khoảng nhiệt độ cao. Do đó, giới hạn trên của hàm lượng Mg được xác định là 0,0050%, tốt hơn là 0,0040%.

[0048]

Nồng độ lưu huỳnh trong các tạp chất được xác định theo khía cạnh thứ hai của sáng chế

Nồng độ lưu huỳnh trung bình trong các tạp chất oxit và các tạp chất sulfua: bằng hoặc lớn hơn 0,70%

Nồng độ lưu huỳnh trung bình trong các tạp chất để chỉ nồng độ trung bình của lưu huỳnh chứa trong các tạp chất oxit chứa oxy, các tạp chất sulfua chứa lưu huỳnh, và các chất kết tủa tạo ra với các tạp chất làm mầm kết tinh và thu được bằng cách phân

tích FE-SEM-EDS trong trường đo nhất định của mặt cắt ngang của hợp kim. Trong thép trong đó nồng độ oxy và nồng độ lưu huỳnh được xác định là bằng hoặc nhỏ hơn 0,0020% khối lượng tổng cộng, lưu huỳnh được cố định trong các tạp chất sao cho nồng độ lưu huỳnh trung bình trong các tạp chất là bằng hoặc lớn hơn 0,70% khối lượng, bằng cách đó sự tách lưu huỳnh ở ranh giới hạt, mà ảnh hưởng bất lợi đến sự nứt HAZ trong quá trình hàn, có thể được ngăn chặn, cho phép duy trì khả năng chống nứt HAZ tốt.

Việc làm giảm nồng độ oxy bằng cách tăng cường sự khử oxy trong quá trình tinh luyện là biện pháp hiệu quả để cố định lưu huỳnh trong các tạp chất.

[0049]

Phương pháp sản xuất theo khía cạnh thứ hai theo sáng chế sẽ được mô tả dưới đây.

Để tăng cường sự khử oxy, khả năng khử oxy được tăng cường bằng cách bổ sung Ca, nó có khả năng cố định S cao, ngoài việc khử oxy bằng Al. Việc khử oxy và khử lưu huỳnh bằng cách bổ sung hợp kim Ca trước quá trình tinh luyện thứ hai cuối cùng hoặc trong quá trình đúc liên tục là hiệu quả. Ngoài ra, thành phần của xỉ tạo ra trên bề mặt của thép nóng chảy trong quá trình tinh luyện thứ hai cân bằng thành phần của xỉ có tính bazơ cao tạo ra các tạp chất giàu CaO. Tỷ lệ (C/A) của CaO với Al_2O_3 theo khối lượng trong xỉ tốt hơn là bằng hoặc lớn hơn 1,5, tốt hơn nữa là bằng hoặc lớn hơn 2,0. Cần lưu ý rằng CaF_2 để điều chỉnh điểm nóng chảy có thể được bổ sung trong khoảng trong đó thân lò không bị hư hại. Ngoài ra, nồng độ Mg có thể tăng lên do sự đưa Mg vào từ xỉ ngay sau khi bổ sung Ca. Tốt hơn là bổ sung Ca trong bước cuối cùng của quá trình tinh luyện thứ hai hơn là trong quá trình đúc liên tục. Ngay cả trong trường hợp đó, tốt hơn là bổ sung Ca năm phút hoặc lâu hơn trước khi chuyển sang đúc liên tục.

[0050]

Thành phần cấu tạo được xác định theo khía cạnh thứ ba của sáng chế

N: bằng hoặc nhỏ hơn 0,35%

N là nguyên tố hiệu quả để cải thiện độ bền nhiệt độ cao. Hàm lượng N có thể được bổ sung cho đến 0,35%. Cần lưu ý rằng Ti và Al được bổ sung chủ động theo khía cạnh thứ ba của sáng chế. Khi Al hoặc Ti được bổ sung ở tổng hàm lượng bằng hoặc lớn hơn 0,3%, N trở thành nguyên tố có hại tạo thành AlN hoặc TiN, đây là tạp chất phi

kim loại, làm giảm các đặc tính của vật liệu, và kết hợp với các oxit làm thúc đẩy sự tắc đầu phun trong quá trình đúc liên tục. Do đó, khi Al hoặc Ti được bổ sung ở hàm lượng bằng hoặc lớn hơn 0,3% tổng cộng, giới hạn trên của hàm lượng N tốt hơn là bằng hoặc nhỏ hơn 0,02%, tốt hơn nữa là bằng hoặc nhỏ hơn 0,01%.

[0051]

O: bằng hoặc nhỏ hơn 0,003%

Oxy tạo thành các tạp chất oxit với Ca, Mg, Al, và Ti trong hợp kim theo sáng chế. Hàm lượng oxy phụ thuộc vào tổng trọng lượng của các tạp chất oxit và là chỉ báo quan trọng của tình trạng được khử oxy của hợp kim. Khi hàm lượng oxy vượt quá 0,003%, sự cân bằng khử oxy mong muốn không được thỏa mãn và sự tắc đầu phun dễ dàng xảy ra trong quá trình đúc liên tục. Ngoài ra, hàm lượng oxy cao thúc đẩy sự tạo ra chất kết tủa TiC thô. Các chất kết tủa TiC thô tác dụng làm điểm bắt đầu của sự nứt khi hóa lỏng, đây là nguyên nhân chính làm giảm tính dễ nứt nóng. Do đó, hàm lượng oxy cao cũng ảnh hưởng bất lợi đến tính dễ nứt nóng của mỗi hàn, đây là bản chất của sáng chế. Do đó, giới hạn trên của hàm lượng oxy được xác định là 0,003%, tốt hơn là 0,0025%, tốt hơn nữa là 0,002%. Việc làm giảm hàm lượng oxy dẫn tới làm giảm các tạp chất oxit và các tạp chất TiC thô, điều này là có lợi để ngăn chặn sự tắc đầu phun và sự nứt nóng của mỗi hàn, tuy nhiên, việc tạo ra quá nhiều Ca và quá nhiều Mg trong hợp kim trở thành yếu tố làm giảm khả năng gia công nóng. Do đó, hàm lượng oxy tốt hơn là bằng hoặc lớn hơn 0,0003%.

[0052]

Ca: từ 0,0003 đến 0,0050%

Ca là nguyên tố quan trọng để cải thiện khả năng gia công nóng và tính dễ nứt nóng của mỗi hàn của hợp kim, và được chứa để cố định S trong hợp kim ở dạng CaS và cải thiện khả năng gia công nóng. Phản ứng này được thực hiện như sau. Ca được liên kết với oxy trong hợp kim để tạo thành CaO và CaO-Al₂O₃ và làm giảm oxy hòa tan (oxy tự do) trong hợp kim. Sau khi oxy hòa tan (oxy tự do) trong hợp kim giảm tới gần như bằng 0, Ca còn lại phản ứng với S trong hợp kim để tạo thành CaS. Đối với các ảnh hưởng nêu trên trong hợp kim theo sáng chế, hàm lượng Ca là bằng hoặc lớn hơn 0,0003%, tốt hơn là bằng hoặc lớn hơn 0,0010%, tốt hơn nữa là bằng hoặc lớn hơn 0,0015%. Mặt khác, việc bổ sung dư Ca làm giảm độ dẻo ở nhiệt độ cao gần bằng 1100

độ C. Do đó, giới hạn trên của hàm lượng Ca được xác định là 0,0050%, tốt hơn là 0,0045%.

[0053]

Mg: bằng hoặc nhỏ hơn 0,0045%

Mg nói chung có thể cải thiện khả năng gia công nóng của hợp kim khi chứa với lượng nhỏ. Theo sáng chế, việc bổ sung Mg thúc đẩy sự tạo thành các tạp chất MgO, và do đó tạo ra tác dụng bất lợi là làm giảm tính dễ nứt ở vùng HAZ trong quá trình hàn. Ngoài ra, Mg dư không tạo thành các oxit sẽ tách ra ở ranh giới hạt. Sự tách Mg ở vùng ranh giới hạt làm giảm độ bền ở ranh giới hạt trong khoảng nhiệt độ cao (ví dụ, 900 độ C), do đó làm giảm khả năng gia công nóng và làm xấu đi tính dễ nứt ở vùng HAZ trong khoảng nhiệt độ cao. Khi sự khử oxy được tăng cường như được mô tả sau đây trong quá trình sản xuất thép theo sáng chế, Mg được đưa vào thép không tránh khỏi từ xỉ, thành lò, và tương tự. Khi xem xét các phát hiện nêu trên, hàm lượng Mg cần được giảm tới mức tối thiểu, và Mg không được bổ sung vào hợp kim theo sáng chế. Giới hạn trên của hàm lượng Mg được xác định là 0,0045%, tốt hơn là 0,0040%.

[0054]

Tỷ lệ thành phần của các tạp chất được xác định theo khía cạnh thứ ba của sáng chế

$$\frac{[\text{CaO} - 0,6 \times \text{MgO}] (\% \text{ khối lượng})}{[\text{CaO} + \text{MgO} + \text{Al}_2\text{O}_3] (\% \text{ khối lượng})} \geq 0,20 \quad \dots (2)$$

Giá trị của phía trái của công thức (2) nêu trên ($[\text{CaO} - 0,6 \times \text{MgO}] (\% \text{ khối lượng}) / [\text{CaO} + \text{MgO} + \text{Al}_2\text{O}_3] (\% \text{ khối lượng})$) được tính như sau. Các tạp chất trong đó O hoặc S được phát hiện được tách bằng cách phân tích FE-SEM-EDS trong trường đo nhất định của mặt cắt ngang của hợp kim. Khi giả thiết rằng Ca, Mg, và Al ở dạng CaO, MgO, và Al_2O_3 tương ứng, tỷ lệ khối lượng của CaO, MgO, và Al_2O_3 trong các tạp chất được tính từ nồng độ trung bình của Ca, Mg, và Al trong các tạp chất được tách ra, và mối liên hệ giữa CaO, MgO, và Al_2O_3 đã thu được.

Ở đây, quá trình tạo thành TiC sẽ được mô tả. Trong quá trình hóa rắn thép nóng chảy, TiN được ưu tiên tạo ra trong pha lỏng có nhiệt độ cao, trong khi TiC kết tủa trong vùng đồng tồn tại rắn-lỏng và vùng pha rắn. Phần lớn TiC được kết tủa mịn với kích

thước bằng hoặc nhỏ hơn khoảng $0,2\mu\text{m}$. Tuy nhiên, TiC tạo thành một phần trong khoảng nhiệt độ cao phần lớn được tạo ra bao quanh các tạp chất oxit, và một số chất kết tủa TiC thu được được tạo hạt thô tới khoảng $1\mu\text{m}$ tới vài μm . Khi các chất kết tủa TiC được tạo hạt thô này có mặt ở vùng ranh giới hạt, C và Ti trong TiC khuếch tán vào nền do nhiệt đưa vào trong quá trình hàn để làm giảm điểm nóng chảy của mặt phân cách của TiC và nền, dẫn đến điểm bắt đầu nứt khi hóa lỏng tạo ra trong phần HAZ.

[0055]

Ngược lại, ví dụ, như được mô tả ở trên trong tài liệu sáng chế 3, các tạp chất MgO và các tạp chất CaO dùng làm mầm kết tinh để tạo thành các tạp chất TiN, trong khi các tạp chất CaO-Al₂O₃-MgO không trở thành mầm kết tinh để tạo thành các tạp chất TiN và được cho là vô hại. Do đó, thành phần của các tạp chất CaO-MgO-Al₂O₃ được điều chỉnh để ngăn TiN khỏi tạo hạt thô. Điều kiện nóng chảy được xác định để tạo thành ổn định các tạp chất CaO-MgO-Al₂O₃ có thành phần sao cho điểm nóng chảy là thấp hơn vùng nhiệt độ trong đó TiN được tạo ra. Điều này ức chế sự tạo thành các oxit (tức là CaO và MgO) dùng làm mầm kết tinh trong quá trình tạo thành các tạp chất TiN thô. Tuy nhiên, mặc dù phần lớn TiN được tạo ra trong vùng nhiệt độ cao hơn nhiệt độ bắt đầu hóa rắn của pha nền, phần lớn các chất kết tủa TiC được tạo ra ở nhiệt độ bằng hoặc nhỏ hơn nhiệt độ bắt đầu hóa rắn của pha nền. Đối với các chất kết tủa TiC, ngay cả các tạp chất CaO-MgO-Al₂O₃ tác dụng như mầm kết tinh, do đó tạo thành nhiều chất kết tủa TiC được tạo hạt thô bao gồm các tạp chất CaO-MgO-Al₂O₃ làm mầm kết tinh ở ranh giới hạt. Do đó, phương pháp theo tài liệu sáng chế 3 là không hiệu quả để làm phương pháp để cải thiện tính dễ nứt ở vùng HAZ. Điều quan trọng theo sáng chế là làm giảm số lượng tạp chất có thể tác dụng làm mầm kết tinh để tạo thành chất kết tủa TiC, cụ thể hơn, số lượng tạp chất có thể tạo thành chất kết tủa TiC thô. Mg có mặt trong thép nóng chảy dưới dạng Mg tự do mà không liên kết với oxy sẽ tách ra trong vùng ranh giới hạt, do đó làm giảm độ bền ở ranh giới hạt. Cũng cần xem xét sự ảnh hưởng gây bởi việc làm giảm độ bền ở ranh giới hạt này.

[0056]

Việc làm giảm nồng độ oxy bằng cách tăng cường sự khử oxy trong quá trình tinh luyện là biện pháp hiệu quả để làm giảm số lượng tạp chất. Để tăng cường sự khử oxy, khả năng khử oxy được tăng cường bằng cách bổ sung hợp kim Ca, ngoài cách khử oxy bằng Al. Trong khi đó, việc làm giảm áp suất riêng phần của oxy trong thép nóng

chảy gây ra sự đưa Mg vào thép nóng chảy từ xỉ, thành lò và tương tự. Mg trong thép nóng chảy tạo thành các tạp chất oxit như $\text{CaO-MgO-Al}_2\text{O}_3$ và MgO . Tỷ lệ theo số lượng của các tạp chất MgO với các tạp chất $\text{CaO-MgO-Al}_2\text{O}_3$ tăng lên khi áp suất riêng phần của oxy giảm đi. Các tác giả sáng chế đã kiểm tra bằng phương pháp thống kê, bằng cách sử dụng FE-SEM-EDS, mối liên hệ giữa thành phần của các tạp chất là mầm kết tinh của các chất kết tủa TiC và đường kính cụ thể của TiC . Kết quả là đã phát hiện được rằng khi đường kính hạt của TiC tăng lên, tỷ lệ của TiC chứa MgO hoặc MgO và Al_2O_3 tăng lên, trong khi tỷ lệ của TiC chỉ chứa CaO mà không chứa MgO và Al_2O_3 giảm đi. Do TiC có mặt ở ranh giới hạt tạo ra các ảnh hưởng bất lợi hơn đối với tính dễ nứt khi hóa lỏng khi đường kính hạt của TiC tăng lên, biện pháp để ngăn chặn sự tạo thành MgO , chất này thúc đẩy sự tạo thành TiC thô, là hiệu quả để cải thiện một cách có lợi tính dễ nứt ở vùng HAZ.

[0057]

Đường kính hạt của TiC ảnh hưởng đến sự nứt khi hóa lỏng sẽ được mô tả. Khi đường kính hình tròn tương đương của TiC là nhỏ hơn $1\mu\text{m}$, do C khuếch tán vào khối và TiC biến mất trước khi sự nóng chảy eutectic xảy ra ở mặt phân cách với hợp kim, TiC hiếm khi tác dụng như điểm bắt đầu nứt khi hóa lỏng và do đó hầu như không có ảnh hưởng đến tính dễ nứt khi hóa lỏng. Mặt khác, khi đường kính của các hạt TiC là lớn hơn, số lượng của nó là nhỏ hơn và xác suất TiC tồn tại ở mặt phân cách của kim loại hàn và kim loại nền cũng giảm mạnh. Số lượng các hạt TiC có đường kính hình tròn tương đương bằng hoặc lớn hơn $5\mu\text{m}$ chỉ nhỏ hơn 1% so với số lượng các hạt TiC có đường kính hình tròn tương đương bằng 1 đến $5\mu\text{m}$. Do đó, sự ảnh hưởng của các hạt TiC có đường kính hình tròn tương đương bằng hoặc lớn hơn $5\mu\text{m}$ đến tính dễ nứt khi hóa lỏng có thể được bỏ qua.

[0058]

Để ngăn ngừa sự giảm độ bền ở ranh giới hạt gây bởi sự tách Mg tự do vào vùng ranh giới hạt, cách hiệu quả là làm giảm chính hàm lượng Mg trong thép. Để làm giảm hàm lượng Mg, điều quan trọng là sản xuất thép trong điều kiện ngăn chặn việc đưa Mg vào.

[0059]

Như được mô tả ở trên, cần xem xét tổng thể các ảnh hưởng bất lợi gây bởi cả

các tạp chất TiC thô và sự tách Mg là yếu tố gây ra các ảnh hưởng bất lợi đến tính dễ nứt ở vùng HAZ theo khía cạnh thứ ba của sáng chế. Theo kết quả của các nghiên cứu siêng năng bởi các tác giả sáng chế, đã phát hiện được rằng khi tỷ lệ khối lượng của CaO, MgO, và Al₂O₃ được tính từ nồng độ trung bình của Ca, Mg, và Al trong các tạp chất này thỏa mãn công thức (2), TiC thô ít có khả năng kết tủa và tính dễ nứt ở vùng HAZ được giảm đi đáng kể.

$$[\text{CaO} - 0,6 \times \text{MgO}] (\% \text{ khối lượng}) / [\text{CaO} + \text{MgO} + \text{Al}_2\text{O}_3] (\% \text{ khối lượng}) \geq 0,20 \quad \dots$$

(2)

[0060]

Do việc bổ sung Ca quá mức có thể gây ra các nhược điểm như tắc đầu phun, giới hạn trên của tỷ lệ của Ca trong các tạp chất tốt hơn là thỏa mãn $0,90 \geq [\text{CaO}] (\% \text{ khối lượng}) / [\text{CaO} + \text{MgO} + \text{Al}_2\text{O}_3] (\% \text{ khối lượng})$.

[0061]

Phương pháp sản xuất theo khía cạnh thứ ba của sáng chế sẽ được mô tả dưới đây.

Để đạt được cả việc làm giảm nồng độ oxy và ngăn chặn việc đưa Mg vào, sau khi khử oxy và khử lưu huỳnh đủ bằng cách sử dụng Al và Ti, chúng có khả năng khử oxy mạnh hơn so với Si, trong quá trình tinh luyện thứ hai, việc khử oxy và khử lưu huỳnh bằng cách bổ sung Ca là cần thiết ngay trước khi kết thúc quá trình tinh luyện thứ hai hoặc trong quá trình đúc liên tục. Ngoài ra, xỉ tạo ra trên bề mặt của thép nóng chảy trong nồi rót trong quá trình tinh luyện thứ hai cần được tạo ra với thành phần của xỉ mà có thể làm giảm đến mức tối thiểu lượng Mg đưa vào trong quá trình tinh luyện thứ hai. Cụ thể, xỉ cần được quản lý bằng thành phần của xỉ trong đó MgO chứa trong xỉ được giảm càng nhiều càng tốt. Khi tính bazơ của thành phần của xỉ là cao hơn, lượng bổ sung của MgO cần được giới hạn hơn. Với thành phần của xỉ có tính bazơ cao, cụ thể, khi tỷ lệ khối lượng C/A giữa CaO và Al₂O₃ trong xỉ là bằng hoặc lớn hơn 1,0, tỷ lệ khối lượng C/S giữa CaO và SiO₂ là bằng hoặc lớn hơn 11,2, và tỷ lệ giữa Al₂O₃ và MgO trong xỉ được xác định là A/M, cần giới hạn hàm lượng MgO trong xỉ để thỏa mãn $A/M \geq 4,0$ trong thép chứa Al và Ti nằm trong khoảng theo khía cạnh thứ ba của sáng chế và bổ sung hợp kim Ca ngay trước khi kết thúc quá trình tinh luyện thứ hai. Cần lưu ý rằng việc bổ sung CaF₂ để điều chỉnh điểm nóng chảy là cần thiết trong khoảng (10 đến 25 %

khối lượng) trong đó thân lò không bị hư hại.

Thành phần của tạp chất thỏa mãn công thức (2) có thể đạt được bằng cách sử dụng phương pháp sản xuất được mô tả ở trên.

[0062]

Thành phần cấu tạo chung theo các khía cạnh thứ nhất đến thứ ba của sáng chế

Thành phần cấu tạo của hợp kim có hàm lượng Ni cao theo sáng chế chứa các thành phần nêu trên, và lượng còn lại bao gồm Fe và các tạp chất. Ngoài ra, thay cho một phần Fe nêu trên, các thành phần sau đây (% khối lượng) có thể được chứa một cách chọn lọc. Tiếp theo, lý do xác định các thành phần chọn lọc này sẽ được mô tả.

[0063]

B: từ 0,0002 đến 0,0030%

B là nguyên tố để cải thiện khả năng gia công nóng của thép, và cải thiện đáng kể khả năng kéo trong khoảng nhiệt độ cao của quá trình gia công nóng. Do đó, B được chứa nếu cần. Mặc dù cơ chế mà nhờ đó B cải thiện khả năng gia công nóng là không rõ ràng, đã cho rằng sự tách ở ranh giới hạt làm tăng độ bền ở ranh giới hạt. Do tác dụng cải thiện khả năng kéo nóng do bổ sung B đạt được ở hàm lượng B bằng hoặc lớn hơn 0,0002%, giới hạn dưới của B, nếu được chứa, được xác định là 0,0002%. Mặt khác, giới hạn trên của hàm lượng B được xác định là 0,0030%, tốt hơn là 0,0015% do việc bổ sung B quá nhiều sẽ thúc đẩy sự nứt khi hóa rắn.

[0064]

Sn: bằng hoặc nhỏ hơn 0,05%

Zn + Pb + Bi: bằng hoặc nhỏ hơn 0,0010%

Zr: bằng hoặc nhỏ hơn 0,5%

Hf: bằng hoặc nhỏ hơn 0,5%

La + Ce + Nd: bằng hoặc nhỏ hơn 0,0050%

Sn là nguyên tố để cải thiện độ bền ăn mòn và độ bền rão ở nhiệt độ cao của thép, và có thể được bổ sung nếu cần. Tuy nhiên, do việc bổ sung lượng nhiều hơn 0,05% làm giảm khả năng gia công nóng, giới hạn trên của hàm lượng Sn được xác định là 0,05%. Ngoài ra, do Pb, Zn, và Bi cũng làm giảm đáng kể khả năng gia công nóng

của hợp kim một pha austenit, giới hạn trên của Pb, Zn, và Bi cần được xác định nghiêm ngặt, và tổng hàm lượng của Pb, Zn, và Bi được xác định là bằng hoặc nhỏ hơn 0,0010%.

[0065]

Cả Zr và Hf đều cải thiện tính dễ nứt khi hóa rắn và khả năng chống oxy hóa ở nhiệt độ cao của thép bằng cách cố định P và S, và có thể được bổ sung nếu cần. Mặt khác, việc bổ sung nhiều Zr và Hf vượt quá 0,5% làm giảm năng suất (ví dụ, khả năng gia công nóng) và kết cấu bề mặt. Do đó, giới hạn trên của mỗi trong số hàm lượng của Zr và Hf được xác định là 0,5%.

[0066]

Tất cả La, Ce, và Nd là các nguyên tố để cải thiện khả năng chống oxy hóa và tính dễ nứt khi hóa rắn bằng cách cố định P và S, trong khi việc bổ sung lượng tổng cộng vượt quá 0,0050% đẩy nhanh sự tăng các chất kết tủa TiC và làm tăng tính dễ nứt khi hóa lỏng của thép. Do đó, giới hạn trên của tổng của các hàm lượng của La, Ce, và Nd được xác định là 0,0050%. Các ví dụ về phương pháp bổ sung các nguyên tố này bao gồm bổ sung ở dạng mỗi kim loại, bổ sung ở dạng hợp kim của mỗi kim loại, và bổ sung ở dạng hợp kim đất hiếm.

[0067]

W: bằng hoặc nhỏ hơn 3%

W, tương tự với Mo, là nguyên tố làm tăng độ bền của hợp kim bền nhiệt, và có thể được bổ sung nếu cần. Nhằm mục đích cải thiện độ bền nhiệt trong thép theo sáng chế, giới hạn trên của hàm lượng W là 3%.

[0068]

V: từ 0,01 đến 0,5%, Nb: từ 0,002 đến 1,0%, Ta: từ 0,002 đến 1,0%

V, Nb, và Ta được mô tả. Tất cả trong số V, Nb, và Ta có thể được bổ sung nếu cần, và cải thiện các đặc tính nhiệt độ cao của hợp kim. Giới hạn trên của mỗi trong số hàm lượng của Nb và Ta được xác định là 1,0% để làm cho hàm lượng tương xứng với chi phí. Giới hạn trên của mỗi trong số hàm lượng của Nb và Ta tốt hơn là 0,8%. Giới hạn trên của hàm lượng V được xác định là 0,5%. Nếu được bổ sung, giới hạn dưới của hàm lượng V là 0,01% và giới hạn dưới của mỗi trong số Nb và Ta là 0,002%. Giới hạn dưới của mỗi trong số hàm lượng V, Nb, và Ta tốt hơn là 0,03%. Mỗi trong số hàm

lượng V, Nb, và Ta tốt hơn là nằm trong khoảng từ 0,03% đến 0,8%.

[0069]

Hợp kim có hàm lượng Ni cao theo sáng chế tốt hơn là được sử dụng trong kết cấu hàn. Điều này là do tính dễ nứt nóng của mối hàn, đặc biệt là tính dễ nứt ở vùng HAZ, có thể được ổn định ở mức thấp khi sản xuất kết cấu bằng cách hàn.

Ví dụ thực hiện sáng chế

[0070]

Ví dụ 1

Ví dụ theo khía cạnh thứ nhất của sáng chế được mô tả dưới đây. Các tác giả sáng chế nấu chảy hợp kim có hàm lượng Ni cao trong nồi MgO của lò nấu chảy chân không 50kg, bổ sung Al, Ti, Ca, và Mg vào nồi, và đúc hỗn hợp này vào khuôn phẳng 17kg để thu được hợp kim có hàm lượng Ni cao có thành phần được thể hiện trong các bảng 1 và 2. Trong quá trình nấu chảy này, chất trợ dung được đưa vào để mô phỏng thành phần của xỉ cho quá trình tinh luyện thứ hai. Năm loại chất phản ứng dạng bột gồm CaO, MgO, Al_2O_3 , SiO_2 , và CaF_2 được sử dụng làm chất trợ dung, và được trộn vào ngày nấu chảy. Điều kiện trộn là, theo % khối lượng trong chất trợ dung, MgO: 7,5%, CaF_2 : 20%, tỷ lệ khối lượng được tính từ lượng đưa vào của CaO, SiO_2 , Al_2O_3 , và/hoặc MgO: $CaO/Al_2O_3 = 0,91$, $Al_2O_3/MgO = 3,7$, $CaO/SiO_2 = 1,3$, và các lượng đưa vào này được điều chỉnh sao cho lượng của chất trợ dung trong nồi là 340g. Chất trợ dung được bổ sung hai phút sau khi Ti và Al được bổ sung, và hợp kim Ca được bổ sung 10 phút sau khi chất trợ dung được bổ sung. Việc gỡ nhẹ thép (bắt đầu đúc vào khuôn) được thực hiện đối với mẫu A1 đến A11 và B6 đến B8 ở thời điểm 7,5 phút sau khi hợp kim Ca được bổ sung, và đối với mẫu B1 đến B5 ở thời điểm 2,5 phút sau khi hợp kim Ca được bổ sung. Cần lưu ý rằng lượng còn lại của các thành phần nêu trong các bảng 1 và 2 là Fe và các nguyên tố tạp chất, và tất cả các đơn vị là % khối lượng. Các bảng 1 và 2 cho thấy rằng các thành phần trong ô trống là ở mức tạp chất.

[0071]

Bảng 1

Thép số	Hàm lượng của thành phần (% khối lượng)																Ghi chú
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	Ti	N	O	Mo	Cu	Co	Ca	Mg	
A1	0,074	0,41	1,15	0,025	0,0004	19,81	30,72	0,46	0,48	0,0092	0,0024				0,0031	0,0007	Các ví dụ theo sáng chế
A2	0,071	0,44	1,22	0,023	0,0004	19,92	30,51	0,38	0,38	0,0089	0,0022	0,18	0,12	0,11	0,0022	0,0011	
A3	0,075	0,48	1,16	0,022	0,0005	19,98	30,88	0,35	0,38	0,0083	0,0016	0,12	0,12	0,25	0,0018	0,0013	
A4	0,073	0,42	1,18	0,017	0,0004	19,91	30,69	0,33	0,50	0,0081	0,0018	0,09	0,11	0,20	0,0019	0,0017	
A5	0,031	0,21	1,12	0,024	0,0006	19,84	30,60	0,47	0,47	0,0094	0,0021	0,25	0,08	0,21	0,0049	0,0012	
A6	0,076	0,41	0,37	0,025	0,0008	20,81	32,70	0,46	0,49	0,0095	0,0023	0,25	0,14	0,21	0,0030	0,0019	
A7	0,074	0,40	1,15	0,018	0,0007	19,90	30,68	0,45	0,47	0,0104	0,0015	0,27	0,14	0,21	0,0035	0,0020	
A8	0,013	0,35	0,52	0,019	0,0007	17,01	39,08	0,28	0,21	0,0072	0,0009	2,11	0,23	0,25	0,0039	0,0014	
A9	0,018	0,39	1,07	0,020	0,0005	20,22	30,71	0,08	0,08	0,1030	0,0012	0,21	1,15	0,11	0,0011	0,0016	
A10	0,070	0,42	1,15	0,021	0,0004	20,51	31,05	0,43	0,46	0,0069	0,0014	0,22	0,11	2,21	0,0019	0,0022	
A11	0,073	0,46	1,13	0,023	0,0001	19,98	30,25	0,47	0,48	0,0073	0,0010	0,18	0,09	0,35	0,0020	0,0028	
B1	0,070	0,41	1,15	0,025	0,0006	19,79	30,67	0,46	0,49	0,0086	0,0011	0,25	0,14	0,21	0,0028	0,0027	So sánh
B2	0,072	0,41	1,15	0,024	0,0005	19,86	30,72	0,46	0,49	0,0129	0,0011	0,25	0,14	0,21	0,0033	0,0036	
B3	0,087	0,41	0,32	0,026	0,0005	19,97	30,60	0,26	0,44	0,0068	0,0030	0,24	0,14	0,20	0,0019	0,0007	
B4	0,083	0,40	1,16	0,025	0,0007	19,96	30,65	0,34	0,46	0,0074	0,0023	0,24	0,15	0,20	0,0022	0,0014	
B5	0,081	0,21	1,16	0,026	0,0006	19,97	30,68	0,40	0,47	0,0076	0,0019	0,24	0,14	0,21	0,0017	0,0023	
B6	0,097	0,40	1,13	0,026	0,0004	19,98	30,72	0,27	0,45	0,0070	0,0018	0,24	0,12	0,21	0,0072	0,0021	
B7	0,086	0,41	1,15	0,027	0,0005	19,84	30,71	1,35	0,50	0,0066	0,0007	0,24	0,14	0,20	0,0033	0,0032	
B8	0,086	0,41	1,15	0,027	0,0006	19,84	30,71	0,37	1,53	0,0066	0,0011	0,24	0,14	0,20	0,0025	0,0033	

[0072]

Bảng 2

Bảng 2														
Thép số	Hàm lượng của thành phần (% khối lượng)												Ghi chú	
	B	Sn	Zn	Pb	Bi	Zn+Pb +Bi	Zr	Hf	La+Ce +Nd	W	V	Nb		Ta
A1														Các ví dụ theo sáng chế
A2	0,0002		0,0001	0,0001	0,0001	0,0003			0,0011					
A3	0,0004	0,003						0,08						
A4	0,0005						0,09							
A5	0,0008									0,37	0,10			
A6	0,0003		0,0001	0,0001	0,0001	0,0003					0,04	0,32		
A7	0,0003	0,014									0,10		0,23	
A8	0,0003						0,12				0,09			
A9	0,0005								0,0012		0,05			
A10	0,0012							0,11			0,11			
A11	0,0005										0,04			
B1											0,10		So sánh	
B2			0,0001	0,0003		0,0004					0,10			
B3		0,013									0,09			
B4	0,0010	0,012									0,10			
B5	0,0009										0,11			
B6	0,0010										0,07			
B7											0,10			
B8											0,10			

[0073]

Phôi đúc thu được từ kim loại nóng chảy có kích thước chiều dày 48mm x chiều rộng 170mm x chiều cao 225mm. Phôi đúc này được thực hiện các xử lý sau đây để chuẩn bị mẫu thử nghiệm Longi-Varestraint để đánh giá tính dễ nứt ở vùng HAZ. Trước hết, bề mặt của phôi đúc được mài 2mm để loại bỏ các khuyết tật trên đó, và sau đó phôi đúc được cắt thành hình dạng chiều dày 44mm x chiều rộng 85mm x chiều dài 170mm. Mẫu cắt này được nung nóng trong một giờ ở 1180 độ C và cán nóng để có chiều dày 12,5mm. Tiếp theo, tấm dày này được xử lý nhiệt ở 1165 độ C trong 10 phút, mài hai mặt để có chiều dày 12mm, và cắt thành mẫu thử nghiệm có chiều rộng 40mm và chiều dài 300mm.

[0074]

Trong thử nghiệm Longi-Varestraint, kỹ thuật hàn TIG không có que hàn được thực hiện theo hướng dọc ở chính giữa chiều rộng của mẫu thử nghiệm trong điều kiện dòng điện hàn bằng 200A, điện áp 12V, và tốc độ 15 cm/phút. Vào giữa quá trình hàn, ứng suất uốn được tác dụng tức thời song song với hướng hàn sao cho biến dạng 2% được tác dụng vào lớp trên cùng của mẫu thử nghiệm. Phần trong đó vết nứt mỗi hàn xuất hiện do tác dụng ứng suất uốn được cắt thành kích thước có thể quan sát bằng kính hiển vi quang học. Sau khi cắt ra, vảy trên bề mặt của phần được hàn của phần cắt ra này được loại bỏ bằng cách mài bóng, và sự có mặt/không có mặt và mức độ của các vết nứt HAZ được quan sát bằng kính hiển vi quang học. Chiều dài của mỗi trong số các vết nứt HAZ phát triển từ ranh giới giữa kim loại của mỗi hàn và kim loại nền theo hướng vuông góc với hướng hàn được đo, và tổng của các chiều dài này được xác định là tổng chiều dài vết nứt. Thử nghiệm này được thực hiện đối với hai mẫu thử nghiệm ($n = 2$) được chuẩn bị từ sản phẩm thép được thể hiện bằng mỗi số hiệu của thép. Khi giá trị trung bình của tổng chiều dài vết nứt của hai mẫu thử nghiệm ($n = 2$) là bằng hoặc nhỏ hơn 1mm, sản phẩm thép được đánh giá là tốt. Khi giá trị trung bình này vượt quá 1mm, sản phẩm thép được đánh giá là không thích hợp. Khi giá trị trung bình này là bằng hoặc nhỏ hơn 0,4mm, sản phẩm thép được đánh giá là rất tốt.

[0075]

Các tạp chất được xác định theo phân tích FE-SEM-EDS. SU5000 được sản xuất bởi Hitachi High-Technology Co., Ltd. được sử dụng làm FE-SEM, và EMAX Evolution được sử dụng làm chương trình phần mềm phân tích. Mẫu cắt theo kích thước 25mm x

25mm thu được từ phần không bị ảnh hưởng nhiệt của mẫu thử nghiệm Longi-Varestraint và được trám bằng nhựa để lấp trên cùng của mẫu cắt dùng làm bề mặt quan sát. Sau đó, để ngăn ngừa các chất kết tủa như oxit, sulfua, nitrua, và carbua trên lớp trên cùng khỏi bị hòa tan, bước đánh bóng gương được thực hiện bằng hạt mài kim cương. Diện tích đo được giới hạn ở bằng hoặc nhỏ hơn $2,5\text{mm}^2$. Trong số các hạt được nhận ra là các hạt bởi chương trình phần mềm phân tích từ thông tin tương phản của ảnh điện tử tán xạ ngược, các hạt có đường kính hình tròn tương đương bằng hoặc lớn hơn $1,0\mu\text{m}$ được biến đổi từ diện tích này được phân tích định lượng tự động bằng EDX. Thời gian đo là 0,5 giây cho một hạt. Trong số các hạt phát hiện được, các hạt trong đó Ti và C được phát hiện nhưng N không được phát hiện được tách dưới dạng các hạt TiC , và số lượng các hạt phát hiện được này được chia cho diện tích đo để thu được mật độ số lượng. Bảng 3 thể hiện kết quả xác định mật độ số lượng của các chất kết tủa TiC và các kết quả đo tổng độ dài vết nứt HAZ (trung bình với $n = 2$). Fig.1 thể hiện mối liên hệ giữa tính dễ nứt ở vùng HAZ, mật độ số lượng của TiC , và hàm lượng Mg. Trên Fig.1, mỗi mẫu thử nghiệm có tổng chiều dài vết nứt HAZ bằng hoặc nhỏ hơn 1mm được thể hiện là tốt (được ký hiệu bằng hình tròn màu trắng), và các mẫu thử nghiệm còn lại được thể hiện là kém (được ký hiệu bằng hình vuông màu đen). Đường liền nét thể hiện trên Fig.1 để chỉ như sau:

mật độ số lượng của TiC (số hạt/ mm^2) = $463 - 9,5 \times$ nồng độ Mg trong thép (phần triệu khối lượng).

Trong bảng 3, giá trị của “mật độ số lượng của TiC (số hạt/ mm^2) + $9,5 \times$ nồng độ Mg trong thép (phần triệu khối lượng)” được ký hiệu bằng X.

[0076]

Bảng 3

Thép số	Mật độ số lượng của TiC ($\geq 1\mu\text{m}$, hạt/ mm^2)	X (*)	Tổng chiều dài vết nứt HAZ (mm)	Ghi chú
A1	358	424,5	0,59	Các ví dụ theo sáng chế
A2	312	416,5	0,47	
A3	273	396,5	0,41	
A4	285	446,5	0,67	
A5	219	333	0,48	
A6	219	399,5	0,30	
A7	115	305	0,35	
A8	172	305	0,63	
A9	107	259	0,42	
A10	153	362	0,51	
A11	172	438	0,51	
B1	244	500,5	2,35	So sánh
B2	142	484	2,05	
B3	402	468,5	2,09	
B4	382	515	2,63	
B5	330	548,5	3,41	
B6	287	486,5	2,97	
B7	336	640	3,09	
B8	412	725,5	3,09	

(*)X: Mật độ số lượng của TiC (số hạt/ mm^2) + $9,5 \times$ nồng độ Mg trong thép (phần triệu khối lượng)
 ở $X \leq 463$, tính dễ nứt ở vùng HAZ là tốt.

[0077]

Theo các ví dụ trong bảng 3 và Fig.1, trong các thép số A1 đến A11 theo sáng chế, trong đó giá trị của “X = mật độ số lượng của TiC (số hạt/ mm^2) + $9,5 \times$ nồng độ Mg trong thép (phần triệu khối lượng)” là bằng hoặc nhỏ hơn 463, giá trị của tổng độ dài vết nứt HAZ tạo ra trong thử nghiệm vết nứt nóng của mỗi hàn là tốt do bằng hoặc nhỏ hơn 1mm tính trung bình với $n = 2$.

Các thép số B1 đến B8 là so sánh. Trong số các thép số B1 đến B5, trong đó thời gian từ khi bổ sung Ca đến khi gõ nhẹ được rút ngắn, các thép số B1, B2, và B5 có nồng độ Mg cao trong thép, và thép số B3 và B4 có nồng độ oxy cao trong thép, dẫn đến mật độ số lượng của TiC cao. Thép số B6 đến B8, trong đó nguyên tố thúc đẩy khử oxy Ca, Ti

hoặc Al được bổ sung quá nhiều, có nồng độ Mg cao hoặc mật độ số lượng của TiC cao trong thép. Do đó, tất cả các thép số B1 đến B8 có giá trị của X lớn hơn 463 trong bảng 3, tức là, không thỏa mãn công thức (1), và giá trị của tổng độ dài vết nứt HAZ vượt quá đáng kể 1mm. Rõ ràng là các thép so sánh số B1 đến B8, mà không thỏa mãn các yêu cầu theo sáng chế, có sự tăng mạnh tính dễ nứt ở vùng HAZ.

[0078]

Như có thể thấy từ ví dụ nêu trên, đã trở nên rõ ràng là khía cạnh thứ nhất của sáng chế có thể tạo ra hợp kim có hàm lượng Ni cao có tính dễ nứt nóng của mối hàn thấp.

[0079]

Ví dụ 2

Ví dụ theo khía cạnh thứ hai của sáng chế sẽ được mô tả dưới đây. Các tác giả sáng chế nấu chảy hợp kim có hàm lượng Ni cao trong nồi MgO bằng lò nấu chảy chân không 50kg, bổ sung Al, Ti, Ca, và Mg vào nồi, và đúc hỗn hợp này vào khuôn phẳng 17kg để thu được hợp kim có hàm lượng Ni cao có thành phần được thể hiện trong các bảng 4 và 5. Trong quá trình nấu chảy này, chất trợ dung được đưa vào để mô phỏng thành phần của xỉ cho quá trình tinh luyện thứ hai. Năm loại chất phản ứng dạng bột gồm CaO, MgO, Al₂O₃, SiO₂, và CaF₂ được sử dụng làm chất trợ dung, và được điều chế vào ngày nấu chảy. Điều kiện trộn là, theo % khối lượng trong chất trợ dung, MgO: 7,5%, CaF₂: 20%, tỷ lệ khối lượng chất trợ dung được tính từ lượng đưa vào của CaO, SiO₂, Al₂O₃, và/hoặc MgO: CaO/Al₂O₃ = 2,5 ((CaO+CaF₂)/Al₂O₃ = 3,5), Al₂O₃/MgO = 2,7, và CaO/SiO₂ = 20, và các lượng đưa vào này được điều chỉnh sao cho lượng của chất trợ dung trong nồi là 340 g. Chất trợ dung được bổ sung hai phút sau khi Ti và Al được bổ sung, và hợp kim Ca được bổ sung 10 phút sau khi chất trợ dung được bổ sung. Việc gõ nhẹ thép (bắt đầu đúc thành khuôn) được thực hiện đối với thép số A1 đến A11 và B4 ở thời điểm 7,5 phút sau khi hợp kim Ca được bổ sung, và đối với B1 đến B3 và B5 đến B7 ở thời điểm 2,5 phút sau khi hợp kim Ca được bổ sung. Cần lưu ý rằng lượng còn lại của các thành phần nêu trong các bảng 4 và 5 là Fe và các nguyên tố tạp chất, và tất cả các đơn vị là % khối lượng. Các bảng 4 và 5 cho thấy rằng các thành phần trong ô trống là ở mức tạp chất.

[0080]

Bảng 4

Thép số	Hàm lượng của thành phần (% khối lượng)														Ghi chú			
	C	Si	Mn	P	S	O	O + S	Cr	Ni	Al	Ti	N	Mo	Cu		Co	Ca	Mg
A1	0,078	0,39	1,13	0,026	0,0006	0,0009	0,0015	19,91	30,55	0,44	0,27	0,011				0,0016	0,0018	Các ví dụ theo sáng chế
A2	0,058	0,41	1,18	0,023	0,0002	0,0011	0,0013	19,89	30,72	0,35	0,37	0,010	0,15	0,11	0,29	0,0018	0,0014	
A3	0,065	0,43	1,25	0,018	0,0003	0,0013	0,0016	20,03	30,46	0,35	0,36	0,009	0,23	0,09	0,35	0,0021	0,0019	
A4	0,071	0,37	1,07	0,020	0,0001	0,0015	0,0016	19,95	30,57	0,37	0,37	0,008	0,19	0,13	0,39	0,0017	0,0020	
A5	0,072	0,48	1,14	0,025	0,0005	0,0014	0,0019	18,07	30,48	0,47	0,51	0,008	0,38	0,18	0,32	0,0018	0,0030	
A6	0,070	0,43	1,12	0,023	0,0001	0,0012	0,0013	19,25	30,52	0,43	0,42	0,008				0,0022	0,0022	
A7	0,073	0,55	1,23	0,022	0,0002	0,0013	0,0015	19,49	32,15	0,49	0,35	0,007	0,07	0,05	0,38	0,0037	0,0018	
A8	0,027	1,13	0,35	0,017	0,0001	0,0009	0,0010	20,05	37,17	0,52	0,31	0,006	0,25	0,12	0,41	0,0025	0,0023	
A9	0,065	0,37	1,08	0,020	0,0001	0,0012	0,0013	24,17	38,00	0,31	0,48	0,007	0,87	0,08	0,29	0,0047	0,0027	
A10	0,047	0,32	1,12	0,017	0,0001	0,0013	0,0014	20,03	30,51	0,12	0,06	0,017	1,15	1,05	0,32	0,0028	0,0021	
A11	0,013	0,41	1,05	0,019	0,0002	0,0011	0,0013	20,59	35,12	0,33	0,13	0,006	0,22	0,08	0,27	0,0036	0,0017	
B1	0,071	0,43	1,16	0,025	0,0006	0,0015	0,0021	19,79	30,32	0,46	0,49	0,009	0,21	0,14	0,21	0,0028	0,0027	So sánh
B2	0,073	0,41	1,18	0,022	0,0003	0,0019	0,0022	19,86	30,26	0,46	0,49	0,013	0,17	0,14	0,21	0,0033	0,0046	
B3	0,077	0,38	1,15	0,023	0,0005	0,0021	0,0026	19,97	30,31	0,26	0,44	0,007	0,14	0,14	0,20	0,0019	0,0025	
B4	0,073	0,38	1,08	0,020	0,0007	0,0015	0,0022	20,02	30,38	0,63	0,53	0,006	0,13	0,12	0,20	0,0008	0,0022	
B5	0,073	0,41	1,15	0,025	0,0001	0,0011	0,0012	20,53	30,51	0,51	0,42	0,008	0,21	0,14	0,25	0,0055	0,0058	
B6	0,085	0,35	1,19	0,022	0,0002	0,0013	0,0015	18,83	38,15	0,52	1,53	0,007	0,20	0,14	0,33	0,0031	0,0063	
B7	0,082	0,33	1,19	0,024	0,0001	0,0017	0,0018	18,82	39,91	1,28	0,48	0,008	0,20	0,13	0,28	0,0038	0,0061	

[0081]

Bảng 5

Thép số	Hàm lượng của thành phần (% khối lượng)												Ghi chú
	B	Sn	Zn	Pb	Bi	Zn+Pb +Bi	Zr	Hf	La+Ce +Nd	W	V	Nb	
A1											0,10		
A2	0,0003						0,12	0,06					
A3									0,0011				
A4	0,0005	0,003	0,0001	0,0001	0,0001	0,0003							
A5	0,0003									0,35	0,10		
A6													
A7	0,0012		0,0001	0,0001	0,0001	0,0003	0,11				0,05		0,10
A8	0,0005	0,008						0,05			0,04		
A9	0,0003								0,0017		0,08		
A10			0,0002	0,0001		0,0003					0,04		
A11	0,0004										0,05	0,31	
B1	0,0002		0,0001	0,0001		0,0003			0,0013		0,10		
B2	0,0008		0,0002	0,0001	0,0001	0,0004					0,10		
B3		0,013									0,10		
B4											0,07		
B5	0,0005										0,06		
B6											0,09		
B7											0,08		
Các ví dụ theo sáng chế													
So sánh													

Các ví dụ theo sáng chế

So sánh

[0082]

Phôi đúc thu được từ kim loại nóng chảy có kích thước chiều dày 48mm x chiều rộng 170mm x chiều cao 225mm. Phôi đúc này được thực hiện các xử lý sau đây để chuẩn bị mẫu thử nghiệm Longi-Varestraint để đánh giá tính dễ nứt ở vùng HAZ. Trước hết, bề mặt của phôi đúc được mài 2mm để loại bỏ các khuyết tật trên đó, và sau đó được cắt thành hình dạng chiều dày 44mm x chiều rộng 85mm x chiều dài 170mm. Mẫu cắt này được nung nóng trong một giờ ở 1180 độ C và cán nóng để có chiều dày 12,5mm. Tiếp theo, tấm dày này được xử lý nhiệt ở 1165 độ C trong 10 phút, mài hai mặt để có chiều dày 12mm, và cắt thành mẫu thử nghiệm có chiều rộng 40mm và chiều dài 300mm.

[0083]

Trong thử nghiệm Longi-Varestraint, kỹ thuật hàn TIG không có que hàn được thực hiện theo hướng dọc ở chính giữa chiều rộng của mẫu thử nghiệm trong điều kiện dòng điện hàn bằng 200A, điện áp 12V, và tốc độ 15 cm/phút. Vào giữa quá trình hàn, ứng suất uốn được tác dụng tức thời song song với hướng hàn sao cho biến dạng 2% được tác dụng vào lớp trên cùng của mẫu thử nghiệm. Phần trong đó vết nứt mỗi hàn xuất hiện do tác dụng ứng suất uốn được cắt thành kích thước có thể quan sát bằng kính hiển vi quang học. Sau khi cắt ra, vảy trên bề mặt của phần được hàn được loại bỏ bằng cách mài bóng, và sự có mặt/không có mặt và mức độ của các vết nứt HAZ được quan sát bằng kính hiển vi quang học. Chiều dài của mỗi trong số các vết nứt HAZ phát triển từ ranh giới giữa kim loại của mỗi hàn và kim loại nền theo hướng vuông góc với hướng hàn được đo, và tổng của các chiều dài này được xác định là tổng chiều dài vết nứt. Thử nghiệm này được thực hiện đối với hai mẫu thử nghiệm ($n = 2$) được chuẩn bị từ sản phẩm thép được thể hiện bằng mỗi số hiệu của thép. Khi giá trị trung bình của tổng chiều dài vết nứt của hai mẫu thử nghiệm ($n = 2$) là bằng hoặc nhỏ hơn 1mm, sản phẩm thép được đánh giá là tốt. Khi giá trị trung bình này vượt quá 1 mm, sản phẩm thép được đánh giá là không thích hợp. Khi giá trị trung bình này là bằng hoặc nhỏ hơn 0,4mm, sản phẩm thép được đánh giá là rất tốt.

[0084]

Các tạp chất được xác định theo phân tích FE-SEM-EDS. SU5000 được sản xuất bởi Hitachi High-Technology Co., Ltd. được sử dụng làm FE-SEM, và EMAX Evolution được sử dụng làm chương trình phần mềm phân tích. Mẫu cắt theo kích thước 25mm x

25mm đã thu được từ phần không bị ảnh hưởng nhiệt của mẫu thử nghiệm Longi-Varestraint và được trám bằng nhựa để lớp trên cùng của mẫu cắt này dùng làm bề mặt quan sát. Sau đó, để ngăn ngừa các chất kết tủa như oxit, sulfua, nitrua, và carbua trên lớp trên cùng khỏi bị hòa tan, bước đánh bóng gương được thực hiện bằng hạt mài kim cương. Diện tích đo được giới hạn ở bằng hoặc nhỏ hơn 2,5mm². Trong số các hạt được nhận ra là các hạt bởi chương trình phần mềm phân tích từ thông tin tương phản của ảnh điện tử tán xạ ngược, các hạt có đường kính hình tròn tương đương bằng hoặc lớn hơn 0,6µm được biến đổi từ diện tích này được phân tích định lượng tự động bằng EDX. Thời gian đo là 0,5 giây cho một hạt. Trong số các hạt được phát hiện, các hạt trong đó O hoặc S được phát hiện được tách dưới dạng các hạt tạp chất, và hàm lượng trung bình của mỗi nguyên tố được tính như sau.

Hàm lượng trung bình của mỗi thành phần (% khối lượng) = Σ (giá trị phân tích của mỗi hạt (% khối lượng) $\times$ diện tích bề mặt (mm²)) / (số lượng các hạt $\times$ diện tích bề mặt trung bình (mm²))

Bảng 6 thể hiện nồng độ S trong các tạp chất thu được bằng phương pháp này và các kết quả đo tổng chiều dài vết nứt HAZ. Fig.2 thể hiện mối liên hệ giữa tổng độ dài vết nứt HAZ và nồng độ S trong các tạp chất.

[0085]

Bảng 6

Thép số	Nồng độ S trung bình trong các tạp chất (% khối lượng)	Tổng chiều dài vết nứt HAZ (mm)	Ghi chú
A1	1,15	0,36	Các ví dụ theo sáng chế
A2	0,95	0,73	
A3	0,88	0,81	
A4	1,38	0,71	
A5	0,83	0,23	
A6	0,72	0,75	
A7	1,53	0,83	
A8	1,07	0,52	
A9	2,86	0,58	
A10	1,83	0,33	
A11	2,05	0,38	
B1	<u>0,57</u>	<u>2,18</u>	So sánh
B2	<u>0,68</u>	<u>1,85</u>	
B3	<u>0,47</u>	<u>2,21</u>	
B4	<u>0,62</u>	<u>1,51</u>	
B5	1,35	<u>2,05</u>	
B6	1,15	<u>2,29</u>	
B7	1,38	<u>2,89</u>	

[0086]

Theo các ví dụ trong bảng 6 và Fig.2, trong các thép số A1 đến A11, trong đó giá trị của nồng độ trung bình của S trong các tạp chất là bằng hoặc lớn hơn 0,70% khối lượng, giá trị của tổng độ dài vết nứt HAZ tạo ra trong thử nghiệm vết nứt nóng của mỗi hàn là tốt do bằng hoặc nhỏ hơn 1mm tính trung bình với $n = 2$.

Ngược lại, đối với các thép số B1 đến B4 cho thấy rằng nồng độ trung bình của S trong các tạp chất là nhỏ hơn 0,70% khối lượng, giá trị của tổng độ dài vết nứt HAZ vượt quá đáng kể 1mm, cho thấy rằng tính dễ nứt ở vùng HAZ tăng mạnh. Đối với thép số B1 đến B4, giá trị của O+S vượt quá 20 phần triệu và nồng độ S trong các tạp chất không thỏa mãn $S \geq 0,70\%$ khối lượng. Đối với thép số B3, giá trị của một mình O vượt quá 20 phần triệu. Trong thép số B4 khác với thép số B1 đến B3, thời gian từ khi đưa Ca vào đến khi gõ nhẹ là giống như trong thép số A1 đến A7. Tuy nhiên, do hợp kim Ca được đưa vào

trong điều kiện là giá trị mục tiêu của Ca là nhỏ hơn 0,010%, nồng độ S trong các tạp chất là bằng hoặc nhỏ hơn 0,70%, và tính dễ nứt ở vùng HAZ cũng không đạt tới mức của thép theo sáng chế. Đối với thép số B5 đến B7, mặc dù giá trị của O+S là nhỏ hơn 20 phần triệu, hàm lượng Mg vượt quá 50 phần triệu. Ca được bổ sung quá nhiều vào thép số B5 và vượt quá giới hạn trên của khía cạnh thứ hai của sáng chế. Các nguyên tố thúc đẩy khử oxy Al và Ti trong thép số B6 vượt quá giới hạn trên của khía cạnh thứ hai của sáng chế. Đã cho rằng điều này làm tăng lượng Mg đưa vào trong quá trình bổ sung Ca, và kết quả là tính dễ nứt ở vùng HAZ tăng lên.

[0087]

Như có thể thấy từ ví dụ nêu trên, đã trở nên rõ ràng là khía cạnh thứ hai của sáng chế có thể tạo ra hợp kim có hàm lượng Ni cao có tính dễ nứt nóng của mối hàn thấp.

[0088]

Ví dụ 3

Ví dụ theo khía cạnh thứ ba của sáng chế sẽ được mô tả dưới đây. Các tác giả sáng chế nấu chảy hợp kim có hàm lượng Ni cao trong nồi MgO của lò nấu chảy chân không 50kg, bổ sung Al, Ti, Ca, và Mg vào nồi, và đúc hỗn hợp này vào khuôn phẳng 17kg để thu được hợp kim có hàm lượng Ni cao có thành phần được thể hiện trong các bảng 7 và 8. Để mô phỏng thành phần của xỉ của quá trình tinh luyện thứ hai trong quá trình nấu chảy này, năm loại chất phản ứng dạng bột gồm CaO, MgO, Al₂O₃, SiO₂, và CaF₂ được trộn vào thành phần được xác định trước ngay trước khi nấu chảy, và được đưa vào sao cho lượng của chất trợ dung trong nồi là 340 g, sau đó hợp kim Ca được đưa vào. Chất trợ dung được bổ sung hai phút sau khi Ti và Al được bổ sung, và hợp kim Ca được bổ sung năm phút sau khi chất trợ dung được bổ sung. Việc gõ nhẹ thép (bắt đầu đúc vào khuôn) được thực hiện ở thời điểm 2,5 phút sau khi hợp kim Ca được bổ sung. Tuy nhiên, thép số B8 trong các bảng 7 và 8 được gõ nhẹ 7,5 phút sau khi bổ sung chất trợ dung mà không bổ sung hợp kim Ca. Cần lưu ý rằng lượng còn lại của các thành phần nêu trong các bảng 7 và 8 là Fe và các nguyên tố tạp chất, và tất cả các đơn vị là % khối lượng. Các bảng 7 và 8 cho thấy rằng các thành phần trong ô trống là ở mức tạp chất.

[0089]

Bảng 7

Hàm lượng của thành phần (% khối lượng)																	
Thép số	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	Ti	N	O	Mo	Cu	Co	Ca	Mg	Ghi chú
Các ví dụ theo sáng chế																	
A1	0,070	0,72	1,10	0,021	0,0005	20,11	30,70	0,48	0,51	0,001	0,0010				0,0020	0,0018	
A2	0,071	0,71	1,14	0,026	0,0005	19,79	30,69	0,46	0,50	0,009	0,0010				0,0019	0,0018	
A3	0,073	0,41	1,15	0,025	0,0005	19,78	30,88	0,47	0,49	0,011	0,0011	0,25	0,14	0,21	0,0025	0,0030	
A4	0,013	0,35	0,52	0,019	0,0003	17,01	39,08	0,28	0,21	0,007	0,0013	5,11	0,23	0,25	0,0039	0,0014	
A5	0,031	0,21	1,12	0,024	0,0006	19,84	30,60	0,47	0,47	0,009	0,0021	0,25	0,08	0,21	0,0049	0,0012	
A6	0,074	0,40	1,15	0,018	0,0007	19,90	30,68	0,45	0,47	0,010	0,0015	0,27	0,14	0,21	0,0035	0,0020	
A7	0,018	0,39	1,07	0,020	0,0002	20,22	30,71	0,51	0,31	0,007	0,0009	0,21	2,88	0,11	0,0011	0,0006	
A8	0,076	0,41	0,37	0,025	0,0005	20,81	32,70	0,46	0,49	0,010	0,0013	0,25	0,14	0,21	0,0030	0,0019	
A9	0,015	1,25	0,81	0,017	0,0002	16,28	40,05	0,08	0,72	0,007	0,0008	0,28	0,19	0,28	0,0035	0,0021	
A10	0,068	0,36	1,18	0,024	0,0002	20,21	30,76	0,48	0,46	0,007	0,0009	0,24	0,15	0,45	0,0018	0,0033	
A11	0,074	0,41	1,15	0,025	0,0004	19,81	30,72	0,46	0,48	0,009	0,0024	0,06	0,14	0,20	0,0031	0,0007	
A12	0,070	0,42	1,15	0,021	0,0003	20,51	31,05	0,43	0,46	0,007	0,0014	0,22	0,11	2,21	0,0019	0,0012	
A13	0,055	0,42	1,12	0,015	0,0002	25,88	35,99	0,08	0,06	0,221	0,0008	0,40	0,10	0,28	0,0024	0,0007	
A14	0,068	0,38	1,18	0,022	0,0006	20,05	31,78	0,43	0,44	0,005	0,0015	0,23	0,13	0,40	0,0018	0,0019	
B1	0,083	0,40	1,16	0,025	0,0007	19,96	30,65	0,34	0,46	0,007	0,0023	0,24	0,14	0,20	0,0022	0,0014	
B2	0,081	0,21	1,16	0,026	0,0006	19,97	30,68	0,40	0,47	0,008	0,0019	0,24	0,14	0,21	0,0017	0,0023	
B3	0,070	0,41	1,15	0,025	0,0006	19,79	30,67	0,46	0,49	0,009	0,0011	0,25	0,14	0,21	0,0028	0,0027	
B4	0,072	0,41	1,15	0,024	0,0005	19,86	30,72	0,46	0,49	0,013	0,0011	0,25	0,14	0,21	0,0033	0,0036	
B5	0,087	0,41	0,32	0,026	0,0005	19,97	30,60	0,26	0,44	0,007	0,0033	0,24	0,14	0,20	0,0019	0,0007	
B6	0,097	0,40	1,13	0,026	0,0003	19,98	30,72	0,27	0,45	0,007	0,0018	0,24	0,14	0,21	0,0014	0,0053	
B7	0,086	0,41	1,15	0,027	0,0006	19,84	30,71	0,37	0,50	0,007	0,0011	0,24	0,14	0,20	0,0005	0,0048	
B8	0,075	0,43	1,18	0,023	0,0009	20,02	30,55	0,44	0,50	0,007	0,0029	0,23	0,13	0,18	0,0002	0,0018	
B9	0,083	0,22	1,22	0,022	0,0002	19,99	39,54	0,58	1,73	0,010	0,0008	0,22	0,15	0,35	0,0023	0,0058	
B10	0,082	0,23	1,22	0,024	0,0004	20,03	40,03	1,35	0,48	0,008	0,0006	0,22	0,14	0,37	0,0028	0,0073	

[0090]

Bảng 8

Hàm lượng của thành phần (% khối lượng)														
Thép số	So sánh													Ghi chú
	B	Sn	Zn	Pb	Bi	Zn+Pb+Bi	Zr	Hf	La+Ce+ Nd	W	V	Nb	Ta	
A1														
A2	0,0005	0,003												
A3	0,0013	0,004	0,0001	0,0001	0,0001	0,0003				0,22	0,10			
A4	0,0003									2,05	0,09			
A5	0,0008	0,012							0,0015		0,10			
A6	0,0003	0,014									0,10		0,23	
A7	0,0005	0,004		0,0002		0,0002	0,12				0,08			
A8	0,0003										0,04	0,08		
A9		0,002									0,10			
A10	0,0004										0,04			
A11			0,0001		0,0001	0,0002								
A12		0,002						0,11			0,11			
A13	0,0006	0,005								0,16	0,08	0,35	0,07	
A14		0,000									0,06			
B1	0,0010	0,012									0,10			
B2	0,0009	0,031									0,10			
B3	0,0005			0,0003		0,0003			0,0013		0,10			
B4	0,0003		0,0003	0,0001		0,0004					0,10			
B5		0,013									0,10			
B6	0,0010	0,013									0,09			
B7		0,012									0,10			
B8											0,11			
B9											0,08			
B10											0,07			

[0091]

Phôi đúc thu được từ kim loại nóng chảy có kích thước chiều dày 48mm x chiều rộng 170mm x chiều cao 225mm. Phôi đúc này được thực hiện các xử lý sau đây để chuẩn bị mẫu thử nghiệm Longi-Varestraint để đánh giá tính dễ nứt ở vùng HAZ. Trước hết, bề mặt của phôi đúc được mài 2mm để loại bỏ các khuyết tật trên đó, và sau đó phôi đúc được cắt thành hình dạng chiều dày 44mm x chiều rộng 85mm x chiều dài 170mm. Mẫu cắt này được nung nóng trong một giờ ở 1180 độ C và cán nóng để có chiều dày 12,5mm. Tiếp theo, tấm dày này được xử lý nhiệt ở 1165 độ C trong 10 phút, mài hai mặt để có chiều dày 12mm, và cắt thành mẫu thử nghiệm có chiều rộng 40mm và chiều dài 300mm.

[0092]

Trong thử nghiệm Longi-Varestraint, kỹ thuật hàn TIG không có que hàn được thực hiện theo hướng dọc ở chính giữa chiều rộng của mẫu thử nghiệm trong điều kiện dòng điện hàn bằng 200A, điện áp 12V, và tốc độ 15 cm/phút. Vào giữa quá trình hàn, ứng suất uốn được tác dụng tức thời song song với hướng hàn sao cho biến dạng 2% được tác dụng vào lớp trên cùng của mẫu thử nghiệm. Phần trong đó vết nứt mỗi hàn xuất hiện do tác dụng ứng suất uốn được cắt thành kích thước có thể quan sát bằng kính hiển vi quang học. Sau khi cắt ra, vảy trên bề mặt của phần được hàn được loại bỏ bằng cách mài bóng, và sự có mặt/không có mặt và mức độ của các vết nứt HAZ được quan sát bằng kính hiển vi quang học. Chiều dài của mỗi trong số các vết nứt HAZ phát triển từ ranh giới giữa kim loại của mỗi hàn và kim loại nền theo hướng vuông góc với hướng hàn được đo, và tổng của các chiều dài này được xác định là tổng chiều dài vết nứt. Thử nghiệm này được thực hiện đối với hai mẫu thử nghiệm ($n = 2$) được chuẩn bị từ sản phẩm thép được thể hiện bằng mỗi số hiệu của thép. Khi giá trị trung bình của tổng chiều dài vết nứt của hai mẫu thử nghiệm ($n = 2$) là bằng hoặc nhỏ hơn 1mm, sản phẩm thép được đánh giá là tốt. Khi giá trị trung bình này vượt quá 1mm, sản phẩm thép được đánh giá là không thích hợp. Khi giá trị trung bình này là bằng hoặc nhỏ hơn 0,4mm, sản phẩm thép được đánh giá là rất tốt.

[0093]

Các tạp chất được xác định theo phân tích FE-SEM-EDS. SU5000 được sản xuất bởi Hitachi High-Technology Co., Ltd. được sử dụng làm FE-SEM, và EMAX Evolution được sử dụng làm chương trình phần mềm phân tích. Mẫu cắt ra theo kích thước 25mm x 25mm đã thu được từ phần không bị ảnh hưởng nhiệt của mẫu thử nghiệm Longi-

Varestraint và được trám bằng nhựa để lớp trên cùng của mẫu cắt ra dùng làm bề mặt quan sát. Sau đó, để ngăn ngừa các chất kết tủa như oxit, sulfua, nitrua, và carbua trên lớp trên cùng khỏi bị hòa tan, bước đánh bóng gương được thực hiện bằng hạt mài kim cương. Diện tích đo được giới hạn ở $2,5\text{mm}^2$ hoặc nhỏ hơn. Trong số các hạt được nhận ra là các hạt bởi chương trình phần mềm phân tích từ thông tin tương phản của ảnh điện tử tán xạ ngược, các hạt có đường kính hình tròn tương đương bằng hoặc lớn hơn $0,6\mu\text{m}$ được biến đổi từ diện tích này được phân tích định lượng tự động bằng EDX. Thời gian đo là 0,5 giây cho một hạt. Trong số các hạt được phát hiện, các hạt trong đó O hoặc S được phát hiện được tách dưới dạng các hạt tạp chất, và hàm lượng trung bình của mỗi nguyên tố được tính như sau.

Hàm lượng trung bình của mỗi thành phần (% khối lượng) = Σ (giá trị phân tích của mỗi hạt (% khối lượng) $\times$ diện tích bề mặt (mm^2)) / (số lượng các hạt $\times$ diện tích bề mặt trung bình (mm^2))

[0094]

Khi giả thiết rằng mỗi trong số các thành phần Ca, Mg, và Al tồn tại dưới dạng oxit theo tổng lượng, mỗi trong số CaO, MgO, và Al_2O_3 theo % khối lượng được tính bằng cách biến đổi từ hàm lượng trung bình của thành phần tương ứng trong số Ca, Mg, và Al. Tỷ lệ khối lượng của CaO, MgO hoặc Al_2O_3 với tổng % khối lượng ($[\text{CaO} + \text{MgO} + \text{Al}_2\text{O}_3]$ (% khối lượng)) đã thu được và được thể hiện trong bảng 9. Bảng 9 thể hiện các kết quả của chiều dài vết nứt HAZ cùng với thành phần của chất trợ dung được sử dụng. Fig.3 thể hiện mối liên hệ giữa tỷ lệ khối lượng của thành phần của tạp chất và sự nứt HAZ. Mỗi trong số các tỷ lệ khối lượng này là giá trị thu được bằng cách chia mỗi thành phần (% khối lượng) cho $[\text{CaO} + \text{MgO} + \text{Al}_2\text{O}_3]$ (% khối lượng). Đường liền nét trên Fig.3 để chỉ $[\text{CaO} - 0,6 \times \text{MgO}]$ (% khối lượng) / $[\text{CaO} + \text{MgO} + \text{Al}_2\text{O}_3]$ (% khối lượng) = 0,2. Tỷ lệ khối lượng chất trợ dung: $\text{CaO}/\text{Al}_2\text{O}_3$, CaO/SiO_2 , và $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{MgO}$ trong bảng 9 được tính từ lượng đưa vào của CaO, SiO_2 , Al_2O_3 , và/hoặc MgO. % khối lượng của mỗi trong số MgO và CaF_2 là giá trị được biến đổi từ lượng đưa vào của thành phần tương ứng trong số MgO và CaF_2 so với tổng lượng đưa vào của chất trợ dung bao gồm CaF_2 .

[0095]

Bảng 9

Thép số	Thành phần của chất trợ dung					Thành phần của tạp chất				Tổng chiều dài vết nứt HAZ (mm)	Ghi chú
	Tỷ lệ khối lượng			% khối lượng		Tỷ lệ khối lượng của thành phần với lượng tổng cộng của CaO, MgO, Al ₂ O ₃			Phía trái của công thức (1)		
	CaO/ Al ₂ O ₃	CaO/ SiO ₂	Al ₂ O ₃ / MgO	MgO	CaF ₂	CaO	MgO	Al ₂ O ₃			
A1	3,0	24,0	8,0	2,5	15,0	0,72	0,19	0,09	0,61	0,45	Các ví dụ theo sáng chế
A2	3,0	24,0	8,0	2,5	15,0	0,68	0,22	0,10	0,54	0,36	
A3	3,0	24,0	8,0	2,5	15,0	0,65	0,26	0,09	0,49	0,23	
A4	3,0	24,0	8,0	2,5	15,0	0,63	0,21	0,17	0,50	0,63	
A5	1,9	19,0	11,0	2,5	15,0	0,72	0,09	0,19	0,67	0,48	
A6	1,9	19,0	11,0	2,5	15,0	0,69	0,19	0,12	0,58	0,35	
A7	1,5	18,0	12,0	2,5	20,0	0,29	0,07	0,64	0,25	0,42	
A8	1,9	19,0	5,0	5,0	20,0	0,50	0,27	0,23	0,34	0,30	
A9	1,9	19,0	5,0	5,0	20,0	0,48	0,38	0,14	0,25	0,89	
A10	1,9	19,0	5,0	5,0	20,0	0,41	0,29	0,30	0,24	0,68	
A11	1,4	14,0	6,0	5,0	20,0	0,80	0,16	0,04	0,71	0,59	
A12	1,4	14,0	6,0	5,0	20,0	0,45	0,11	0,44	0,38	0,51	
A13	1,4	14,0	6,0	5,0	20,0	0,54	0,22	0,24	0,41	0,93	
A14	1,0	14,0	4,7	7,5	20,0	0,33	0,15	0,52	0,24	0,68	
B1	1,5	11,0	<u>3,7</u>	7,5	20,0	0,28	0,23	0,49	0,14	2,63	So sánh
B2	1,5	11,0	<u>3,7</u>	7,5	20,0	0,23	0,40	0,37	<u>-0,01</u>	3,41	
B3	1,5	5,0	<u>2,5</u>	10,0	20,0	0,44	0,48	0,07	<u>0,15</u>	2,35	
B4	1,5	5,0	<u>2,5</u>	10,0	20,0	0,42	0,52	0,06	<u>0,11</u>	2,05	
B5	1,2	9,0	<u>3,0</u>	10,0	20,0	0,20	0,17	0,63	<u>0,10</u>	2,09	
B6	1,5	16,0	<u>1,6</u>	17,5	10,0	0,06	0,88	0,05	<u>-0,47</u>	2,97	
B7	1,5	16,0	<u>1,6</u>	17,5	10,0	0,01	0,78	0,21	<u>-0,46</u>	3,09	
B8	1,9	19,0	5,0	5,0	20,0	0,27	0,38	0,35	<u>0,04</u>	1,63	
B9	1,9	19,0	5,0	5,0	20,0	0,32	0,36	0,32	<u>0,10</u>	2,29	
B10	1,9	19,0	5,0	5,0	20,0	0,38	0,41	0,21	<u>0,13</u>	3,18	

Các ví dụ theo sáng chế

So sánh

[0096]

Như được thể hiện trong bảng 9 và Fig.3, trong thép số A1 đến A14 thỏa mãn bằng hoặc lớn hơn 0,2 của giá trị của phía trái của công thức (2): $[\text{CaO} - 0,6 \times \text{MgO}]$ (% khối lượng)/ $[\text{CaO} + \text{MgO} + \text{Al}_2\text{O}_3]$ (% khối lượng) (được ký hiệu bằng hình tròn màu trắng trên Fig.3), giá trị của tổng độ dài vết nứt HAZ tạo ra trong thử nghiệm vết nứt nóng của mỗi hàn là tốt do bằng hoặc nhỏ hơn 1mm tính trung bình với $n = 2$. Ngược lại, trong thép số B1 đến B10 không thỏa mãn mối liên hệ này (được ký hiệu bằng hình quả trám màu đen trên Fig 3), giá trị của tổng độ dài vết nứt HAZ vượt quá đáng kể 1mm, cho thấy rằng tính dễ nứt ở vùng HAZ tăng mạnh. Liên quan đến các thép số B1 đến B4, mặc dù các thành phần thỏa mãn các yêu cầu này, giá trị của A/M là nhỏ hơn 4,0, nên thành phần của tạp chất thỏa mãn công thức (2) là không thu được. Tương tự, trong thép số B5 trong đó giá trị của A/M là nhỏ hơn 4,0, nồng độ oxy nằm ngoài khoảng cần thiết. Trong thép số B6 và B7, nồng độ Mg nằm ngoài khoảng cần thiết. Trong thép số B8 đến B10, giá trị của A/M là bằng hoặc lớn hơn 4. Tuy nhiên, do hợp kim Ca không được bổ sung trong thép số B8, hàm lượng Ca nằm ngoài khoảng của sáng chế. Ngoài ra, do Ti và Al trong thép số B9 và B10 là cao hơn so với khoảng của sáng chế, sự đưa Mg vào từ chất trợ dung được cho là xảy ra. Do đó, tất cả các thép số B8 đến B10 không thỏa mãn các yêu cầu của công thức (2), có tính dễ nứt ở vùng HAZ cao.

[0097]

Như có thể thấy từ các ví dụ nêu trên, đã trở nên rõ ràng là khía cạnh thứ ba của sáng chế có thể tạo ra hợp kim có hàm lượng Ni cao có tính dễ nứt nóng của mỗi hàn thấp.

Khả năng áp dụng trong công nghiệp

[0098]

Khía cạnh thứ nhất của sáng chế có thể sản xuất thích hợp kết cấu hàn bằng cách sử dụng hợp kim có hàm lượng Ni cao chứa Al và Ti cho các ứng dụng nhiệt độ cao. Nó được cho là cải thiện mức độ tự do khi thiết kế và giảm chi phí sửa chữa khi hàn. Ngoài ra, hợp kim có hàm lượng Ni cao có thể được sử dụng rộng rãi không chỉ cho các ứng dụng nhiệt độ cao mà còn cho kết cấu hàn sử dụng cho các ứng dụng độ bền ăn mòn cao.

Chất lượng hàn ổn định có thể được tạo ra cho hợp kim có hàm lượng Ni cao

mà nhu cầu đã được mở rộng, bằng cách đó góp phần đáng kể vào sự phát triển của công nghiệp.

[0099]

Khía cạnh thứ hai của sáng chế có thể sản xuất thích hợp kết cấu hàn bằng cách sử dụng hợp kim có hàm lượng Ni cao chứa Al và Ti cho các ứng dụng nhiệt độ cao. Nó được cho là cải thiện mức độ tự do khi thiết kế và làm giảm chi phí sửa chữa khi hàn. Ngoài ra, hợp kim có hàm lượng Ni cao có thể được sử dụng rộng rãi không chỉ cho các ứng dụng nhiệt độ cao mà còn cho kết cấu hàn sử dụng cho các ứng dụng độ bền ăn mòn cao.

Chất lượng hàn ổn định có thể được tạo ra cho hợp kim có hàm lượng Ni cao mà nhu cầu đã được mở rộng, bằng cách đó góp phần đáng kể vào sự phát triển của công nghiệp.

[0100]

Khía cạnh thứ ba của sáng chế có thể sản xuất thích hợp kết cấu hàn bằng cách sử dụng hợp kim có hàm lượng Ni cao chứa Al và Ti cho các ứng dụng nhiệt độ cao. Nó được cho là cải thiện mức độ tự do khi thiết kế và làm giảm chi phí sửa chữa khi hàn. Ngoài ra, hợp kim có hàm lượng Ni cao có thể được sử dụng rộng rãi không chỉ cho các ứng dụng nhiệt độ cao mà còn cho kết cấu hàn sử dụng cho các ứng dụng độ bền ăn mòn cao.

Chất lượng hàn ổn định có thể được tạo ra cho hợp kim có hàm lượng Ni cao mà nhu cầu đã được mở rộng, bằng cách đó góp phần đáng kể vào sự phát triển của công nghiệp.

YÊU CẦU BẢO HỘ

1. Hợp kim có hàm lượng Ni cao có khả năng chống nứt nóng của mối hàn tốt bao gồm: theo % khối lượng, C: bằng hoặc nhỏ hơn 0,15%, Si: 0,05 đến 2,0%, Mn: 0,05 đến 2,0%, P: bằng hoặc nhỏ hơn 0,035%, S: bằng hoặc nhỏ hơn 0,0015%, Cr: 16 đến 30%, Ni: 18 đến 50%, Al: 0,01 đến 1,0%, Ti: 0,01 đến 1,5%, N: bằng hoặc nhỏ hơn 0,35%, O: bằng hoặc nhỏ hơn 0,003%, Mo: bằng hoặc nhỏ hơn 8%, Cu: bằng hoặc nhỏ hơn 4%, Co: bằng hoặc nhỏ hơn 3%, Ca: 0,0003 đến 0,0050%, Mg: bằng hoặc nhỏ hơn 0,0060%, và lượng còn lại bao gồm Fe và các tạp chất, trong đó:

mối liên hệ giữa mật độ số lượng của các chất kết tủa TiC mà mỗi chất có đường kính hình tròn tương đương bằng hoặc lớn hơn $1,0\mu\text{m}$ và hàm lượng Mg trong thép thỏa mãn công thức (1) dưới đây,

mật độ số lượng của TiC (số hạt/ mm^2) $\leq 463 - 9,5 \times$ nồng độ Mg trong thép (phần triệu khối lượng) ... (1).

2. Hợp kim có hàm lượng Ni cao có khả năng chống nứt nóng của mối hàn tốt bao gồm: theo % khối lượng, C: bằng hoặc nhỏ hơn 0,15%, Si: 0,05 đến 2,0%, Mn: 0,05 đến 2,0%, P: bằng hoặc nhỏ hơn 0,035%, S: bằng hoặc nhỏ hơn 0,0015%, O: bằng hoặc nhỏ hơn 0,0020%, tổng lượng O + S là bằng hoặc nhỏ hơn 0,0020%, Cr: 16 đến 30%, Ni: 18 đến 50%, Al: 0,01 đến 1,0%, Ti: 0,01 đến 1,5%, N: bằng hoặc nhỏ hơn 0,02%, Mo: bằng hoặc nhỏ hơn 8%, Cu: bằng hoặc nhỏ hơn 4%, Co: bằng hoặc nhỏ hơn 3%, Ca: 0,0010 đến 0,0050%, Mg: 0,0010 đến 0,0050%, và lượng còn lại bao gồm Fe và các tạp chất, trong đó

nồng độ trung bình của S trong các tạp chất oxit và các tạp chất sulfua là bằng hoặc lớn hơn 0,70% khối lượng.

3. Hợp kim có hàm lượng Ni cao có khả năng chống nứt nóng của mối hàn tốt bao gồm: theo % khối lượng, C: bằng hoặc nhỏ hơn 0,15%, Si: 0,05 đến 2,0%, Mn: 0,05 đến 2,0%, P: bằng hoặc nhỏ hơn 0,035%, S: bằng hoặc nhỏ hơn 0,0015%, Cr: 16 đến 30%, Ni: 18 đến 50%, Al: 0,01 đến 1,0%, Ti: 0,01 đến 1,5%, N: bằng hoặc nhỏ hơn 0,35%, O: bằng hoặc nhỏ hơn 0,003%, Mo: bằng hoặc nhỏ hơn 8%, Cu: bằng hoặc nhỏ hơn 4%, Co: bằng hoặc nhỏ hơn 3%, Ca: 0,0003 đến 0,0050%, Mg: bằng hoặc nhỏ hơn 0,0045%, và lượng còn lại bao gồm Fe và các tạp chất, trong đó

tỷ lệ khối lượng của CaO, MgO, và Al_2O_3 trong các tạp chất, trong đó O hoặc S

được phát hiện, thỏa mãn công thức (2), các tỷ lệ khối lượng được tính tương ứng từ nồng độ Ca trung bình, nồng độ Mg trung bình, và nồng độ Al trung bình trong các tạp chất này,

$$[\text{CaO} - 0,6 \times \text{MgO}](\% \text{ khối lượng})/[\text{CaO} + \text{MgO} + \text{Al}_2\text{O}_3](\% \text{ khối lượng}) \geq 0,20 \dots (2).$$

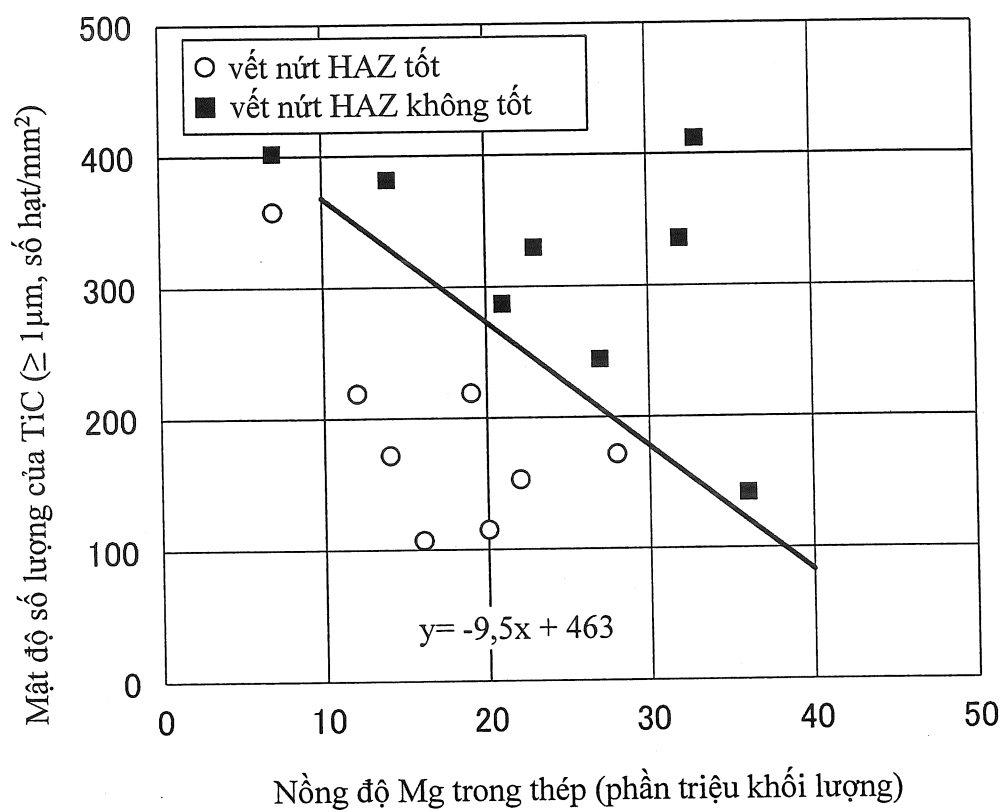
4. Hợp kim có hàm lượng Ni cao có khả năng chống nứt nóng của mối hàn tốt theo điểm bất kỳ trong số các điểm từ 1 đến 3, trong đó hợp kim này còn bao gồm: thay cho một phần của Fe, theo % khối lượng, một hoặc nhiều trong số B: 0,0002 đến 0,0030%, Sn: bằng hoặc nhỏ hơn 0,05%, Zn + Pb + Bi: bằng hoặc nhỏ hơn 0,0010%, Zr: bằng hoặc nhỏ hơn 0,5%, Hf: bằng hoặc nhỏ hơn 0,5%, La + Ce + Nd: bằng hoặc nhỏ hơn 0,0050%, W: bằng hoặc nhỏ hơn 3%, V: 0,01 đến 0,5%, Nb: 0,002 đến 1,0%, và Ta: 0,002 đến 1,0%.

5. Hợp kim có hàm lượng Ni cao có khả năng chống nứt nóng của mối hàn tốt theo điểm bất kỳ trong số các điểm từ 1 đến 3, trong đó hợp kim có hàm lượng Ni cao này được sử dụng trong kết cấu hàn.

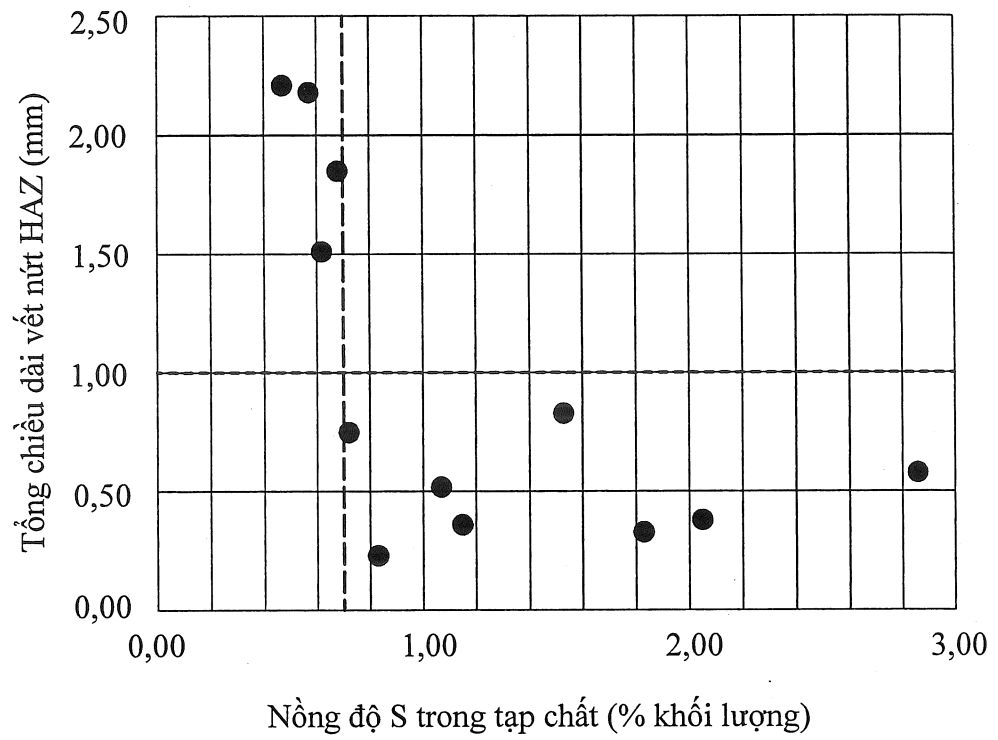
6. Hợp kim có hàm lượng Ni cao có khả năng chống nứt nóng của mối hàn tốt theo điểm 4, trong đó hợp kim có hàm lượng Ni cao này được sử dụng trong kết cấu hàn.

1/3

FIG. 1



2/3
FIG.2



3/3
FIG. 3

