



(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)



1-0023988

(51)⁷ C21D 6/00; C22C 38/58; C22C 38/00

(13) B

(21) 1-2012-03472

(22) 18/04/2011

(86) PCT/FI2011/050345 18/04/2011

(87) WO2011/135170 03/11/2011

(30) 20100178 29/04/2010 FI

(45) 25/06/2020 387

(43) 25/02/2013 299A

(73) OUTOKUMPU OYJ (FI)

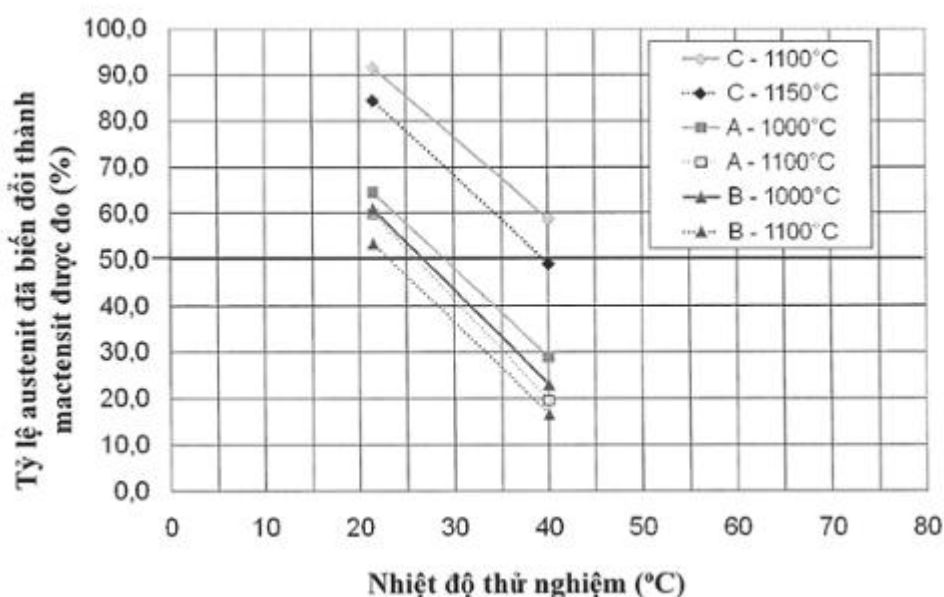
Riihitontuntie 7, FI-02200 Espoo, Finland

(72) OLIVER, James (SE); JONSSON, Jan Y. (SE); TALONEN, Juho (FI)

(74) Công ty Luật TNHH T&G (TGVN)

(54) PHƯƠNG PHÁP SẢN XUẤT VÀ PHƯƠNG PHÁP SỬ DỤNG THÉP KHÔNG GỈ
FERIT-AUSTENIT CÓ KHẢ NĂNG TẠO HÌNH CAO

(57) Sáng chế đề cập đến phương pháp sản xuất và phương pháp sử dụng thép không gỉ ferit-austenit có khả năng tạo hình tốt và độ giãn dài cao. Thép không gỉ này được xử lý nhiệt để vi cấu trúc của thép không gỉ chứa trong khoảng từ 45 đến 75% austenit trong điều kiện xử lý nhiệt, vi cấu trúc còn lại là ferit, và nhiệt độ M_{d30} được đo của thép không gỉ được điều chỉnh nằm trong khoảng từ 0 đến 50°C nhằm sử dụng tính đàn hồi gây ra bởi sự biến đổi (transformation-induced plasticity - TRIP) để cải thiện khả năng tạo hình của thép không gỉ.



Lĩnh vực kỹ thuật được đề cập

Sáng chế đề cập đến phương pháp sản xuất và phương pháp sử dụng thép không gỉ ferit-austenit nghèo được sản xuất chủ yếu ở dạng cuộn có độ bền cao, khả năng tạo hình rất tốt và khả năng chống ăn mòn tốt. Khả năng tạo hình đạt được nhờ sự biến đổi mactensit có kiểm soát của pha austenit dẫn đến tính đàn hồi gây ra bởi sự biến đổi (transformation-induced plasticity - TRIP).

Tình trạng kỹ thuật của sáng chế

Nhiều hợp kim ferit-austenit hoặc hai pha (duplex) nghèo đã được đề xuất để khắc phục các hạn chế về giá nguyên liệu cao như niken và molybden với mục tiêu chính là hoàn thiện độ bền và tính năng chống ăn mòn thích hợp. Khi đề cập đến các công bố sau, hàm lượng nguyên tố tính theo % khối lượng, nếu không đề cập đến bất kỳ cách tính nào khác.

Patent Mỹ số US 3.736.131 mô tả thép không gỉ austenit-ferit chứa các nguyên tố sau: Mn chiếm 4 đến 11%, Cr chiếm 19 đến 24%, Ni chiếm tới 3,0% và N chiếm 0,12 đến 0,26%, pha austenit chiếm 10 đến 50%, ổn định và thể hiện độ bền cao. Độ bền cao thu được bằng cách tránh sự biến đổi của austenit thành mactensit.

Patent Mỹ số US 4.828.630 bộc lộ thép không gỉ hai pha chứa các nguyên tố: Cr chiếm 17-21,5%, Ni chiếm từ 1 đến thấp hơn 4%, Mn chiếm từ 4 đến 8% và N chiếm từ 0,05 đến 0,15%, thép này ổn định nhiệt chống lại sự biến đổi thành mactensit. Hàm lượng ferit phải được duy trì dưới 60% để đạt được tính dẻo tốt.

Patent Thụy Điển số SE 517449 mô tả hợp kim hai pha nghèo có độ bền cao, tính dẻo tốt và độ ổn định cấu trúc cao chứa các nguyên tố Cr chiếm 20-23%, Mn chiếm 3-8%, Ni chiếm 1,1-1,7% và N chiếm 0,15-0,30%.

Công bố đơn quốc tế số WO 2006/071027 mô tả thép hai pha có hàm lượng Ni thấp chứa các nguyên tố Cr chiếm 19,5-22,5%, Mo chiếm 0,5-2,5%, Ni chiếm 1,0-3,0%, Mn chiếm 1,5-4,5% và N chiếm 0,15-0,25% có tính dẻo nóng được cải thiện so với các loại thép tương tự.

Patent châu Âu số EP 1352982 bộc lộ cách thức tránh sự nứt chậm trong các loại thép Cr-Mn austenit bằng cách đưa thêm pha ferit vào ở hàm lượng nhất định.

Trong những năm gần đây, các thép hai pha đã được sử dụng trên quy mô lớn và các thép theo patent Mỹ số US 4.848.630, SE 517.449, đơn yêu cầu cấp patent châu Âu số EP 1867748 và patent Mỹ số US 6.623.569 đã được sử dụng trên thị trường trong rất nhiều ứng dụng. Thép hai pha nhãn Outokumpu LDX 2101® theo SE 517.449 đã được sử dụng rộng rãi trong các thùng dự trữ, các phương tiện vận tải, v.v.. Các loại thép hai pha nghèo này có một số vấn đề như các loại thép hai pha khác, đó là khả năng tạo hình hạn chế, làm cho chúng ít có khả năng sử dụng trong các bộ phận được tạo hình cao so với các loại thép không gỉ austenit. Các loại thép hai pha do đó có ứng dụng hạn chế trong các bộ phận như các bộ trao đổi nhiệt dạng đĩa. Tuy nhiên, các loại thép hai pha nghèo có khả năng độc đáo là đạt được tính dẻo được cải thiện do pha austenit có thể được tạo ra trong hợp kim với hàm lượng đủ thấp có tính chất giả ổn định tạo ra tính đàn hồi tăng bởi cơ chế như được mô tả sau.

Có vài tài liệu tham khảo trong đó pha austenit giả ổn định được sử dụng trong các thép hai pha cho độ bền và tính dẻo được cải thiện. Patent Mỹ số US 6.096.441 đề cập đến các thép austenit-ferit có độ giãn dài kéo cao, chứa cơ bản là Cr chiếm 18-22%, Mn chiếm 2-4%, Ni chiếm thấp hơn 1% và N chiếm 0,1-0,3%. Thông số liên quan đến độ ổn định đối với sự tạo hình mactensit sẽ nằm trong phạm vi nhất định dẫn đến độ giãn dài kéo được cải thiện. Đơn yêu cầu cấp patent Mỹ số US 2007/0163679 mô tả phạm vi rất rộng của các hợp kim austenit-ferit với khả năng tạo hình cao chủ yếu bằng cách điều chỉnh hàm lượng của C+N trong pha austenit.

Tính đàn hồi được gây ra bởi sự biến đổi (TRIP) là tác dụng đã được biết ở các thép austenit giả ổn định. Ví dụ, sự thất bại cục bộ trong mẫu thử nghiệm kéo bị cản trở

bởi sự biến đổi của austenit mềm thành mactensit cứng do ứng suất gây ra, sự biến đổi này truyền sự biến dạng đến vị trí khác của mẫu và dẫn đến sự biến dạng đồng đều hơn. TRIP có thể cũng được sử dụng cho các thép ferit-austenit (hai pha) nếu pha austenit được thiết kế chính xác. Cách cổ điển để thiết kế pha austenit cho tác dụng TRIP nhất định là sử dụng các biểu thức thực nghiệm được xác lập hoặc được biến đổi cho độ ổn định austenit trên cơ sở thành phần hóa học của nó, một trong số đó là nhiệt độ M_{d30} . Nhiệt độ M_{d30} được định nghĩa là nhiệt độ tại đó 0,3 độ biến dạng thực dẫn đến sự biến đổi 50% của austenit thành mactensit. Tuy nhiên, các biểu thức thực nghiệm được thiết lập với các thép austenit và có một sự rủi ro khi áp dụng chúng lên các loại thép không gỉ hai pha.

Việc thiết kế độ ổn định austenit của các thép hai pha là phức tạp hơn do thành phần của pha austenit phụ thuộc vào cả thành phần hóa học của thép và quá trình nhiệt. Hơn nữa, hình thái và cỡ pha ảnh hưởng đến sự biến đổi trạng thái. Patent Mỹ số US 6.096.441 đã sử dụng biểu thức cho thành phần khối và bảo hộ phạm vi nhất định (40-115) cần thiết để thu được hiệu quả mong muốn. Tuy nhiên, thông tin này chỉ có giá trị cho quá trình nhiệt được sử dụng cho các loại thép trong sự khảo sát cụ thể này do thành phần austenit sẽ thay đổi theo nhiệt độ ủ. Trong đơn yêu cầu cấp patent Mỹ số US 2007/0163679, thành phần của austenit đã được đo và công thức M_d chung cho pha austenit đã được xác định đến giá trị nằm trong khoảng từ -30 đến 90 cho thép thể hiện các tính chất mong muốn.

Công thức thực nghiệm cho độ ổn định của austenit được dựa trên những khảo sát đối với các thép austenit tiêu chuẩn và có thể có khả năng áp dụng hạn chế đối với pha austenit trong thép hai pha do các điều kiện về độ ổn định không bị giới hạn không chỉ đối với thành phần mà còn đối với các ứng suất dư và các thông số pha hoặc hạt. Như được bộc lộ trong đơn yêu cầu cấp patent Mỹ số US 2007/0163679, cách trực tiếp hơn để đánh giá độ ổn định của mactensit là bằng cách đo thành phần của pha austenit và sau đó tính lượng mactensit được tạo thành khi gia công nguội. Tuy nhiên, quy trình này phức tạp và đắt và cần phải có phòng thí nghiệm luyện kim cao cấp. Cách khác là sử dụng các cơ sở dữ liệu nhiệt động dự đoán sự cân bằng pha và các thành phần của

mỗi pha. Tuy nhiên, các cơ sở dữ liệu đó không thể mô tả các điều kiện không cân bằng xảy ra nhiều sau khi áp dụng các xử lý cơ nhiệt trong hầu hết các trường hợp thực tiễn. Sự gia công phổ biến đối với các thành phần hai pha khác nhau có pha austenit giả ổn định một phần đã cho thấy rằng nhiệt độ ủ và tốc độ làm nguội có ảnh hưởng rất lớn đến hàm lượng austenit và thành phần làm cho việc dự toán về sự tạo thành mactensit trên cơ sở các biểu thức thực nghiệm khó khăn. Để có thể kiểm soát hoàn toàn sự tạo thành mactensit trong các thép hai pha, sự hiểu biết về thành phần austenit cùng với các thông số vi cấu trúc là cần thiết nhưng chưa đủ.

Bản chất kỹ thuật của sáng chế

Khi xem xét về các vấn đề trong tình trạng kỹ thuật, cách thích hợp của sáng chế là thay vào đó đo nhiệt độ M_{d30} đối với các thép khác nhau và sử dụng thông tin này để thiết kế các thành phần tối ưu và các bước sản xuất tối ưu cho các thép hai pha có tính dẻo cao. Thông tin bổ sung nhận được từ phép đo nhiệt độ M_{d30} là sự phụ thuộc nhiệt độ đối với các loại thép khác nhau. Do các quy trình tạo hình diễn ra ở các nhiệt độ khác nhau, nên cần phải biết sự phụ thuộc này và sử dụng nó để mô hình hóa trạng thái tạo hình.

Mục đích chính của sáng chế là đề xuất phương pháp sản xuất được điều khiển có sự biến đổi mactensit gây ra bởi sự biến dạng trong thép không gỉ hai pha nghèo để thu được khả năng tạo hình vượt trội và khả năng chống ăn mòn tốt. Các tác dụng mong muốn đạt được với hợp kim chủ yếu chứa (% khối lượng): C với lượng thấp hơn 0,05%, Si chiếm 0,2-0,7%, Mn chiếm 2-5%, Cr chiếm 19-20,5%, Ni chiếm 0,8-1,35%, Mo chiếm 0,6%, Cu chiếm 1%, N chiếm 0,16-0,22%, lượng còn lại là Fe và các tạp chất không mong muốn xuất hiện trong các thép không gỉ. Theo cách tùy ý, hợp kim có thể chứa thêm một hoặc nhiều nguyên tố được thêm vào một cách có chủ ý: vonfam (W): 0-0,5%, niobi (Nb): 0-0,2%, titan (Ti): 0-0,1%, vanadi (V): 0-0,2%, coban (Co): 0-0,5%, bo (B): 0-50 ppm, và nhôm (Al): 0-0,04%. Thép có thể chứa các nguyên tố vi lượng không tránh khỏi như các tạp chất như oxy (O): 0-50 ppm, lưu huỳnh (S): 0-50 ppm và phospho (P): 0-0,04%. Thép hai pha theo sáng chế sẽ chứa từ 45 đến 75% austenit trong điều kiện được xử lý nhiệt, pha còn lại là ferit và không có mactensit

nhệt. Việc xử lý nhiệt có thể được thực hiện bởi sử dụng các phương pháp xử lý nhiệt khác nhau, như ủ hòa tan, ủ cảm ứng tần số cao hoặc ủ cục bộ, trong khoảng nhiệt độ từ 900 đến 1200°C, có lợi nếu nhiệt độ nằm trong khoảng từ 1000 đến 1150°C. Để thu được sự cải thiện tính dẻo mong muốn, nhiệt độ M_{d30} được đo sẽ nằm trong khoảng từ 0 đến +50°C. Công thức thực nghiệm mô tả mối quan hệ giữa các thành phần của thép và các xử lý cơ nhiệt được sử dụng để thiết kế khả năng tạo hình tối ưu cho các loại thép nêu trên. Các đặc điểm chủ yếu của sáng chế được nêu trong yêu cầu bảo hộ kèm theo.

Đặc điểm quan trọng của sáng chế là trạng thái của pha austenit trong vi cấu trúc hai pha. Gia công với các hợp kim khác nhau đã cho thấy rằng các tính chất mong muốn chỉ thu được trong phạm vi thành phần hẹp. Tuy nhiên, ý tưởng chính của sáng chế là bộc lộ quy trình thu được tính dẻo tối ưu của các hợp kim hai pha nhất định trong đó các thép được đề xuất tiêu biểu cho các ví dụ có tác dụng này. Tuy nhiên, sự cân bằng giữa các nguyên tố hợp kim là tối ưu do tất cả các nguyên tố ảnh hưởng đến hàm lượng austenit, bổ sung vào sự ổn định austenit và ảnh hưởng đến độ bền và khả năng chống ăn mòn. Ngoài ra, hình thái và cỡ của vi cấu trúc sẽ tác động đến độ ổn định pha cũng như độ bền của vật liệu và phải được giới hạn cho quy trình có kiểm soát.

Do sự thất bại trong việc dự đoán trạng thái khả năng tạo hình của các loại thép ferit-austenit giả ổn định, nên khái niệm hoặc mô hình mới được biểu diễn. Mô hình này được dựa trên các trị số luyện kim và cơ học cùng với các mô tả thực nghiệm để chọn các phương pháp xử lý cơ nhiệt thích hợp cho các sản phẩm có các tính chất do khách hàng lựa chọn.

Ảnh hưởng của các nguyên tố khác nhau trong vi cấu trúc được mô tả trong phần sau, các hàm lượng nguyên tố được mô tả theo % khối lượng.

Cacbon (C) phân chia pha austenit và có ảnh hưởng mạnh lên độ ổn định austenit. Cacbon có thể được thêm vào với lượng lên tới 0,05% nhưng các mức cao hơn có ảnh

hưởng bất lợi lên khả năng chống ăn mòn. Ưu tiên là hàm lượng cacbon sẽ từ 0,01 đến 0,04%.

Nitơ (N) là chất ổn định austenit quan trọng trong các hợp kim hai pha và giống như cacbon, nó làm tăng độ ổn định cho mactensit. Nitơ cũng làm tăng độ bền, sự cứng nguội và khả năng chống ăn mòn. Các biểu thức thực nghiệm chung được công bố về M_{d30} chỉ ra rằng cacbon có ảnh hưởng mạnh lên độ ổn định austenit nhưng thành phẩm này thể hiện rằng nitơ có ít ảnh hưởng hơn so với cacbon trong các hợp kim hai pha. Do nitơ có thể được thêm vào thép không gỉ ở mức độ lớn hơn cacbon mà không có các ảnh hưởng bất lợi lên khả năng chống ăn mòn, hàm lượng Ni từ 0,16 đến 0,24% có hiệu quả trong các hợp kim thực. Để thu được đặc trưng tính chất tối ưu, tốt hơn là hàm lượng Ni từ 0,18-0,22%.

Cr chiSi) được thêm một cách bình thường vào thép không gỉ cho các mục đích khử oxy hóa trong trạng thái nóng chảy và sẽ không thấp hơn 0,2%. Silic làm ổn định pha ferit trong các thép hai pha nhưng có tác dụng làm ổn định mạnh hơn lên độ ổn định austenit để chống lại sự tạo thành mactensit so với tác dụng được tìm thấy trong các biểu thức hiện nay. Vì lý do này, hàm lượng silic được thêm vào tối đa là 0,7%, ưu tiên là 0,6%, ưu tiên nhất là 0,4%.

Mangan (Mn) là sự bổ sung quan trọng để làm ổn định pha austenit và để làm tăng độ hòa tan của nitơ trong thép. Vì lý do này, mangan có thể thay thế một phần niken đắt và đưa thép về sự cân bằng pha đúng. Các mức quá cao sẽ làm giảm khả năng chống ăn mòn. Mangan có ảnh hưởng lên độ ổn định austenit chống lại mactensit biến dạng mạnh hơn so với ảnh hưởng được chỉ ra trong tài liệu chuyên ngành được công bố và hàm lượng của mangan phải được quyết định một cách cẩn thận. Phạm vi hàm lượng của mangan sẽ nằm trong khoảng từ 2,0 đến 5,0%.

Crom (Cr) là sự bổ sung chính để làm cho thép có khả năng chống ăn mòn. Đóng vai trò là chất ổn định ferit, crom cũng là nguyên tố bổ sung chính để tạo ra sự cân bằng pha thích hợp giữa austenit và ferit. Để tạo ra các chức năng này, mức crom sẽ

thấp nhất là 19% và để hạn chế pha ferit đến mức thích hợp cho mục đích thực sự, hàm lượng tối đa sẽ là 20,5%.

Niken (Ni) là nguyên tố hợp kim chủ yếu để làm ổn định pha austenit và cho tính dẻo tốt và ít nhất là 0,8% phải được thêm vào thép. Do có ảnh hưởng lớn lên độ ổn định austenit chống lại sự tạo thành mactensit, niken phải có mặt với hàm lượng nằm trong phạm vi hẹp. Do chi phí cao của niken và biến động về giá, hàm lượng niken sẽ được tối đa hóa trong các thép thực lên tới 1,35% và ưu tiên là 1,25%. Lý tưởng là thành phần niken sẽ là từ 1,0 đến 1,25%.

Đồng (Cu) thường có mặt ở lượng dư là 0,1-0,5% trong hầu hết các thép không gỉ, do nguyên liệu thô với một lượng lớn là trong dạng phế liệu không gỉ chứa nguyên tố này. Đồng là chất ổn định yếu của pha austenit nhưng có ảnh hưởng mạnh lên khả năng chống sự tạo thành mactensit và phải được cân nhắc khi đánh giá khả năng tạo hình của hợp kim thực. Có thể chú ý bổ sung hàm lượng đồng có lên tới 1,0%.

Molypden (Mo) là chất ổn định ferit mà có thể được thêm vào để làm tăng khả năng chống ăn mòn. Molypden làm tăng khả năng chống tạo thành mactensit, và cùng với các nguyên tố bổ sung khác, molypden được thêm vào với hàm lượng tối đa là 0,6%.

Mô tả vắn tắt các hình vẽ

Sáng chế được mô tả chi tiết hơn qua các hình vẽ, trong đó:

Fig.1 là biểu đồ thể hiện các kết quả của phép đo nhiệt độ M_{d30} sử dụng thiết bị Satmagan,

Fig.2 là hình vẽ thể hiện ảnh hưởng của nhiệt độ M_{d30} và hàm lượng mactensit lên sự biến cứng nguội và độ giãn dài đồng đều của thép trong sáng chế được ủ ở 1050°C,

Fig.3a là hình vẽ thể hiện ảnh hưởng của nhiệt độ M_{d30} được đo lên độ giãn dài,

Fig.3b là hình vẽ thể hiện ảnh hưởng của nhiệt độ M_{d30} được tính lên độ giãn dài,

Fig.4 là hình vẽ thể hiện ảnh hưởng của hàm lượng austenit lên độ giãn dài,

Fig.5 là hình vẽ thể hiện vi cấu trúc của hợp kim A theo sáng chế sử dụng đánh giá bằng nhiễu xạ tán xạ ngược điện tử (EBSD) khi được ủ ở 1050°C,

Fig.6 là hình vẽ thể hiện vi cấu trúc của hợp kim B theo sáng chế, khi được ủ ở 1050°C, và

Fig.7 là sơ đồ minh họa mô hình hộp dụng cụ.

Mô tả chi tiết sáng chế

Các nghiên cứu chi tiết về sự tạo thành mactensit đã được thực hiện cho một số hợp kim hai pha nghèo. Sáng chế bộc lộ sự quan tâm đặc biệt về ảnh hưởng của sự tạo thành mactensit và nhiệt độ M_{d30} lên các tính chất cơ học. Kiến thức này đóng vai trò quan trọng trong việc thiết kế cấp thép có các tính chất tối ưu, điều này không được bộc lộ trong các patent trong tình trạng kỹ thuật. Các thử nghiệm đã được thực hiện cho một số hợp kim theo bảng 1.

Bảng 1. Thành phần hóa học của các hợp kim được thử nghiệm

Hợp kim	C%	N%	Si%	Mn%	Cr%	Ni%	Cu%	Mo%
A	0,039	0,219	0,30	4,98	19,81	1,09	0,44	0,00
B	0,040	0,218	0,30	3,06	20,35	1,25	0,50	0,49
C	0,046	0,194	0,30	2,08	20,26	1,02	0,39	0,38
D	0,063	0,230	0,31	4,80	20,10	0,70	0,50	0,01
LDX 2101	0,025	0,226	0,70	5,23	21,35	1,52	0,31	0,30

Các hợp kim A, B và C là các ví dụ trong sáng chế. Hợp kim D theo đơn yêu cầu cấp patent US 2007/0163679, trong khi LDX 2101 là ví dụ được sản xuất trên thị trường của SE 517449, thép hai pha nghèo có chứa pha austenit có độ ổn định tốt đối với sự tạo thành mactensit biến dạng.

Các thép được sản xuất trong lò cảm ứng chân không trong quy mô 60 kg thành các thanh nhỏ mà đã được cán nóng và được cán nguội thành độ dày 1,5 mm. Hợp kim

2101 đã được sản xuất thương mại ở quy mô 100 tấn, được cán nóng và được cán nguội trong dạng cuộn. Sự xử lý nhiệt sử dụng ủ hòa tan đã được thực hiện ở các nhiệt độ khác nhau nằm trong khoảng từ 1000 đến 1150°C, sau đó làm nguội nhanh bằng không khí hoặc nhấn chìm trong nước.

Thành phần hóa học của pha austenit đã được đo sử dụng quét hiển vi điện tử (SEM) với phân tích phổ phân tán năng lượng và phân tán bước sóng và hàm lượng của các thành phần hóa học của pha này được nêu trong Bảng 2. Tỷ lệ của pha austenit (% γ) đã được đo trên các mẫu được khắc bởi sử dụng phân tích hình ảnh bằng kính hiển vi quang học.

Bảng 2. Thành phần của pha austenit của các hợp kim sau các xử lý khác nhau.

Hợp kim/ xử lý	C%	N%	Si%	Mn %	Cr%	Ni%	Cu%	Mo %	C+N %	% γ
A (1000°C)	0,05	0,28	0,28	5,37	18,94	1,30	0,59	0,00	0,33	73
A (1050°C)	0,05	0,32	0,30	5,32	18,89	1,27	0,55	0,00	0,37	73
A (1100°C)	0,06	0,35	0,28	5,29	18,67	1,32	0,54	0,00	0,41	68
B (1000°C)	0,05	0,37	0,27	3,22	19,17	1,47	0,63	0,39	0,42	62
B (1050°C)	0,06	0,37	0,27	3,17	19,17	1,52	0,57	0,40	0,43	62
B (1100°C)	0,06	0,38	0,26	3,24	19,38	1,46	0,54	0,38	0,44	59
C (1050°C)	0,07	0,40	0,26	2,25	19,41	1,32	0,51	0,27	0,47	53
C (1100°C)	0,08	0,41	0,28	2,26	19,40	1,26	0,48	0,28	0,49	49
C (1150°C)	0,09	0,42	0,25	2,27	19,23	1,27	0,46	0,29	0,51	47
D (1050°C)	0,08	0,34	0,31	4,91	19,64	0,80	0,60	0,01	0,42	73
D (1100°C)	0,09	0,35	0,31	5,00	19,51	0,79	0,52	0,01	0,44	72
LDX 2101 (1050°C)	0,04	0,39	0,64	5,30	20,5	1,84	0,29	0,26	0,43	54

Nhiệt độ M_{d30} thực (nhiệt độ thử nghiệm M_{d30}) đã được thiết lập bằng cách làm biến dạng các mẫu bền kéo đến 0,3 độ biến dạng thực ở các nhiệt độ khác nhau và bằng cách đo tỷ lệ (fraction) của mactensit được tạo ra (% mactensit) trên thiết bị Satmagan. Satmagan là thiết bị cân bằng từ tính trong đó tỷ lệ của pha sắt từ được xác định bằng cách đặt mẫu trong từ trường bão hòa và bằng cách so sánh các lực từ tính

và trọng lực được tạo ra bởi mẫu. Hàm lượng mactensit được đo và nhiệt độ M_{d30} thực tạo ra (M_{d30} được đo) cùng với nhiệt độ được dự đoán sử dụng biểu thức Nohara $M_{d30} = 551 - 462(C+N) - 9,2Si - 8,1Mn - 13,7Cr - 29(Ni+Cu) - 18,5Mo - 68Nb$ (M_{d30} Nohara) cho thành phần austenit được nêu trong bảng 3. Phần được đo của austenit đã biến đổi thành mactensit ở độ biến dạng thực 0,3 đối với nhiệt độ thử nghiệm được minh họa trên Fig.1.

Bảng 3. Chi tiết của phép đo M_{d30}

Hợp kim/ xử lý	% γ ban đầu	Nhiệt độ thử nghiệm M_{d30}	% Mactensit	% Mact/ % γ ban đầu	M_{d30} °C được đo	M_{d30} °C (Nohara)
A (1000°C)	73	23°C	44	61	29	37
		40°C	23	31		
A (1050°C)	73	23°C	36	50	23	22
		40°C	17	23		
		60°C	4	5		
A (1100°C)	68	23°C	37	55	26	8,5
		40°C	15	22		
B (1000°C)	62	23°C	35	57	27	-4
		40°C	17	27		
B (1050°C)	62	23°C	28	45	17	-6
		40°C	13	27		
		60°C	4	6		
B (1100°C)	59	23°C	30	51	23,5	-13
		40°C	13	23		
C (1050°C)	53	23°C	44	82	44	-12
		40°C	28	51		
C (1100°C)	49	23°C	44	89	45	-18
		40°C	29	58		
C (1150°C)	47	23°C	35	74	40	-24
		40°C	23	49		

D (1050°C)	73	0°C	38	53	5	3
		23°C	23	32		
D (1100°C)	72	0°C	37	52	3	-2
		23°C	19	26		
LDX 2101 (1050°C)	54	-40°C	22	40	-52	-38
		0°C	7	14		
LDX 2101 (1100°C)	52	-40°C	18	34	-59	-48
		0°C	8	15		

Các phép đo hàm lượng ferit và austenit đã được tạo ra sử dụng phép phân tích hình ảnh quang học ánh sáng sau khi khắc trong chất khắc ăn mòn của Beraha và kết quả được báo cáo trong Bảng 4. Các vi cấu trúc cũng đã được đánh giá về tính mịn của cấu trúc được biểu diễn thành chiều rộng austenit (chiều rộng γ) và khoảng cách austenit (khoảng cách γ). Các dữ liệu này được bao gồm trong bảng 4 cũng như các kết quả độ giãn dài đồng đều (Ag) và độ giãn dài khi đứt (A_{50}/A_{80}) theo các chiều dọc (long) và ngang (trans).

Bảng 4. Các thông số vi cấu trúc, nhiệt độ M_{d30} và số liệu về tính dẻo

Hợp kim/xử lý	% γ	chiều rộng γ (μm)	khoảng cách γ (μm)	M_{d30} °C được đo	* A_{50} % (long)	* A_{50} % (trans)	Ag (%) (long)	Ag (%) (trans)
A (1000°C)	73	5,0	2,5	29		44,7		41
A (1050°C)	73	4,2	2,2	23	47,5	46,4	43	42
A (1100°C)	68	5,6	3,5	26		46,4		42
B (1000°C)	62	2,8	2,2	27		43,8		38
B (1050°C)	62	4,2	3,0	17	45,2	44,6	40	40
B (1100°C)	59	4,7	4,1	23,5		46,4		41
C (1050°C)	53	3,3	3,4	44	41,1	40,3	38	37
C (1100°C)	49	4,5	4,7	45		40,8		37
C (1150°C)	47	5,5	5,9	40		41,0		37
D (1050°C)	73	4,9	2,4	5			38	39
D (1100°C)	72	6,4	2,8	3			40	39
LDX 2101	54	2,9	3,3	-52	36	30,0	24	21

(1050°C)								
LDX 2101 (1100°C)	52	3,3	4,2	-59				

*Các thử nghiệm độ bền kéo đã được đo theo tiêu chuẩn EN10002-1

Ví dụ về vi cấu trúc tạo ra được trình bày trong các Fig.5 và 6. Kết quả từ thử nghiệm bền kéo (tốc độ biến dạng tiêu chuẩn $0,001\text{giây}^{-1}$ / $0,008\text{giây}^{-1}$) được trình bày trong bảng 5.

Bảng 5. Số liệu thử nghiệm bền kéo đầy đủ

Hợp kim/xử lý	Chiều	Rp0.2 (MPa)	Rp1.0 (MPa)	Rm (MPa)	Ag (%)	A ₅₀ (%)
A (1000°C)	Trans	480	553	825		45
A (1050°C)	Trans	490	538	787		46
A (1050°C)	Long	494	542	819	43	48
A (1100°C)	Trans	465	529	772		46
B (1000°C)	Trans	492	565	800		44
B (1050°C)	Trans	494	544	757		45
B (1050°C)	Long	498	544	787	40	45
B (1100°C)	Trans	478	541	750		46
C (1050°C)	Trans	465	516	778		40
C (1050°C)	Long	474	526	847	38	41
C (1100°C)	Trans	454	520	784		41
C (1150°C)	Trans	460	525	755		41
D (1050°C)	Trans ¹⁾	548	587	809		45 ²⁾
D (1050°C)	Long ¹⁾	552	590	835	38	44 ²⁾
D (1100°C)	Trans ¹⁾	513	556	780		46 ²⁾
D (1100°C)	Long ¹⁾	515	560	812	40	47 ²⁾
LDX 2101 (1050°C)	Trans	602	632	797	21	30
LDX 2101 (1050°C)	Long	578	611	790	24	36

¹⁾ tốc độ biến dạng $0,00075\text{giây}^{-1}$ / $0,005\text{giây}^{-1}$ ²⁾ A80

Để tìm ra khả năng chống ăn mòn, nguy cơ rỗ của hợp kim đã được đo trên các mẫu, các mẫu này đã được nghiền ướt đến bề mặt hoàn thiện có kích thước sàng là 320, trong dung dịch NaCl ở 25°C sử dụng điện cực Standard Calomel với tốc độ quét điện thế là 10 mV/phút. Ba phép đo riêng biệt đã được thực hiện cho mỗi cấp. Kết quả được trình bày trong bảng 6.

Bảng 6. Các thử nghiệm ăn mòn rỗ

Hợp kim	Kết quả 1	Kết quả 2	Kết quả 3	Giá trị trung bình	Std dev	Giá trị lớn nhất	Giá trị nhỏ nhất
	mV	mV	mV	mV	mV	mV	mV
A	341	320	311	324	15	17	13
B	380	400		390	14	10	10
C	328	326	276	310	29	18	34
304L	373	306	307	329	38	44	23

Bảng 2 bộc lộ rằng sự cân bằng pha và thành phần của pha austenit thay đổi theo nhiệt độ ủ hòa tan. Hàm lượng austenit giảm khi nhiệt độ tăng. Sự thay đổi thành phần trong các nguyên tố thay thế là nhỏ trong khi các nguyên tố ngoài nút cacbon và nitơ cho thấy sự biến đổi lớn hơn. Các nguyên tố cacbon và nitơ theo các công thức có sẵn có ảnh hưởng mạnh lên độ ổn định austenit đối với sự tạo thành mactensit, điều này cho thấy việc điều chỉnh mức của chúng trong austenit cho thấy là rất quan trọng. Như được trình bày trong bảng 3, nhiệt độ M_{d30} được tính rõ ràng thấp hơn đối với các xử lý nhiệt ở nhiệt độ cao, chỉ ra độ ổn định lớn hơn. Tuy nhiên, nhiệt độ M_{d30} được đo không thể hiện sự phụ thuộc này. Đối với các hợp kim A, B và C, nhiệt độ M_{d30} được giảm nhẹ chỉ ở mức 3 – 4°C khi tăng nhiệt độ dung dịch tới 100°C. Sự khác biệt này có thể góp phần tạo ra nhiều tác dụng. Ví dụ, nhiệt độ ủ cao dẫn đến vi cấu trúc thô hơn, điều này được biết là tác động đến sự tạo thành mactensit. Các ví dụ được thử nghiệm có chiều rộng austenit hoặc khoảng cách austenit ở khoảng 2 đến 6 μm . Các sản phẩm có vi cấu trúc thô hơn cho thấy độ ổn định khác và phần mô tả sai lệch. Các kết quả đã cho thấy rằng dự đoán về sự tạo thành vật mactensit sử dụng các biểu thức được thiết

lập hiện nay nếu không hữu dụng, thậm chí nếu các phương pháp kim tương tiên tiến được sử dụng.

Trên Fig.1, các kết quả từ bảng 3 được vẽ đồ thị và các đường cong cho thấy rằng ảnh hưởng của nhiệt độ lên sự tạo thành mactensit tương tự với các hợp kim được thử nghiệm. Sự độc lập đó là một phần quan trọng của các mô tả thực nghiệm về khả năng tạo hình được thiết kế, như trong các quy trình tạo hình công nghiệp, nhiệt độ có thể thay đổi đáng kể.

Fig.2 minh họa sự ảnh hưởng mạnh mẽ của nhiệt độ M_{d30} của austenit (được đo) và lượng mactensit gây ra bởi sự biến dạng được biến đổi ($c_{\alpha'}$) lên các tính chất cơ học. Trên Fig.2, các đường cong ứng suất-biến dạng thực sự của các thép được thử nghiệm được trình bày trong các đường mảnh. Các đường đậm tương ứng với tốc độ biến cứng nguội của thép, thu được bằng cách lấy đạo hàm đường cong ứng suất-biến dạng. Theo tiêu chuẩn của Considère, sự bắt đầu của cổ thắt, tương ứng với độ giãn dài đồng đều, xuất hiện ở giao điểm của đường cong ứng suất-biến dạng và đường cong biến cứng nguội, sau đó sự biến cứng nguội không thể bù cho sự giảm khả năng mang tải của vật liệu gây ra bởi sự làm mỏng.

Nhiệt độ M_{d30} và hàm lượng mactensit ở sự giãn dài đồng đều của thép được thử nghiệm cũng được trình bày trên Fig.2. Thấy rõ rằng tốc độ biến cứng nguội của thép chủ yếu phụ thuộc vào mức độ tạo thành mactensit. Càng nhiều mactensit được tạo thành, thì tốc độ biến cứng nguội đạt được càng cao. Bằng cách điều chỉnh cẩn thận nhiệt độ M_{d30} , các tính chất cơ học, đó là sự kết hợp của độ bền kéo và độ giãn dài đồng đều có thể được tối ưu hóa.

Rõ ràng, dựa trên kết quả thử nghiệm hiện nay, phạm vi của nhiệt độ M_{d30} tối ưu về cơ bản hẹp hơn phạm vi được chỉ ra bởi các patent trong tình trạng kỹ thuật. Nhiệt độ M_{d30} quá cao có thể làm cho tốc độ biến cứng nguội nhanh chóng đạt đến điểm cao nhất. Sau khi làm nhọn xung, tốc độ biến cứng nguội giảm nhanh chóng, dẫn đến sự bắt đầu cổ thắt và làm giảm độ giãn dài đồng đều. Theo các kết quả thử nghiệm, nhiệt

độ M_{d30} của thép xuất hiện gần với giới hạn trên. Nếu nhiệt độ M_{d30} cao hơn rất nhiều, độ giãn dài đồng đều gần như được giảm.

Mặt khác, nếu nhiệt độ M_{d30} quá thấp, thì mactensit được tạo thành trong suốt quá trình biến dạng là không đủ. Do đó, tốc độ biến cứng nguội vẫn thấp, và do đó, sự bắt đầu cổ thắt xảy ra ở mức độ biến dạng thấp. Trên Fig.2, LDX 2101 biểu diễn trạng thái điển hình của cấp thép hai pha ổn định với độ giãn dài đồng đều thấp. Nhiệt độ M_{d30} của thép B là 17°C , đủ cao để cho phép sự tạo thành của mactensit vừa đủ để đảm bảo độ giãn dài cao. Tuy nhiên, nếu nhiệt độ M_{d30} được đo thậm chí thấp hơn, martenit tạo thành sẽ rất ít và độ giãn dài sẽ thấp hơn đáng kể.

Dựa trên các thử nghiệm, thành phần hóa học và các xử lý cơ nhiệt sẽ được thiết kế để mà M_{d30} tạo ra của thép nằm trong khoảng từ 0 đến $+50^{\circ}\text{C}$, ưu tiên là nằm trong khoảng từ 10°C đến 45°C , và ưu tiên hơn là nằm trong khoảng từ 20 đến 35°C .

Thử nghiệm bền kéo trong bảng 5 minh họa rằng độ giãn dài khi đứt cao hơn đối với tất cả các loại thép theo sáng chế trong khi thép hai pha nghèo thương mại (LDX 2101) với austenit ổn định hơn thể hiện các giá trị giãn dài thấp hơn điển hình cho các loại thép hai pha tiêu chuẩn. Fig.3 minh họa ảnh hưởng của nhiệt độ M_{d30} được đo của austenit lên tính dẻo. Đối với các ví dụ thực, tính dẻo tối ưu thu được đối với nhiệt độ M_{d30} nằm trong khoảng từ 10 đến 30°C . Trên Fig.3b, ảnh hưởng của nhiệt độ M_{d30} được tính toán lên tính dẻo được vẽ thành đồ thị.

Cả hai sơ đồ, Fig.3a và Fig.3b, minh họa rõ ràng rằng mối quan hệ gần như có hình parabol giữa các giá trị nhiệt độ M_{d30} và độ giãn dài bất kể nhiệt độ M_{d30} có giá trị bao nhiêu đã thu được. Sự khác nhau rõ ràng giữa các giá trị M_{d30} được đo và được tính toán cụ thể là đối với hợp kim C. Đồ thị cho thấy rằng phạm vi mong muốn của nhiệt độ M_{d30} là hẹp hơn nhiều so với các tính toán dự đoán, có nghĩa là các nhu cầu điều khiển quy trình được tối ưu hóa tốt hơn nhiều để thu được tác dụng TRIP mong muốn. Fig.4 cho thấy rằng hàm lượng austenit cho phạm vi tính dẻo tối ưu nằm trong khoảng từ 50 đến 70% cho các ví dụ được sử dụng. Trên Fig.5, nhiệt độ M_{d30} của hợp kim A được thử nghiệm ở 40°C , vì cấu trúc chứa khoảng 18% mactensit (trong hình

ảnh là phần màu xám) và khoảng 30% austenit (trong hình ảnh là phần màu đen), phần còn lại là ferit (trong hình ảnh là màu trắng).

Fig.6 thể hiện các vi cấu trúc của hợp kim B trong sáng chế sau khi được ủ ở 1050°C. Các pha trên Fig.6 là ferit (màu xám), austenit (màu trắng) và mactensit (màu xám tối trong các dải austenit (màu trắng) trên Fig.6, phần a) đề cập đến vật liệu tham chiếu, phần b) đề cập đến thử nghiệm nhiệt độ M_{d30} được thực hiện ở nhiệt độ phòng, phần c) đề cập đến thử nghiệm nhiệt độ M_{d30} được thực hiện ở 40°C và phần d) đề cập đến thử nghiệm nhiệt độ M_{d30} được thực hiện ở 60°C.

Việc điều chỉnh nhiệt độ M_{d30} là rất quan trọng để đạt được độ giãn dài biến dạng cao. Việc xem xét nhiệt độ của vật liệu trong quá trình biến dạng cũng quan trọng do nó ảnh hưởng lớn đến lượng mactensit có thể tạo ra. Dữ liệu trong bảng 5 và trong các Fig.3a và 3b đề cập đến các thử nghiệm nhiệt độ trong phòng nhưng sự tăng nhiệt độ không tránh khỏi do sự gia nhiệt đoạn nhiệt. Tiếp theo, các loại thép có nhiệt độ M_{d30} thấp không thể cho thấy tác dụng TRIP nếu bị biến dạng ở nhiệt độ được đánh giá trong khi các loại thép có nhiệt độ M_{d30} quá cao thấy rõ đối với tính dẻo tối ưu ở nhiệt độ trong phòng sẽ thể hiện độ giãn dài vượt trội ở các nhiệt độ được đánh giá. Các thử nghiệm kéo với các hợp kim A và C ở các nhiệt độ khác nhau (bảng 7) đã cho thấy những thay đổi tương đối sau trong độ giãn dài:

Bảng 7. Các thử nghiệm bền kéo với các hợp kim A và C ở các nhiệt độ khác nhau.

Hợp kim	Nhiệt độ		
	20°C	45°C	65°C
A	100%	100%	85%
C	100%	120%	115%

Kết quả cho thấy rằng hợp kim A có nhiệt độ M_{d30} thể hiện sự giảm độ giãn dài ở nhiệt độ tăng, trong khi đó hợp kim C có nhiệt độ M_{d30} cao hơn chứng minh rằng sự giãn dài tăng khi nhiệt độ tăng.

Bảng 6 cho thấy rằng khả năng chống ăn mòn rỉ đã thể hiện là có nguy cơ rỉ trong NaCl 1M, ít nhất cũng tốt như của thép tiêu chuẩn austenit 304L.

Tình trạng kỹ thuật đã không bộc lộ về khả năng thiết kế các thép hai pha với tác dụng TRIP thích hợp đủ như các dự đoán của trạng thái thép sử dụng các công thức được thiết lập không an toàn cho các phạm vi rộng đối với các thành phần và các tiêu chuẩn kỹ thuật khác. Theo sáng chế, thép hai pha nghèo có thể được thiết kế an toàn hơn và được sản xuất với tính dẻo tối ưu bằng cách chọn phạm vi thành phần nhất định và bằng cách sử dụng quy trình đặc biệt bao gồm đo nhiệt độ M_{d30} thực và bằng cách sử dụng kiến thức thực nghiệm đặc biệt để kiểm soát các quy trình sản xuất. Phương pháp tiếp cận tiên tiến mới này cần thiết để cho phép sử dụng tác dụng TRIP thực sự trong thiết kế các sản phẩm có khả năng tạo hình cao. Như được minh họa trên Fig.7, khái niệm hộp công cụ được sử dụng trong đó các mô hình thực nghiệm cho sự cân bằng pha và độ ổn định austenit trên cơ sở các phép đo được sử dụng để chọn các thành phần của hợp kim mà sẽ được đưa vào các xử lý cơ nhiệt cho khả năng tạo hình được thiết kế (tỷ lệ austenit và nhiệt độ M_{d30}). Bảng mô hình này, có thể thiết kế độ ổn định austenit cho khả năng tạo hình tối ưu cho khách hàng nhất định hoặc ứng dụng giải pháp nhất định với tính đàn hồi lớn hơn các thép không gỉ austenit thể hiện tác dụng TRIP. Đối với các thép không gỉ austenit này, chỉ có cách điều chỉnh tác dụng TRIP là để chọn thành phần nóng chảy khác, trong khi theo sáng chế nhờ sử dụng tác dụng TRIP trong hợp kim hai pha, sự xử lý nhiệt như nhiệt độ ủ hòa tan tạo ra cơ hội tinh chỉnh tác dụng TRIP mà không cần đưa vào mẻ nóng chảy mới.

YÊU CẦU BẢO HỘ

1. Phương pháp sản xuất thép không gỉ ferit-austenit có khả năng tạo hình tốt và độ giãn dài cao, khác biệt ở chỗ, thép không gỉ được xử lý nhiệt sao cho vi cấu trúc của thép không gỉ chứa trong khoảng từ 45 đến 75% austenit trong điều kiện được xử lý nhiệt, vi cấu trúc còn lại là ferit, nhiệt độ M_{d30} của thép không gỉ mà được đo bằng cách làm biến dạng thép không gỉ và bằng cách đo tỷ lệ của mactensit đã bị biến đổi được điều chỉnh nằm trong khoảng từ 0 đến 50°C nhằm sử dụng tính đàn hồi gây ra bởi sự biến đổi (transformation induced plasticity - TRIP) để cải thiện khả năng tạo hình của thép không gỉ, và thép không gỉ này chứa các nguyên tố với lượng tính theo % khối lượng sau: C nhỏ hơn 0,05%, Si nằm trong khoảng từ 0,2 đến 0,7%, Mn nằm trong khoảng từ 2 đến 5%, Cr nằm trong khoảng từ 19 đến 20,5%, Ni nằm trong khoảng từ 0,8 đến 1,35%, Mo nhỏ hơn 0,6%, Cu nhỏ hơn 1%, N nằm trong khoảng từ 0,16 đến 0,24%, lượng còn lại là Fe và các tạp chất không tránh khỏi.
2. Phương pháp theo điểm 1, khác biệt ở chỗ, việc xử lý nhiệt được thực hiện là ủ hòa tan.
3. Phương pháp theo điểm 1, khác biệt ở chỗ, việc xử lý nhiệt được thực hiện là ủ cảm ứng tần số cao.
4. Phương pháp theo điểm 1, khác biệt ở chỗ, việc xử lý nhiệt được thực hiện là ủ cục bộ.
5. Phương pháp theo điểm bất kỳ trong số các điểm từ 1 đến 4, khác biệt ở chỗ, việc ủ được thực hiện ở nhiệt độ nằm trong khoảng từ 900 đến 1200°C.
6. Phương pháp theo điểm bất kỳ trong số các điểm từ 1 đến 4, khác biệt ở chỗ, việc ủ được thực hiện ở nhiệt độ nằm trong khoảng từ 1000 đến 1150°C.
7. Phương pháp theo điểm bất kỳ trong số các điểm từ 1 đến 6, khác biệt ở chỗ, nhiệt độ M_{d30} được đo được điều chỉnh nằm trong khoảng từ 10 đến 45°C.

8. Phương pháp theo điểm bất kỳ trong số các điểm từ 1 đến 6, khác biệt ở chỗ, nhiệt độ M_{d30} được đo được điều chỉnh nằm trong khoảng từ 20 đến 35°C.

9. Phương pháp theo điểm 1, khác biệt ở chỗ, thép không gỉ còn chứa một hoặc nhiều nguyên tố bổ sung: W nằm trong khoảng từ 0 đến 0,5%, Nb nằm trong khoảng từ 0 đến 0,2%, Ti nằm trong khoảng từ 0 đến 0,1%, V nằm trong khoảng từ 0 đến 0,2%, Co nằm trong khoảng từ 0 đến 0,5%, B nằm trong khoảng từ 0 đến 50 ppm, và Al nằm trong khoảng từ 0 đến 0,04%.

10. Phương pháp theo điểm bất kỳ trong số các điểm từ 1 đến 9, khác biệt ở chỗ, thép không gỉ chứa các nguyên tố vi lượng không tránh khỏi là các tạp chất: O nằm trong khoảng từ 0 đến 50 ppm, S nằm trong khoảng từ 0 đến 50 ppm và P nằm trong khoảng từ 0 đến 0,04%.

11. Phương pháp theo điểm bất kỳ trong các điểm từ 1 đến 10, khác biệt ở chỗ, thép không gỉ chứa C với lượng tính theo % khối lượng nằm trong khoảng từ 0,01 đến 0,04%.

12. Phương pháp theo điểm bất kỳ trong các điểm từ 1 đến 10, khác biệt ở chỗ, thép không gỉ chứa Ni với lượng tính theo % khối lượng nằm trong khoảng từ 1,0 đến 1,35%.

13. Phương pháp theo điểm bất kỳ trong các điểm từ 1 đến 10, khác biệt ở chỗ, thép không gỉ chứa N với lượng tính theo % khối lượng nằm trong khoảng từ 0,18 đến 0,22%.

14. Phương pháp sử dụng thép không gỉ ferit-austenit có khả năng tạo hình tốt và độ giãn dài cao trong các giải pháp ứng dụng, khác biệt ở chỗ, thép không gỉ ferit-austenit được xử lý nhiệt dựa trên nhiệt độ M_{d30} mà được đo bằng cách làm biến dạng thép không gỉ và bằng cách đo tỷ lệ của mactensit đã bị biến đổi và tỷ lệ austenit nhằm điều chỉnh tác dụng của tính đàn hồi gây ra bởi sự biến đổi (transformation induced plasticity - TRIP) cho giải pháp ứng dụng mong muốn, và thép không gỉ này chứa các nguyên tố với lượng tính theo % khối lượng sau: C nhỏ hơn 0,05%, Si nằm trong

khoảng từ 0,2 đến 0,7%, Mn nằm trong khoảng từ 2 đến 5%, Cr nằm trong khoảng từ 19 đến 20,5%, Ni nằm trong khoảng từ 0,8 đến 1,35%, Mo nhỏ hơn 0,6%, Cu nhỏ hơn 1%, N nằm trong khoảng từ 0,16 đến 0,24%, lượng còn lại là Fe và các tạp chất không tránh khỏi.

15. Phương pháp theo điểm 14, khác biệt ở chỗ, việc xử lý nhiệt được thực hiện là ủ hòa tan.

16. Phương pháp theo điểm 14, khác biệt ở chỗ, việc xử lý nhiệt được thực hiện là ủ cảm ứng tần số cao.

17. Phương pháp theo điểm 14, khác biệt ở chỗ, việc xử lý nhiệt được thực hiện là ủ cục bộ.

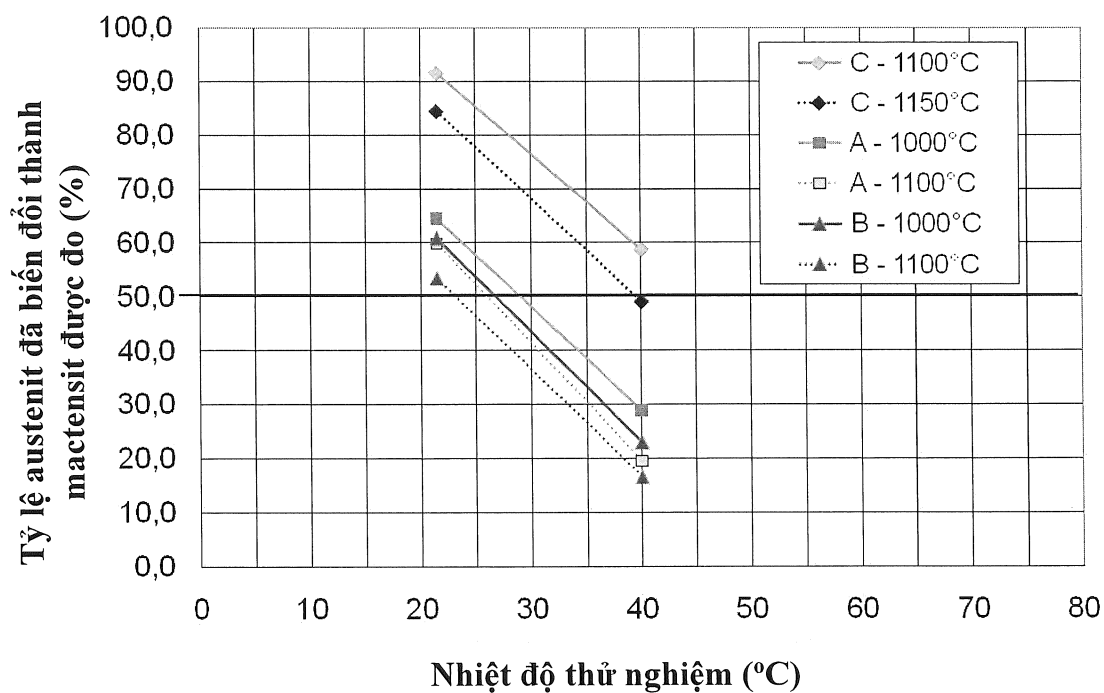


Fig. 1

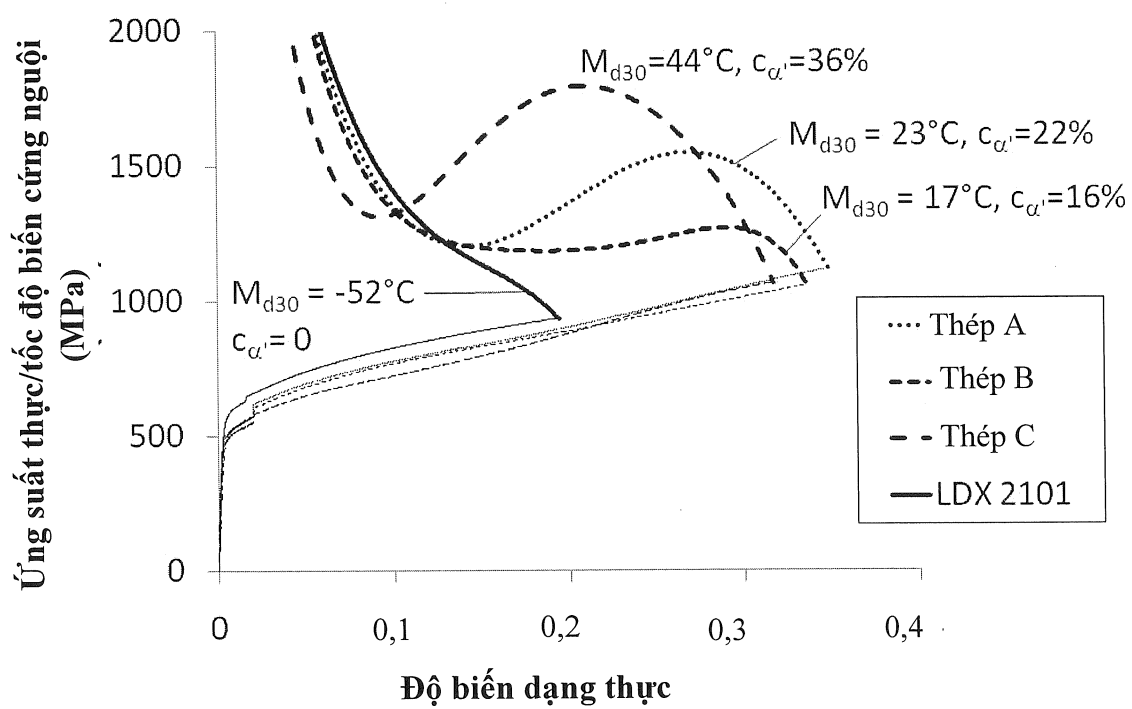


Fig. 2

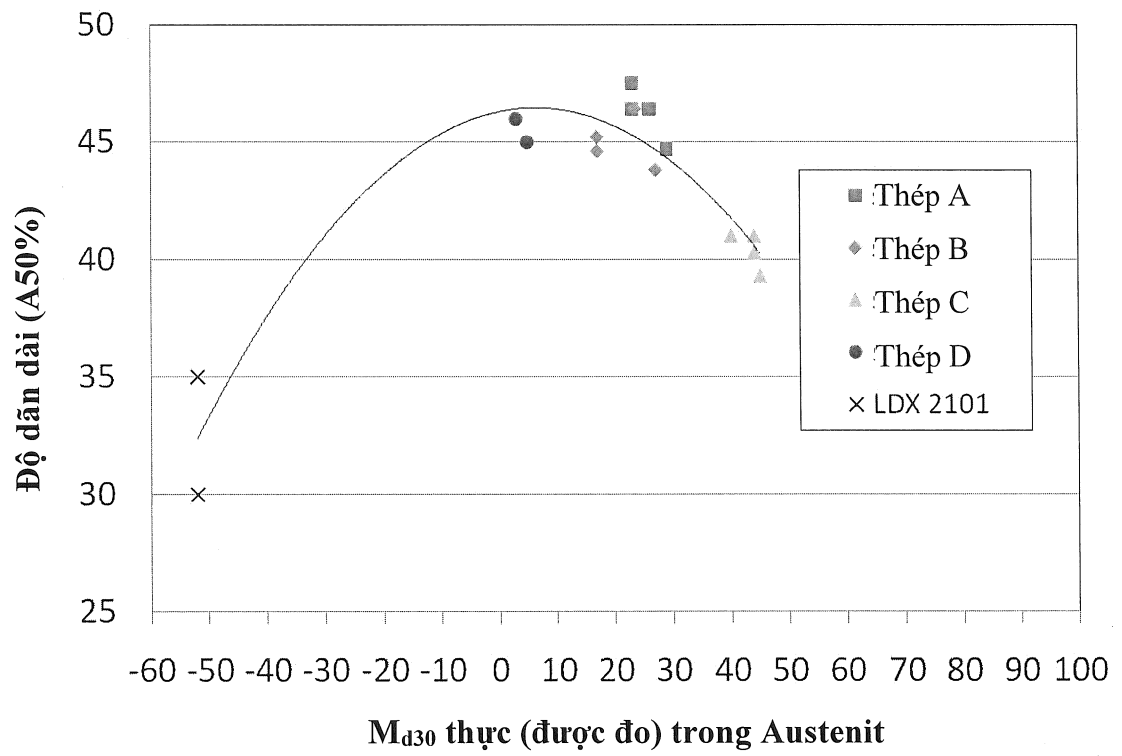


Fig. 3a

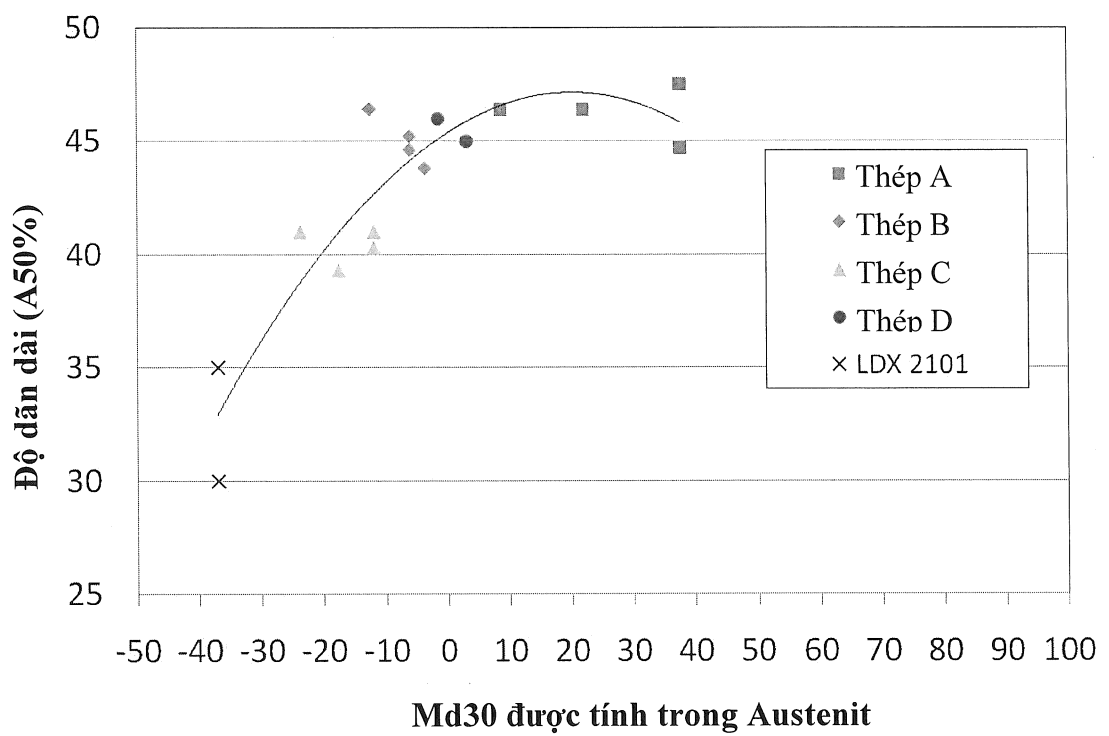


Fig. 3b

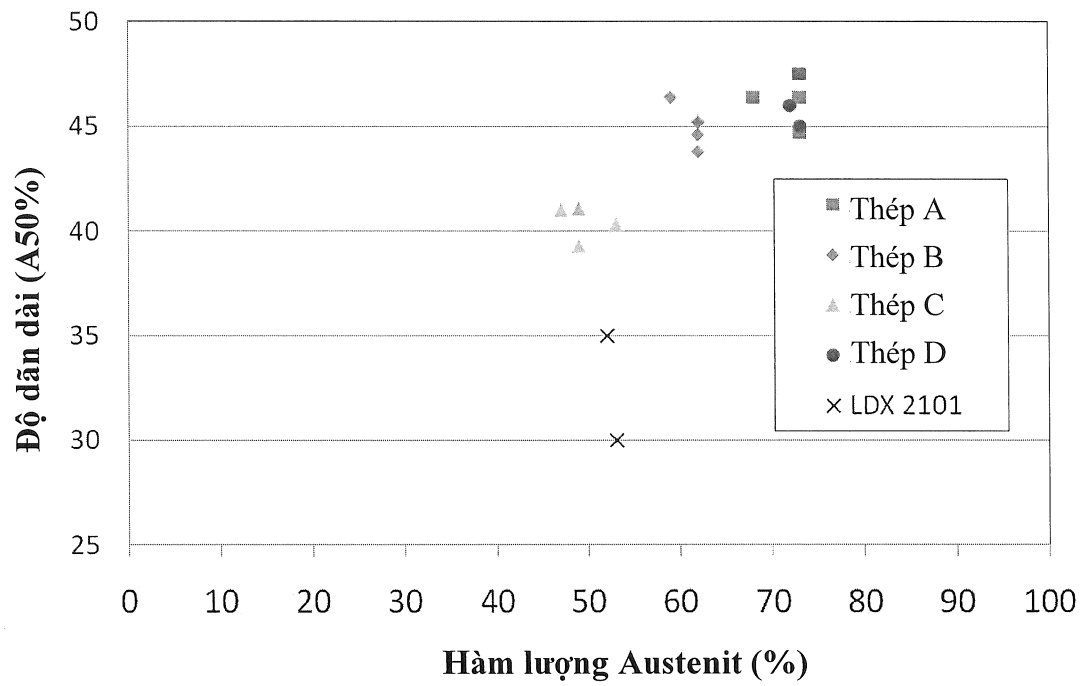


Fig. 4

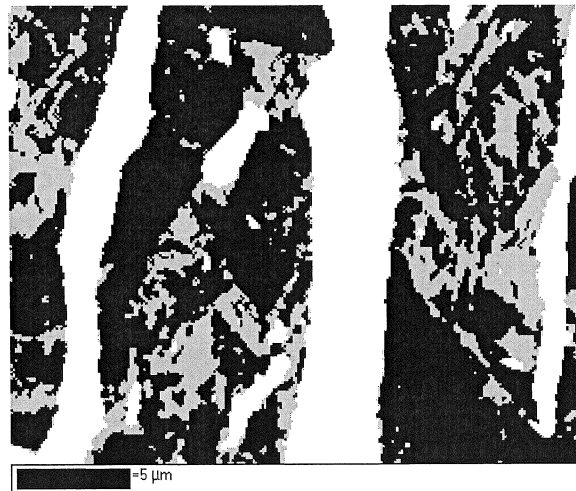


Fig. 5

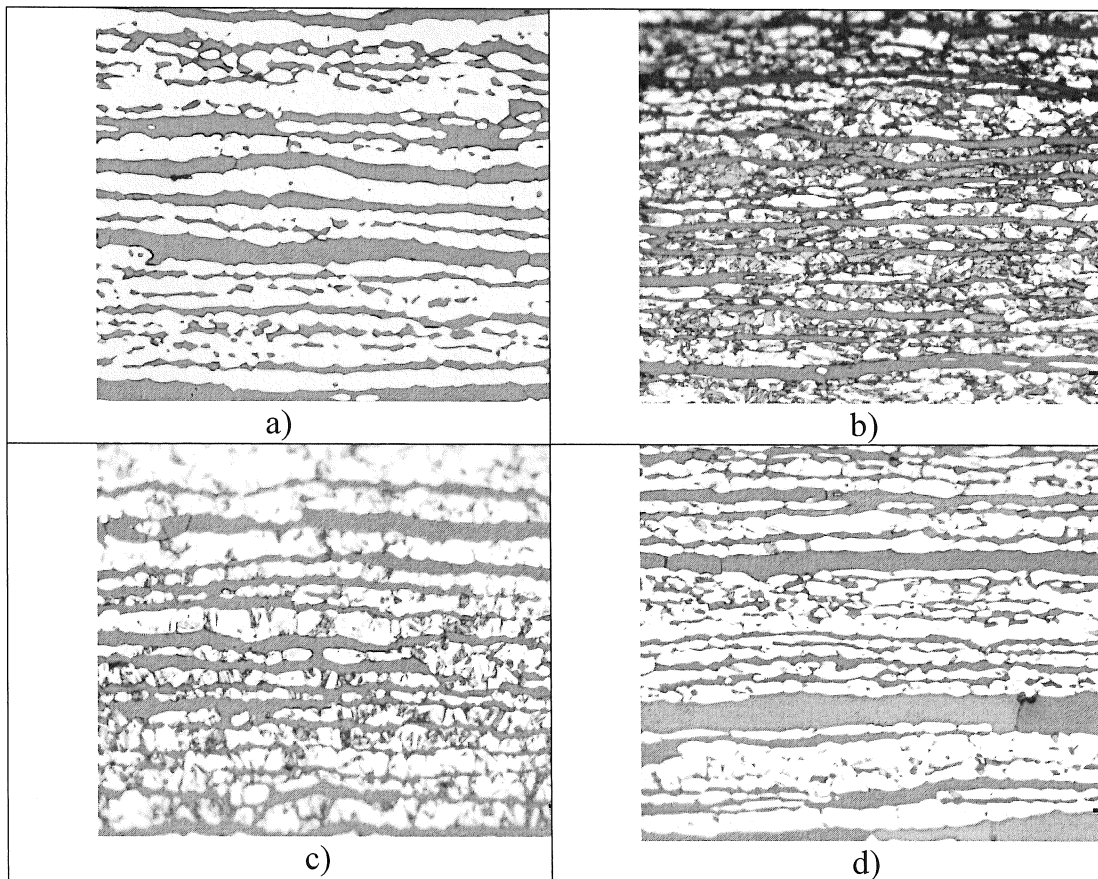


Fig. 6

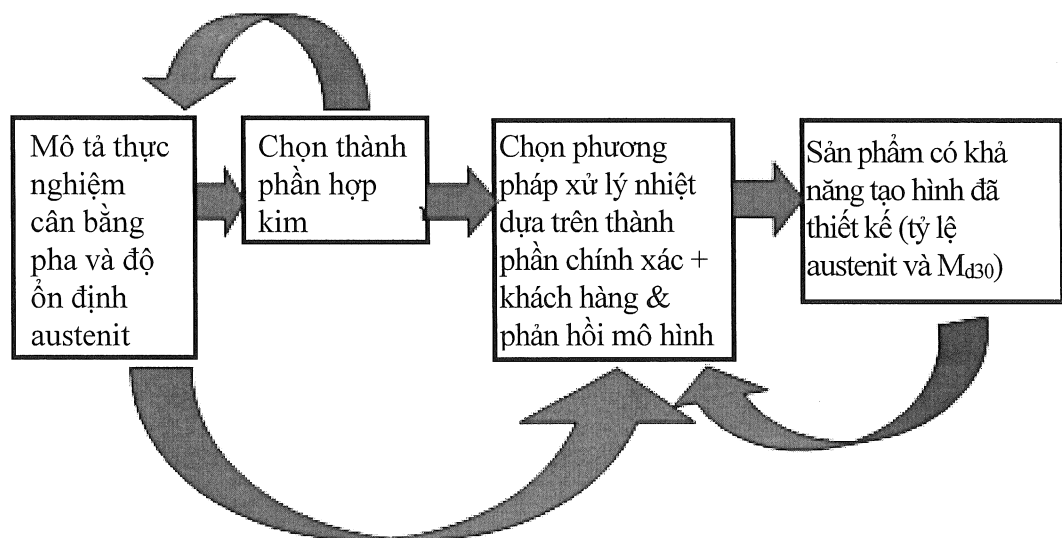


Fig. 7