



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

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

(11)



1-0038288

(51)^{2020.01} C22C 38/00; C22C 38/54; C21D 8/06

(13) B

(21) 1-2021-01991

(22) 25/06/2019

(86) PCT/JP2019/025093 25/06/2019

(87) WO 2020/090149 07/05/2020

(30) 2018-204051 30/10/2018 JP

(45) 25/01/2024 430

(43) 26/07/2021 400

(73) JFE STEEL CORPORATION (JP)

2-3, Uchisaiwai-cho 2-chome, Chiyoda-ku, Tokyo 1000011, Japan

(72) TADA Masafumi (JP).

(74) Công ty Cổ phần Sở hữu công nghiệp INVESTIP (INVESTIP)

(54) THÉP DÙNG LÀM BU-LÔNG

(57)

Sáng chế đề cập đến thép không được xử lý nhiệt mà có khả năng chống biến dạng thấp trong quá trình rèn nguội trong việc tạo hình đầu bu-lông và năng suất sản phẩm ưu việt, và mà có thể được sản xuất mà không cần phải thực hiện xử lý nhiệt để kiểm soát sự biến thiên cường độ. Thép được bộc lộ theo sáng chế có hợp phần hóa học chứa C: 0,18-0,24%, Si: 0,10-0,22%, Mn: 0,60-1,00%, Al: 0,010-0,050%, Cr: 0,65-0,95%, Ti: 0,010-0,050%, B: 0,0015-0,0050%, N: 0,0050-0,0100%, P: 0,025% hoặc nhỏ hơn bao gồm cả 0, S: 0,025% hoặc nhỏ hơn bao gồm cả 0, Cu: 0,20% hoặc nhỏ hơn bao gồm cả 0, và Ni: 0,30% hoặc nhỏ hơn bao gồm cả 0, trong phạm vi thỏa mãn: $0,45 \leq C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 \leq 0,60$ và $N \leq 0,519Al + 0,292Ti$, với phần còn lại là Fe và các tạp chất không thể tránh được; và cấu trúc tế vi mà trong đó bainit có mặt theo tỷ lệ diện tích là 95% hoặc lớn hơn, trong đó cấu trúc tế vi chứa các hạt austenit trước đó với số lượng cỡ hạt là 6 hoặc lớn hơn, và sự biến thiên cường độ là 100 MPa hoặc nhỏ hơn.

Lĩnh vực kỹ thuật được đề cập

Sáng chế đề cập đến thép dùng cho bộ phận siết chặt mà đóng vai trò là phương tiện siết chặt như bu-lông và ốc vít, cụ thể là bu-lông với cấp cường độ là 8,8 hoặc cao hơn như được quy định theo tiêu chuẩn JIS B1051, và cụ thể là đề cập đến thép dùng làm bu-lông được gọi là các bu-lông không được xử lý nhiệt mà có thể bỏ qua một số quá trình xử lý tinh luyện nhiệt trong quá trình sản xuất các bộ phận này, như ủ, ủ cầu hóa, tôi, và ram. Dưới đây, thép được sử dụng cho bộ phận siết chặt nói chung được gọi chung là thép dùng làm bu-lông.

Tình trạng kỹ thuật của sáng chế

Trong những năm gần đây, với mối quan tâm ngày càng tăng về vấn đề hủy hoại môi trường và giá tài nguyên dầu mỏ tăng cao, đã có nhu cầu đơn giản hóa hoặc loại bỏ quy trình xử lý nhiệt trong quá trình sản xuất bộ phận siết chặt như bu-lông và ốc vít.

Trong thép dùng làm bu-lông với cấp cường độ là 8,8 hoặc cao hơn theo tiêu chuẩn JIS B1051, tiêu chuẩn quy định hợp phần hóa học và cường độ của bu-lông, cần phải làm cho vật liệu này cứng hơn. Vì khả năng gia công nguội của các vật liệu như này suy giảm, cần phải ủ các vật liệu để hóa mềm chúng trước khi rèn nguội như kéo dây và tạo hình đầu bu-lông. Từ quan điểm về loại bỏ bước này, tài liệu JP2006-274373A (Tài liệu sáng chế 1) đề xuất thép cường độ cao cho ốc vít với khả năng gia công nguội ưu việt. Mặc dù sử dụng thép được mô tả trong tài liệu sáng chế 1 giúp cho có thể bỏ qua các bước hóa mềm và ủ, nhưng cần phải bỏ qua thêm các bước sản xuất.

Ngoài ra, một số thép dùng làm bu-lông mà được gọi là bu-lông không được xử lý nhiệt, mà đi xa hơn các quy định nêu trên của tiêu chuẩn JIS và bỏ qua các bước tôi và ram cùng với các bước hóa mềm và ủ, đã được đưa vào sử dụng thực tế. Ví dụ, JPS61-284554A (Tài liệu sáng chế 2) đề xuất thép dùng làm bu-lông không được xử lý nhiệt với độ dẻo dai ưu việt. Thép dùng làm bu-lông được đề xuất trong Tài liệu sáng chế 2 cố gắng cải thiện độ dẻo dai (độ dẻo) thông qua quá trình tinh luyện của cấu trúc tế vi ferit-peclit. Tuy nhiên, cần phải có những cải thiện hơn nữa về độ dẻo dai (độ dẻo) để cải thiện khả năng kéo dây và khả năng gia công nguội, cụ thể là trong việc tạo hình đầu bu-lông, nhưng những loại thép như này vẫn chưa được sử dụng rộng rãi trong thực tế.

Ngược lại, công nghệ được mô tả trong JPH2-166229A (Tài liệu sáng chế 3) cải thiện độ dẻo dai (độ dẻo) bằng cách áp dụng việc làm mát có kiểm soát sau khi cán nóng để thu được cấu trúc tế vi bainit. Tuy nhiên, các hạt tinh thể austenit trở nên thô trong quá trình gia nhiệt sơ bộ để cán nóng, và ngay cả sau khi đạt đến giai đoạn gia công nguội, sự nứt vỡ xuất hiện từ các biên hạt của các hạt tinh thể thô, dẫn đến năng suất kém.

Ngoài ra, tài liệu JP2015-190002A (Tài liệu sáng chế 4) đề xuất thép không được xử lý nhiệt cho bu-lông hàn. Bằng cách sử dụng thép với cấu trúc tế vi được định ra trong Tài liệu sáng chế 4, khả năng chống biến dạng khi kéo dãn có thể được giữ ở mức thấp. Trong quá trình sản xuất bu-lông, không chỉ khả năng gia công tại thời điểm kéo dãn, mà cả khả năng gia công tại thời điểm tạo hình đầu bu-lông thông qua việc rèn nguội được yêu cầu, và thép được mô tả trong Tài liệu sáng chế 4 cũng được yêu cầu cải thiện loại khả năng gia công này.

Ngoài ra, JPH9-291312A (Tài liệu sáng chế 5) đề xuất phương pháp sản xuất thanh dây cường độ cao dùng làm bu-lông không được xử lý nhiệt. Bằng cách sử dụng quá trình sản xuất được nêu trong Tài liệu sáng chế 5, có thể thu được thanh dây mà thể hiện cường độ cao và khả năng gia công ưu việt. Tuy nhiên, công nghệ được đề xuất trong Tài liệu sáng chế 5 yêu cầu thanh dây cần phải được ủ ở 500°C đến 700°C để đồng nhất cường độ sau khi thanh dây được cán và được làm nguội gần đến nhiệt độ phòng. Trên thực tế là quá trình xử lý ủ là cần thiết có nghĩa là bước này không thể bỏ qua được, mà là điều không mong muốn bởi vì nó làm giảm bớt lợi thế của việc bỏ qua các quá trình xử lý tôi và ram.

Ngoài ra, tài liệu JPH10-280036A (Tài liệu sáng chế 6) đề xuất thanh dây dùng làm bu-lông với cường độ cao và độ dẻo và phương pháp sản xuất thanh dây này. Bằng cách sử dụng thép được nêu trong Tài liệu sáng chế 6, dây thép với cường độ kéo là 980 N/mm² hoặc cao hơn, tương ứng với cấp 10T hoặc cao hơn trong bảng phân loại cường độ của bu-lông, có thể thu được bằng cách kéo dãn nguội với tỷ lệ giảm là từ 10 % đến 30 %. Tuy nhiên, hiện nay rất khó sản xuất bu-lông mà không qua quá trình tinh luyện nhiệt mà sử dụng thép với cường độ là cấp 10T (cấp 10,9) hoặc cao hơn trong các cơ sở của hầu hết các nhà sản xuất bu-lông. Do đó, cần phải cung cấp thêm các dây thép dùng làm bu-lông không được xử lý nhiệt với cường độ cấp 8,8, mà thấp hơn cấp 10T. Điều này là bởi vì, nói chung, cường độ của vật liệu càng thấp, khả năng gia công càng tốt.

Tuy nhiên, trong cấu trúc tế vi ferit-peclit, ví dụ, sự chênh lệch độ cứng giữa các phần ferit và peclit là lớn, và sự nứt vỡ có khả năng xuất hiện tại các biên giữa các phần này, mặc dù tải trọng gia công có thể được giảm xuống. Điều này cũng đúng khi phần peclit được thay thế bởi phần bainit. Mặt khác, trong trường hợp các thanh dây dùng làm bu-lông không được xử lý nhiệt ở cấp cường độ là 8,8, khó có thể giữ cường độ của các thanh dây thấp và đồng thời duy trì đơn pha bainit, khi so với việc sản xuất các thanh dây cho cấp 10T. Do đó, ngay cả với việc sử dụng bainit, cường độ thấp của các thanh dây này gây ra các vấn đề với sự biến thiên cường độ và sự nứt vỡ trong quá trình gia công bu-lông, khiến cho việc sản xuất các thanh dây này khó khăn hơn so với việc sản xuất các thanh dây cho cấp 10T.

Danh sách tài liệu viện dẫn

Tài liệu sáng chế

Tài liệu sáng chế 1: JP2006-274373A

Tài liệu sáng chế 2: JPS61-284554A

Tài liệu sáng chế 3: JPH2-166229A

Tài liệu sáng chế 4: JP2015-190002A

Tài liệu sáng chế 5: JPH9-291312A

Tài liệu sáng chế 6: JPH10-280036A

Bản chất kỹ thuật của sáng chế

Vấn đề kỹ thuật

Do đó sẽ rất hữu ích nếu tạo ra thép dùng làm bu-lông mà có khả năng chống biến dạng thấp trong quá trình rèn nguội trong việc tạo hình đầu bu-lông, ví dụ, và năng suất sản phẩm ưu việt, ngay cả khi không có sự tinh luyện nhiệt, nghĩa là, ngay cả khi nếu nó không được xử lý nhiệt, và phương pháp sản xuất thép này.

Giải quyết vấn đề

Các tác giả sáng chế đã thực hiện các nghiên cứu chuyên sâu để giải quyết các vấn đề nêu trên trong thép dùng làm bu-lông được sử dụng trong việc sản xuất bu-lông, và kết quả là đã đưa ra các phát hiện sau.

(1) Sự tinh luyện các hạt tinh thể austenit trước là cách hiệu quả nhất để ngăn chặn sự nứt vỡ tại các biên hạt austenit trước đó trong quá trình rèn nguội.

(2) Để làm giảm khả năng chống biến dạng trong quá trình rèn nguội trong việc tạo hình đầu bu-lông, cần phải thu được hiệu ứng Bauschinger lớn hơn.

(3) Hiệu ứng Bauschinger lớn hơn trong cấu trúc tế vi bainit so với trong cấu trúc tế vi ferit-peclit.

(4) Các hạt tinh thể austenit trước đó càng mịn, hiệu ứng Bauschinger càng lớn. Các hạt tinh thể austenit trước đó càng mịn, tỷ số nén tới hạn của dây thép càng cao sau khi đưa vào kéo dãn.

(5) Cấu trúc tế vi bainit có cường độ cao khi nó được cán nóng, và tỷ lệ giảm chiều dày do cán trong quá trình kéo dãn để thu được dây thép với cường độ mục tiêu có thể được giảm xuống và có thể đạt được khả năng kéo tốt sau quá trình kéo dãn.

(6) Sự biến thiên cường độ trong các thanh dây không tăng lên trừ khi các cấu trúc tế vi khác được trộn lẫn vào với cấu trúc tế vi chính, bainit. Ngược lại, sự biến thiên trở nên lớn hơn khi ferit và mactensit được trộn lẫn vào. Sự lẫn các cấu trúc tế vi này không phải là vấn đề nếu nó nhỏ hơn 5 %.

Sáng chế là kết quả nghiên cứu về các tính chất thép mà thu được các phát hiện nêu trên từ quan điểm về cấu trúc tế vi và hợp phần hóa học. Mặt khác, trước tiên các tác giả sáng chế đã so sánh cấu trúc tế vi ferit-peclit và cấu trúc tế vi bainit xét về khả năng gia công trong quá trình rèn nguội trong việc tạo hình đầu bu-lông. Kết quả là, cấu trúc tế vi bainit được phát hiện ra là vượt trội hơn bởi vì nó mang lại hiệu ứng Bauschinger lớn hơn. Cơ chế này là như sau.

Trước tiên, hiệu ứng Bauschinger là hiện tượng mà khi vật liệu kim loại đã chịu biến dạng dẻo như biến dạng trước đó phải chịu ứng suất theo hướng ngược với hướng của biến dạng trước đó, ứng suất biến dạng tại thời điểm đó giảm xuống một cách đáng kể so với khi ứng suất lại được tác dụng theo cùng một hướng. Trong quá trình sản xuất của bu-lông, hiệu ứng Bauschinger này thu được khi đầu được tạo hình sau khi kéo dãn. Cụ thể, kéo dãn, là quá trình ứng suất kéo, đưa vật liệu vào sự hóa bền cơ học và làm tăng cường độ kéo của nó, trong khi khả năng chống biến dạng trong quá trình tạo hình đầu, mà là quá trình nén, không tăng lên cho đến mức độ kéo dãn nhất định, và thậm chí

có thể giảm xuống. Hiệu ứng Bauschinger này thu được bởi sự chồng chéo giữa các sai lệch mạng tinh thể mà phát triển trong thép trong quá trình biến dạng dẻo. Các sai lệch mạng tinh thể như này phát triển trong quá trình biến dạng dẻo chồng chéo ở gần các biên hạt và trở nên bị kẹt. Sự chồng chéo này của các sai lệch mạng tinh thể hầu như không được loại bỏ chỉ bằng cách đơn giản là loại bỏ trừ trọng cho biến dạng dẻo, và được giữ lại. Đây là cơ chế của sự hóa bền cơ học, và các sai lệch mạng tinh thể càng chồng chéo, lượng sự hóa bền cơ học càng lớn. Tuy nhiên, khi ứng suất theo cùng một hướng với ứng suất cần thiết cho sự chồng chéo được tác dụng lại, mà gây ra sự chồng chéo trước đó làm chồng chéo hơn các sai lệch mạng tinh thể, gây ra sự hóa bền cơ học. Mặt khác, khi ứng suất được tác dụng theo hướng ngược lại, sự biến dạng sẽ tiếp diễn mặc dù ứng suất không tăng vượt quá ứng suất cần thiết, bởi vì ứng suất ngược có hiệu quả loại bỏ sự chồng chéo này. Đây là hiệu ứng Bauschinger. Để thu được hiệu ứng Bauschinger lớn hơn, (i) nguồn phát triển sai lệch mạng tinh thể nên có mặt trong thép và (ii) cần có các biên hạt nơi mà các sai lệch mạng tinh thể được cho phép chồng chéo.

Trước tiên, đối với mục (i) nêu trên, sự so sánh được thực hiện giữa ferit-peclit và bainit các cấu trúc tế vi. Trong trường hợp cấu trúc tế vi ferit-peclit, mỗi nguồn sai lệch mạng tinh thể nằm tại biên giữa peclit và ferit, nghĩa là, bản thân biên hạt, trong khi trong trường hợp cấu trúc tế vi bainit, xementit có thể là các nguồn sai lệch mạng tinh thể, và do đó bainit vượt trội hơn xét về số lượng nguồn sai lệch mạng tinh thể. Tiếp theo, so sánh được thực hiện cho mục (ii) nêu trên. Trong trường hợp của cấu trúc tế vi ferit-peclit, sự chênh lệch lớn về hạt độ cứng giữa ferit và peclit gây ra các sai lệch mạng tinh thể chỉ phát triển riêng trong các hạt ferit, dẫn đến các sai lệch mạng tinh thể chồng chéo chỉ ở phía ferit của các biên hạt. Ngược lại, trong trường hợp của bainit, các hạt bainit tiếp xúc với nhau ngang qua một biên hạt và không có sự chênh lệch lớn về độ cứng, và do đó các sai lệch mạng tinh thể bắt nguồn từ xementit có thể chồng chéo ở trên cả hai phía của biên hạt. Điều này có nghĩa là cấu trúc tế vi bainit có các biên hạt mà tại đó các sai lệch mạng tinh thể có thể chồng chéo với diện tích gấp đôi diện tích của cấu trúc tế vi ferit-peclit. Do đó, bainit cũng có lợi thế từ quan điểm của mục (ii).

Trong trường hợp của cấu trúc tế vi ferit-peclit, các biên hạt mà tại đó các sai lệch mạng tinh thể có thể chồng chéo là các biên hạt nơi mà ferit và peclit tiếp xúc nhau, mà có thể được quan sát rõ ràng bằng cách quan sát dưới kính hiển vi quang học. Mặt khác, trong trường hợp của bainit, khó có thể xác định rõ các biên hạt bằng kính hiển vi quang

học. Nhờ việc nghiên cứu lượng hiệu ứng Bauschinger thu được trong các thép với cấu trúc tế vi bainit mà trong đó kích cỡ hạt tại các biên hạt austenit trước đó được thay đổi bằng các xử lý nhiệt khác nhau, các tác giả sáng chế đã phát hiện ra là các hạt austenit trước đó càng mịn, hiệu ứng Bauschinger càng lớn. Do đó, các tác giả sáng chế đã kết luận là trong trường hợp của bainit, các biên hạt tinh thể mà tại đó các sai lệch mạng tinh thể có thể chông chéo là các biên hạt austenit trước đó. Dù là ferit-peclit hay bainit, cấu trúc tế vi thu được khi làm nguội trong quá trình xử lý nhiệt là mịn hơn austenit. Để thu được hiệu ứng Bauschinger từ quá trình tinh luyện này, cấu trúc tế vi ferit-peclit là có lợi hơn vì nó cung cấp các hạt tinh thể ferit mà mịn hơn các hạt austenit trước đó. Tuy nhiên, vì các hiệu ứng được mô tả theo các mục (i) và (ii) luôn luôn có tác dụng hơn hiệu ứng của quá trình tinh luyện cấu trúc tế vi ferit-peclit, bainit cung cấp hiệu ứng Bauschinger lớn hơn.

Tiếp theo, về cường độ, nếu sự so sánh được thực hiện giữa các thép có hợp phần hóa học gần như giống nhau nhưng các cấu trúc tế vi khác nhau, cường độ của các thép với cấu trúc tế vi bainit cao hơn các thép với cấu trúc tế vi ferit-peclit. Trong trường hợp bu-lông không được xử lý nhiệt, thép được kéo thành dây thép trực tiếp sau khi cán nóng, và cường độ của dây thép sau khi kéo dây trở nên cường độ của bu-lông được tạo ra. Mặt khác, cường độ của bu-lông là tổng cường độ của thép sau khi cán nóng và sự gia tăng về cường độ là do sự hóa bền cơ học trong quá trình kéo dây. Đương nhiên, cường độ của vật liệu càng cao, nó càng có khả năng thu được cường độ mục tiêu tại tốc độ kéo thấp hơn, và theo khía cạnh này, cấu trúc tế vi bainit là có lợi hơn do nó tạo ra thép cường độ cao khi được cán nóng. Ngoài ra, cấu trúc tế vi bainit có thể duy trì khả năng kéo tốt ngay cả khi sau khi kéo dây. Đó là bởi vì khi cấu trúc tế vi ferit được trộn lẫn với cấu trúc tế vi chính, cụ thể là khi phần ferit cao bằng 5 % hoặc lớn hơn, sức căng được gây ra bởi việc kéo dây được tập trung trong các hạt ferit, dẫn đến sự hóa giòn tại các biên hạt của các hạt tinh thể ferit và sự suy giảm về khả năng kéo. Từ quan điểm này, sẽ có lợi khi có phần cấu trúc tế vi ferit càng thấp càng tốt.

Cấu trúc tế vi bainit cũng có lợi hơn từ quan điểm về việc ngăn chặn sự nứt vỡ trong quá trình tạo hình đầu bu-lông. Mặt khác, trong cấu trúc tế vi ferit-peclit, sức căng dẻo trong quá trình tạo hình được tập trung trong các hạt ferit, mà mềm hơn peclit, và kết quả là, các vết nứt tế vi, mà đóng vai trò là các điểm khởi đầu cho sự nứt vỡ, có xu hướng xảy ra tại các biên hạt giữa ferit và peclit. Ngược lại, cấu trúc tế vi bainit đồng

nhất về độ cứng tổng thể so với cấu trúc tế vi ferit-peclit, bởi vì các vết nứt tế vi ít có khả năng xuất hiện tại các biên hạt bainit. Ngoài ra, kích cỡ hạt austenit trước đó càng mịn trong cùng một cấu trúc tế vi bainit, càng ít có khả năng xuất hiện các vết nứt. Điều này là do khi thép có cấu trúc tế vi austenit, sự phân tách của các nguyên tố gây sự hòa giòn liên hạt như P và S tại các biên hạt austenit là không thể tránh được trong quá trình làm nguội sau khi đúc và cán nóng. P và S được phân tách tại các biên hạt austenit vẫn được phân tách tại các biên hạt austenit trước đó ngay cả sau khi sự biến đổi cấu trúc tế vi tiếp theo thành bainit. Khi các biên hạt austenit trước đó được tinh luyện, nồng độ của P và S trên mỗi đơn vị diện tích biên hạt giảm xuống khi diện tích biên hạt austenit trước đó tăng lên, làm cho các biên hạt austenit trước đó ít nhạy cảm với sự nứt vỡ hơn. Hiệu quả này có thể được đánh giá bằng cách đo tỷ số nén tới hạn trước khi tạo hình đầu bu-lông đối với các nguyên liệu khác nhau với các kích cỡ hạt austenit khác nhau trước đó.

Tuy nhiên, trong thực tế rất khó để sản xuất ra các thanh dây với cấu trúc tế vi đơn pha bainit bằng cách cán nóng mà có thể đạt được cường độ kéo của dây thép sau khi kéo dây tương ứng với khoảng 8,8 trong bảng phân loại cường độ của bu-lông. Điều này là do bainit là cấu trúc tế vi trung gian giữa ferit-peclit và mactensit, và nếu cường độ quá cao hoặc quá thấp, các cấu trúc tế vi phi bainit, nghĩa là, mactensit và/hoặc ferit, sẽ được trộn lẫn vào, khiến cho rất khó ngăn chặn sự biến thiên cường độ. Để ngăn chặn sự biến thiên cường độ, điều cần thiết là phải kiểm soát chặt chẽ hợp phần hóa học của thép và tốc độ làm nguội của thanh dây sau khi cán nóng.

Những phát hiện nêu trên đã dẫn đến sự hoàn thiện sáng chế. Cụ thể, các đặc điểm cơ bản sáng chế là như sau.

1. Thép dùng làm bu-lông bao gồm: hợp phần hóa học chứa (chỉ bao gồm), theo % khối lượng, C: 0,18 % đến 0,24 %, Si: 0,10 % đến 0,22 %, Mn: 0,60 % đến 1,00 %, Al: 0,010 % đến 0,050 %, Cr: 0,65 % đến 0,95 %, Ti: 0,010 % đến 0,050 %, B: 0,0015 % đến 0,0050 %, N: 0,0050 % đến 0,0100 %, P: 0,025 % hoặc nhỏ hơn bao gồm cả 0, S: 0,025 % hoặc nhỏ hơn bao gồm cả 0, Cu: 0,20 % hoặc nhỏ hơn bao gồm cả 0, và Ni: 0,30 % hoặc nhỏ hơn bao gồm cả 0, trong phạm vi thỏa mãn các công thức sau (1) và (2):

$$0,45 \leq C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 \leq 0,60 \quad (1), \text{ và}$$

$$N \leq 0,519Al + 0,292Ti \quad (2),$$

trong đó C, Si, Mn, Ni, Cr, N, Al, và Ti biểu diễn các hàm lượng theo % khối lượng của các nguyên tố tương ứng,

với phần còn lại là Fe và các tạp chất không thể tránh được; và cấu trúc tế vi mà trong đó bainit được biểu diễn theo tỷ lệ diện tích là 95 % hoặc lớn hơn, trong đó cấu trúc tế vi chứa các hạt austenit trước đó với số lượng cỡ hạt là 6 hoặc lớn hơn, và sự biến thiên cường độ là 100 MPa hoặc nhỏ hơn.

2. Thép dùng làm bu-lông theo mục 1, trong đó hợp phần hóa học còn chứa, theo % khối lượng, Nb: 0,050 % hoặc nhỏ hơn.

3. Thép dùng làm bu-lông theo mục 1 hoặc 2, trong đó hợp phần hóa học còn chứa, theo % khối lượng, Mo: 0,70 % hoặc nhỏ hơn, và thay cho công thức (1), công thức (3) sau đây được thỏa mãn:

$$0,45 \leq C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 \leq 0,60 \quad (3),$$

trong đó C, Si, Mn, Ni, Cr, và Mo biểu diễn các hàm lượng theo % khối lượng của các nguyên tố tương ứng.

4. Phương pháp sản xuất thép dùng làm bu-lông, phương pháp này bao gồm: việc cán nóng phôi thép có hợp phần hóa học như đã được nêu trong mục 1, 2, hoặc 3 để thu được thép được cán nóng; hoàn thiện cán nóng ở nhiệt độ hoàn thiện cán nóng từ 800°C đến 950°C; và sau đó làm nguội thép được cán nóng ở tốc độ làm nguội là 2°C/giây hoặc cao hơn và 12°C/giây hoặc thấp hơn trong phạm vi nhiệt độ từ nhiệt độ hoàn thiện cán nóng đến 500°C.

Hiệu quả có lợi của sáng chế

Theo sáng chế, có thể tạo ra thép dùng làm bu-lông với năng suất sản phẩm cao, ngay cả khi nếu không được xử lý nhiệt, mà có thể ngăn chặn sự xuất hiện vết nứt trong quá trình rèn nguội trong việc tạo hình đầu bu-lông do khả năng chống biến dạng thấp. Cụ thể, có thể tạo ra thép dùng làm bu-lông mà phù hợp làm vật liệu cho bu-lông không được xử lý nhiệt với cấp phân loại cường độ là khoảng 8,8 như được quy định theo tiêu chuẩn JIS B1051, nghĩa là, mức cường độ là từ 800 MPa đến 1000 MPa.

Mô tả chi tiết sáng chế

Thép dùng làm bu-lông không được xử lý nhiệt được bộc lộ ở đây sẽ được mô tả cụ thể dưới đây. Trước tiên, các nguyên nhân giới hạn đối với mỗi thành phần trong hợp

phần hóa học sẽ được giải thích. Khi các thành phần được thể hiện theo “%”, điều này dùng để chỉ “% theo khối lượng” trừ khi có quy định khác. Ngoài ra, các tỷ lệ phần trăm của mỗi cấu trúc tế vi là các phần diện tích trừ khi có lưu ý khác.

C: 0,18 % đến 0,24 %

Cacbon (C) là nguyên tố có lợi mà có thể hòa tan hoặc tạo thành các cacbua trong thép và cải thiện cường độ của thép. C cũng trở thành xementit khi thép hình thành cấu trúc tế vi bainit, và cũng là nguồn phát sinh sai lệch mạng tinh thể. C cũng là nguyên tố mà cải thiện đáng kể độ thấm tôi của thép. Để thu được các hiệu quả này, C cần phải được chứa với lượng là 0,18 % hoặc lớn hơn, và tốt hơn là 0,20 % hoặc lớn hơn. Mặt khác, C là nguyên tố làm tăng độ thấm tôi của thép, và nếu được chứa trên 0,24 %, nó làm tăng độ thấm tôi của thép đến mức độ mà nó gây ra sự biến đổi mactensit thay cho sự biến đổi bainit, làm cho thép không phù hợp cho bu-lông không được xử lý nhiệt. Mặt khác, nếu thép có cấu trúc tế vi mactensit, mật độ sai lệch mạng tinh thể quá cao sẽ hạn chế sự di chuyển sai lệch mạng tinh thể và làm giảm không gian cho sự chùng chéo, dẫn đến không thể thu được đủ hiệu ứng Bauschinger. Kết quả là, không chỉ là không đạt được đủ hiệu ứng Bauschinger, mà cả khả năng kéo của dây thép sau khi kéo dây bị giảm đáng kể, làm cho nó không phù hợp cho việc sử dụng làm bu-lông. Do đó, giới hạn trên của hàm lượng C được thiết lập ở 0,24 %, và tốt hơn là ở 0,22 % hoặc nhỏ hơn.

Si: 0,10 % đến 0,22 %

Silic (Si) là nguyên tố quan trọng mà có thể hòa tan trong sắt và làm tăng cường độ của thép, ngoài ra nó còn có hiệu quả làm tăng một cách đáng kể khả năng chống biến dạng. Ngoài ra, Si là nguyên tố hiệu quả để điều chỉnh độ thấm tôi của thép và mở rộng phạm vi các tốc độ làm nguội mà tại đó có thể thu được bainit với lượng Si thích hợp được bổ sung. Để thu được hiệu quả này, Si cần phải được chứa với lượng là 0,10 % hoặc lớn hơn, và tốt hơn là 0,13 % hoặc lớn hơn. Mặt khác, Si là nguyên tố mà gia tốc sự hóa bền cơ học khi được bổ sung một cách không cần thiết, khả năng chống biến dạng sau khi kéo dây trở nên lớn đến mức mà nó loại bỏ hiệu ứng Bauschinger của bainit. Do đó, giới hạn trên của hàm lượng Si được thiết lập ở 0,22 %. Tốt hơn nữa là 0,20 % hoặc nhỏ hơn.

Mn: 0,60 % đến 1,00 %

Mangan (Mn) là nguyên tố mà thúc đẩy sự hình thành của bainit trong quá trình làm nguội thép. Để thu được hiệu quả này, Mn cần phải được chứa với lượng là 0,60 % hoặc lớn hơn, tốt hơn là 0,65 % hoặc lớn hơn, và tốt hơn nữa là 0,70 % hoặc lớn hơn. Mặt khác, Mn là nguyên tố làm tăng độ thấm tôi của thép, và nếu được chứa với lượng dư, nó làm tăng độ thấm tôi của thép đến mức độ mà nó gây ra sự biến đổi mactensit, làm cho thép không phù hợp cho việc sử dụng trong bu-lông không được xử lý nhiệt. Do đó, giới hạn trên của hàm lượng Mn được thiết lập ở 1,00 %. Tốt hơn là 0,95 % hoặc nhỏ hơn, và tốt hơn nữa là 0,90 % hoặc nhỏ hơn.

Al: 0,010 % đến 0,050 %

Nhôm (Al) kết hợp với nitơ (N) ở khoảng 1000°C hoặc thấp hơn để tạo ra kết tủa dưới dạng AlN (nhôm nitrua), mà ngăn chặn việc làm thô các hạt tinh thể austenit trong quá trình gia nhiệt để cán nóng. Al cũng có hiệu quả khử oxy cho thép. Mặt khác, khi oxy trong thép kết hợp với C để tạo ra khí, lượng C trong thép giảm xuống và không thể thu được độ thấm tôi mong muốn. Do đó, cần phải khử oxy cho thép với Al. Để thu được các hiệu quả này, Al cần phải được chứa với lượng là 0,010 % hoặc lớn hơn. Tốt hơn nữa là, hàm lượng này là 0,020 % hoặc lớn hơn. Mặt khác, nếu Al có mặt với lượng dư, nó sẽ làm kết tinh với các lượng lớn dưới dạng các oxit mà có thể gây tắc vòi phun khi kết hợp với oxy trong không khí trong quá trình đúc. Do đó, giới hạn trên của hàm lượng Al được thiết lập ở 0,050 %. Tốt hơn là, hàm lượng này là 0,040 % hoặc nhỏ hơn.

Cr: 0,65 % đến 0,95 %

Crom (Cr) là nguyên tố mà cải thiện độ thấm tôi của thép và thúc đẩy sự biến đổi bainit. Để thu được hiệu quả này, Cr cần phải được chứa với lượng là 0,65 % hoặc lớn hơn. Mặt khác, nếu Cr được chứa vượt quá 0,95 %, nó làm tăng độ thấm tôi của thép đến mức độ mà nó gây ra sự biến đổi mactensit, làm cho thép không phù hợp cho việc sử dụng trong bu-lông không được xử lý nhiệt. Do đó, giới hạn trên của hàm lượng Cr được thiết lập ở 0,95 %. Tốt hơn nữa là, hàm lượng này là 0,70 % hoặc lớn hơn và 0,90 % hoặc nhỏ hơn.

Ti: 0,010 % đến 0,050 %

Titanium (Ti) là nguyên tố mà kết hợp với N (nitơ) để tạo ra kết tủa dưới dạng nitrua, bổ sung cho chức năng nêu trên của Al. Do đó, hàm lượng Ti là 0,010 % hoặc lớn hơn. Mặt khác, nếu hàm lượng vượt quá 0,050 %, Ti, giống như Al, sẽ làm kết tinh

theo các lượng lớn dưới dạng các oxit mà có thể gây tắc vòi phun và vẩn vẩn khi kết hợp với oxy trong không khí trong quá trình đúc. Do đó, giới hạn trên của hàm lượng Ti được thiết lập ở 0,050 %. Tốt hơn là, hàm lượng này là 0,015 % đến 0,045 %.

B: 0,0015 % đến 0,0050 %

Bo (B) là nguyên tố làm tăng độ thấm tôi của thép và thúc đẩy sự biến đổi bainit. Để thu được hiệu quả này, B cần phải được chứa với lượng là 0,0015 % hoặc lớn hơn. Mặt khác, nếu hàm lượng vượt quá 0,0050 %, độ thấm tôi trở nên quá cao và thép chắc chắn có cấu trúc tế vi mactensit. Do đó, giới hạn trên được thiết lập ở 0,0050 %. Tốt hơn là, hàm lượng này là 0,0018% hoặc lớn hơn và 0,0040% hoặc nhỏ hơn.

N: 0,0050 % đến 0,0100 %

Nitơ (N) kết hợp với Al để tạo ra kết tủa dưới dạng AlN, điều này ngăn chặn việc làm thô các hạt tinh thể austenit trong quá trình gia nhiệt để cán nóng. Để thu được hiệu quả này, hàm lượng N là 0,0050 % hoặc lớn hơn. Tốt hơn là 0,0055 % hoặc lớn hơn. Mặt khác, nếu N có mặt với lượng dư trong thép, nó sẽ chuyển thành nitơ hòa tan để có cố định các sai lệch mạng tinh thể ngay cả sau khi cán nóng, do đó làm giảm hiệu ứng Bauschinger. Do đó, giới hạn trên của hàm lượng N được thiết lập ở 0,0100 %. Tốt hơn là, hàm lượng này là 0,0090 % hoặc nhỏ hơn.

Như được đề cập ở trên, vì sự có mặt của N trong thép dưới dạng nitơ hòa tan, ngay cả trong các lượng nhỏ, có hiệu quả làm giảm hiệu ứng Bauschinger, cần phải đảm bảo rằng N được làm cho kết tủa trước khi kết thúc cán nóng. Để đạt được điều này, hàm lượng N cần phải nằm trong phạm vi nêu trên, và ngoài ra, tổng hàm lượng của Al và Ti, mà tạo thành các kết tủa với N, nên lớn hơn hàm lượng N về số mol. Do đó, công thức (2) sau đây cần được thỏa mãn:

$$N \leq 0,519Al + 0,292Ti \quad (2),$$

trong đó N, Al, và Ti biểu diễn các hàm lượng theo % khối lượng của các nguyên tố tương ứng.

Phần còn lại của hợp phần hóa học chứa các nguyên tố nêu trên bao gồm Fe và các tạp chất không thể tránh được. Tốt hơn là, phần còn lại chỉ bao gồm Fe và các tạp chất không thể tránh được. Đối với các thành phần hóa học được phát hiện dưới dạng

các tạp chất không thể tránh được, các hàm lượng của phospho (P), lưu huỳnh (S), đồng (Cu), và niken (Ni) nên được hạn chế trong phạm vi sau đây.

P: 0,025 % hoặc nhỏ hơn bao gồm cả 0

S: 0,025% hoặc nhỏ hơn bao gồm cả 0

P và S là các tạp chất có nguồn gốc từ các nguyên liệu thô, và mặc dù các nỗ lực đã được thực hiện để làm giảm chúng trong quá trình tinh luyện thép, việc làm giảm hoàn toàn các hàm lượng của chúng xuống không là không thực tế trong công nghiệp. Cả P và S có hiệu quả làm hóa giòn thép, nhưng chúng không gây hại cho việc sử dụng thực tế của bu-lông nếu các hàm lượng của chúng được giữ thấp bằng 0,025 % hoặc thấp hơn.

Cu: 0,20 % hoặc nhỏ hơn bao gồm cả 0

Ni: 0,30 % hoặc nhỏ hơn bao gồm cả 0

Cu và Ni là các tạp chất mà chắc chắn được chứa trong nguyên liệu thô khi nguyên liệu thô là kim loại phế liệu. Nếu Cu được chứa trong thép vượt quá 0,20 %, các biên hạt ở trên bề mặt của thép trở nên bị hóa giòn trong quá trình cán nóng, gây ra các khuyết tật bề mặt. Do đó, tốt hơn là giữ hàm lượng Cu bằng hoặc thấp hơn 0,20 %. Mặt khác, Ni là nguyên tố làm tăng độ thấm tôi của thép, và do đó nồng độ của nó cần được giữ bằng hoặc thấp hơn 0,30 % để tránh sự hình thành của cấu trúc tế vi mactensit. Các tạp chất không thể tránh được khác với các thành phần được đề cập ở trên có thể được xem là không được bổ sung nếu lượng này được giữ ở dưới giới hạn dưới của khả năng phân tích của máy phân tích thành phần.

Ngoài ra, hợp phần hóa học cần phải thỏa mãn:

$$0,45 \leq C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 \leq 0,60 \quad (1),$$

trong đó C, Si, Mn, Ni, và Cr biểu diễn các hàm lượng theo % khối lượng của các nguyên tố tương ứng.

Mặt khác, để thu được đủ hiệu ứng Bauschinger, cấu trúc tế vi cần được bao gồm pha đơn bainit nhiều nhất có thể, và sự hình thành của cấu trúc tế vi ferit nên được ngăn chặn. Điều là này do khi có mặt của cấu trúc tế vi ferit, sự chồng chéo của các sai lệch mạng tinh thể được tập trung trong các hạt tinh thể ferit. Do đó, công thức (1), mà xác định sự cân bằng phù hợp giữa các thành phần này để đạt được cả hai điểm trên, cần

phải tính ra trị số là 0,45 hoặc lớn hơn. Công thức (1) tốt hơn là tính ra trị số là 0,47 hoặc lớn hơn, tốt hơn nữa là 0,49 hoặc lớn hơn, và tốt nhất là 0,50 hoặc lớn hơn. Lưu ý rằng khi Ni không được chứa, trị số của hàm lượng Ni trong công thức (1) được coi là 0 (không).

Công thức (1) hữu dụng không chỉ từ quan điểm về hiệu ứng Bauschinger mà còn từ quan điểm về sự biến thiên cường độ. Có nghĩa là, nếu công thức (1) tính ra trị số bằng hoặc cao hơn giới hạn dưới, cấu trúc tế vi gần như trở thành bainit-đơn pha, giúp cho có thể ngăn ngừa sự hình thành của các phần có cường độ quá thấp trong phần thanh dầy do sự lẫn ferrit trong cấu trúc tế vi. Ngược lại, nếu mactensit được trộn lẫn vào với cấu trúc tế vi đơn pha bainit, có sự quan ngại là các phần có cường độ quá cao có thể được tạo ra. Để tránh điều này, công thức (1), mà xác định sự cân bằng phù hợp giữa các thành phần này, cần tính ra trị số là 0,60 hoặc nhỏ hơn. Giới hạn trên trong công thức (1) tốt hơn là 0,59 hoặc nhỏ hơn, tốt hơn nữa là 0,58 hoặc nhỏ hơn, và tốt nhất là 0,57 hoặc nhỏ hơn.

Một cách tùy chọn, hợp phần hóa học nêu trên có thể còn chứa Nb để đảm bảo độ thấm tôi phù hợp.

Nb: 0,050 % hoặc nhỏ hơn

Niobi (Nb) là nguyên tố mà kết hợp với nitơ để tạo ra kết tủa dưới dạng nitrua, bổ sung cho chức năng của Al. Mặt khác, để đảm bảo độ thấm tôi bằng cách bổ sung Nb, Nb tốt hơn là được bổ sung với lượng là 0,005 % hoặc lớn hơn. Mặt khác, nếu Nb được bổ sung vượt quá 0,050 %, các nitrua sẽ ưu tiên kết tủa tại các biên hạt của thép, hạ thấp cường độ tại các biên hạt và gây ra sự nứt vỡ liên hạt, mà sẽ để lại các vết nứt bề mặt sau khi đúc. Do đó, hàm lượng Nb là 0,050 % hoặc nhỏ hơn, và tốt hơn nữa là 0,040 % hoặc nhỏ hơn.

Một cách tùy chọn, hợp phần hóa học nêu trên có thể còn chứa Mo.

Mo: 0,70 % hoặc nhỏ hơn

Molybden (Mo) là nguyên tố mà ngăn chặn sự phân tách của các nguyên tố gây sự hóa giòn liên hạt như P và S tại các biên hạt austenit trong quá trình gia nhiệt, và làm giảm nguy cơ xuất hiện sự nứt vỡ tại các biên hạt austenit trước đó khi các sai lệch mạng tinh thể được chòng chéo. Để đạt được điều này, Mo tốt hơn là được bổ sung với lượng

là 0,05 % hoặc lớn hơn. Mặt khác, Mo cũng có hiệu quả làm tăng độ thấm tôi của thép, và nếu được bổ sung với lượng dư, cấu trúc tế vi của thép sẽ là mactensit thay vì bainit. Do đó, giới hạn trên của hàm lượng Mo tốt hơn là được thiết lập ở 0,70 %. Tốt hơn nữa là 0,60 % hoặc nhỏ hơn.

Khi Mo được bổ sung, với lý do giống như trong công thức (1), công thức (3) sau đây cần được thỏa mãn:

$$0,45 \leq C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 \leq 0,60 \quad (3),$$

trong đó C, Si, Mn, Ni, Cr, và Mo biểu diễn các hàm lượng theo % khối lượng của các nguyên tố tương ứng.

Tiếp theo, điều quan trọng là thép dùng làm bu-lông có cấu trúc tế vi mà trong đó bainit có mặt với lượng là 95 % hoặc lớn hơn và chứa các hạt austenit trước đó với số lượng cỡ hạt là 6 hoặc lớn hơn.

Bainit: 95 % hoặc lớn hơn

Để thu được đủ hiệu ứng Bauschinger trong việc tạo hình đầu bu-lông sau khi kéo dây, cấu trúc tế vi cần được bao gồm pha đơn bainit nhiều nhất có thể, như được mô tả ở trên. Từ quan điểm về việc ngăn chặn sự biến thiên cường độ, tốt hơn là để cấu trúc tế vi càng gần với cấu trúc tế vi đơn pha bainit càng tốt. Từ quan điểm nêu trên, bainit cần phải có mặt theo tỷ lệ diện tích ít nhất là 95 % hoặc lớn hơn. Tỷ lệ diện tích tốt hơn là 97,5 % hoặc lớn hơn, và tốt hơn nữa là 99 % hoặc lớn hơn. Tất nhiên, tỷ lệ diện tích có thể là 100 %.

Các tỷ lệ cấu trúc tế vi của bainit và ferit đều có nghĩa là các tỷ lệ diện tích ở trên bề mặt nơi mà sự quan sát cấu trúc tế vi được thực hiện.

Số lượng cỡ hạt của các hạt austenit trước đó: 6 hoặc lớn hơn

Vì biên hạt austenit trước đó là nơi mà các sai lệch mạng tinh thể chông chéo khi cấu trúc tế vi là cấu trúc tế vi bainit, các sai lệch mạng tinh thể sẽ không chông chéo đủ trừ khi kích cỡ hạt là 6 hoặc lớn hơn xét về số lượng cỡ hạt được quy định theo tiêu chuẩn JIS G0551 được đảm bảo, dẫn đến không thể thu được đủ hiệu ứng Bauschinger. Tốt hơn là, kích cỡ hạt là 7 hoặc lớn hơn.

Sự biến thiên cường độ: 100 MPa hoặc nhỏ hơn

Không giống như thép dùng làm bu-lông được xử lý nhiệt, cường độ của thép dùng làm bu-lông không được xử lý nhiệt sau khi sự hóa bền cơ học bằng cách kéo dây được liên quan trực tiếp đến cường độ của bu-lông được tạo ra, và do đó sự biến thiên cường độ của thanh dây ảnh hưởng trực tiếp đến sự biến thiên cường độ của sản phẩm cuối cùng, bu-lông. Ngoài ra, sự biến thiên cường độ lớn của các thanh dây có hiệu quả rõ rệt lên tỷ lệ các khuyết tật trong các sản phẩm và thiết bị sản xuất trong quá trình sản xuất theo sau quá trình sản xuất các thanh dây, nghĩa là, kéo dây và tạo hình đầu bu-lông. Xem xét các yếu tố này, tốt hơn là giữ sự biến thiên cường độ trong phạm vi 100 MPa, và tốt hơn nữa là trong phạm vi 80 MPa, trong quá trình sản xuất bu-lông trên thực tế.

Như được đề cập ở trên, vì thép dùng làm bu-lông không được xử lý nhiệt thường được sử dụng trong việc sản xuất bu-lông dưới dạng các thanh dây, sự biến thiên cường độ trong thép dùng làm bu-lông không được xử lý nhiệt được liên quan trực tiếp đến sự biến thiên cường độ của thanh dây. Sự biến thiên cường độ của thanh dây là sự biến thiên cường độ ở trong vòng đơn của thanh dây. Trong trường hợp của các sản phẩm được vận chuyển theo các cuộn như các thanh dây thép, thanh dây thường được làm nguội ở dưới dạng cuộn được kéo căng bằng cách xếp chồng nhiều vòng với các tâm trục của chúng được chuyển vị cho nhau theo hướng vận chuyển bằng cách sử dụng đầu đặt hoặc vật tương tự trong quá trình chuyển tải để cuộn thanh dây. Trong trường hợp này, phụ thuộc vào mức độ xếp chồng giữa các vòng, một số phần của vòng nguội nhanh hơn các phần khác, và việc làm nguội không đều xuất hiện ở trong cùng một vòng. Điều này gây ra sự biến thiên cường độ ở trong vòng, và sự biến thiên cường độ ở trong vòng như này thường được coi là sự biến thiên cường độ của toàn bộ cuộn. Trên thực tế, trong quá trình kiểm tra đầu ra của cuộn dây, vài đến cả tá vòng được cắt bỏ từ cả hai đầu của cuộn ngay sau khi cán như phần không ổn định, và sau đó mẫu thử nghiệm kéo được lấy ra từ đầu của phần ổn định còn lại khi thích hợp để nghiên cứu sự biến thiên cường độ.

Tiếp theo, phương pháp sản xuất thép dùng làm bu-lông sẽ được mô tả chi tiết.

Điều quan trọng là phải hoàn thiện cán nóng thổi thép có hợp phần hóa học nêu trên ở nhiệt độ hoàn thiện cán nóng là từ 800°C đến 950°C, và sau đó làm nguội chúng ở tốc độ làm nguội là 2°C/giây hoặc cao hơn và 12°C/giây hoặc thấp hơn trong phạm vi nhiệt độ từ nhiệt độ hoàn thiện cán nóng đến 500°C.

Để tối đa hóa hiệu ứng Bauschinger, cần phải gây ra sự biến đổi bainit trong khi việc ngăn chặn sự kết tủa ferit trong quá trình làm nguội sau khi cán nóng của thép. Khi nhiệt độ hoàn thiện cán nóng vượt quá 950°C , việc đảm bảo tốc độ làm nguội ít nhất là $2^{\circ}\text{C}/\text{giây}$ trong phạm vi nhiệt độ xuống đến 500°C trở nên khó khăn trong công nghiệp, và sự kết tủa ferit xuất hiện. Ngay cả khi nếu sự kết tủa ferit có thể được ngăn chặn, các hạt austenit sẽ bị thô hóa, và các hạt austenit trước đó trong cấu trúc tế vi được tạo ra sẽ có số lượng cỡ hạt nhỏ hơn 6. Nhiệt độ hoàn thiện cán nóng tốt hơn nữa là 925°C hoặc thấp hơn.

Mặt khác, khi nhiệt độ hoàn thiện cán nóng thấp hơn 800°C , sự phục hồi của các sai lệch mạng tinh thể được đưa vào trong quá trình cán nóng và sự tái kết tinh bị ức chế, và sự kết tủa ferit xuất hiện nhờ sử dụng các sai lệch mạng tinh thể làm mầm kết tủa. Do đó, nhiệt độ hoàn thiện cán nóng là 800°C hoặc cao hơn. Tốt hơn nữa là, nhiệt độ này là 825°C hoặc cao hơn.

Để gây ra sự biến đổi bainit trong thép với các tỷ lệ thành phần cân bằng như trong công thức (1) hoặc (3), cần phải làm nguội thép ở tốc độ làm nguội là $2^{\circ}\text{C}/\text{giây}$ hoặc cao hơn sau khi cán nóng. Tốt hơn là $3^{\circ}\text{C}/\text{giây}$ hoặc cao hơn, tốt hơn nữa là $4^{\circ}\text{C}/\text{giây}$ hoặc cao hơn, và tốt nhất là $5^{\circ}\text{C}/\text{giây}$ hoặc cao hơn. Mặt khác, nếu tốc độ làm nguội là quá nhanh hơn $12^{\circ}\text{C}/\text{giây}$, cấu trúc tế vi mactensit sẽ được tạo ra. Do đó, tốc độ làm nguội là $12^{\circ}\text{C}/\text{giây}$ hoặc thấp hơn. Tốt hơn là $11^{\circ}\text{C}/\text{giây}$ hoặc thấp hơn, và tốt hơn nữa là $10^{\circ}\text{C}/\text{giây}$ hoặc thấp hơn.

Thép nêu trên dùng làm bu-lông sau khi cán nóng thường được tạo ra như thanh dây được cuộn lại, và độ tròn của hình dạng mặt cắt của thanh dây là thấp. Ngoài ra, bề mặt của thanh dây được phủ với màng oxit được tạo ra trong quá trình làm nguội sau khi cán nóng. Do đó, người ta không mong muốn sử dụng thanh dây này cho bu-lông. Do đó, sau khi loại bỏ màng oxit khỏi thanh dây nêu trên bằng cách tẩy gỉ, thanh dây được kéo để tạo ra dây thép dùng làm bu-lông với độ tròn cao. Dây thép thu được bằng quá trình kéo dây tốt hơn là có tỷ số nén tối hạn là 40 % hoặc lớn hơn. Như được sử dụng ở đây, tỷ số nén tối hạn là tỷ lệ thiết lập tối hạn được xác định bằng thử nghiệm thiết lập nguội được thành lập bởi Cold Forging Subcommittee of Japan Society for Technology of Plasticity (xem, "*Journal of Plasticity and Machining*", 1981, Vol. 22, No. 241, p. 139, published by the Material Research Group of Cold Forging Subcommittee).

Ví dụ thực hiện sáng chế

Ví dụ 1

Sáng chế sẽ được mô tả dưới đây dựa trên các ví dụ. Tuy nhiên, sáng chế không bị giới hạn ở các ví dụ được bộc lộ ở đây. Lưu ý rằng P, S, Cu, và Ni là các thành phần này có nguồn gốc từ các nguyên liệu thô. P và S là các tạp chất khó loại bỏ hoàn toàn. Cu và Ni được tập trung trong thép tại các nồng độ mà theo các thứ tự độ lớn cao hơn khi phế liệu được sử dụng là nguyên liệu thô so với khi quặng sắt được sử dụng làm nguyên liệu thô. Theo đó, các thành phần này được bổ sung có chủ ý vào mỗi mẫu thử thép để phù hợp với các điều kiện thực tế.

Các mẫu thử thép với các hợp phần hóa học được liệt kê trong bảng 1 được nấu luyện trong lò nung chảy chân không, và 50 kg phôi thép được đúc. Trong trường hợp này, các thép số 52 và số 56 đã bị bỏ đi bởi vì lượng lớn của các oxit Si, các oxit Al, hoặc các oxit Ti bị kết tủa trong quá trình đúc, độ dẻo nóng giảm xuống, nhiều vết nứt xuất hiện ở trong phôi, và các mẫu thử này không thể sử dụng được cho quá trình cán sau đó.

Do đó, mỗi mẫu thử thép thu được được gia nhiệt đến 1050°C hoặc cao hơn và được kéo thành thanh dây 16,0 mmφ bằng cách áp dụng cán nóng. Tại thời điểm đó, nhiệt độ hoàn thiện cán nóng được điều chỉnh như được liệt kê trong bảng 2. Sau đó, các thanh dây sau khi cán nóng được làm nguội tại các tốc độ làm nguội khác nhau được liệt kê trong bảng 2 để xây dựng lên các cấu trúc tế vi được trình bày trong bảng 2. Do đó, mẫu thử hình trụ dùng để đo khả năng chống biến dạng được xử lý từ mỗi thanh dây thu được. Mỗi mẫu thử hình trụ được tạo kích cỡ là 10 mmφ × 15 mm. Phương pháp đo khả năng chống biến dạng là như được đề xuất bởi Osakada và các cộng sự ở Ann. CIRP năm 1981 dựa trên phương pháp thử nghiệm thiết lập làm nguội được mô tả ở trên. Ứng suất tại sức căng là 0,50 ở đường cong ứng suất-sức căng thu được trong thử nghiệm nén theo phương pháp này được sử dụng như khả năng chống biến dạng. Tốc độ nén trong thử nghiệm nén được thiết lập ở 5 mm/phút.

Sự biến thiên cường độ cũng được nghiên cứu trong mỗi thanh dây sau khi cán nóng. Mỗi mẫu thử ở dưới dạng cuộn của thanh dây tương ứng sau khi cán nóng như được mô tả ở trên. Sau khi cắt bỏ 10 vòng từ cả hai đầu của cuộn của mỗi thanh dây như phần không ổn định, thanh dây dài 3 m được cắt từ một đầu của phần ổn định còn lại.

Sau đó, mỗi thanh dây dài 3 m còn được chia thành 12 đoạn, mỗi đoạn này được sử dụng làm mảnh thử nghiệm số 2 như được quy định theo tiêu chuẩn JIS Z2241 và được kiểm tra cường độ kéo. Lý do tại sao độ dài này được thiết lập là 3 m là vì đường kính trong của cuộn của mỗi thanh dây tại thời điểm nghiên cứu là 1 m, các tác giả sáng chế nhân đường kính trong với hệ số chu vi để thu được vòng tương đương với khoảng 3 m, và quyết định chia mỗi thanh dây dài 3 m thành 12 đoạn. Tốc độ thử nghiệm kéo được thiết lập ở 10 mm/phút. Cường độ của mỗi thanh dây là ứng suất tối đa đạt được trong thử nghiệm kéo, và sự biến thiên cường độ là sự chênh lệch giữa mẫu thử mà thể hiện ứng suất cực đại đạt được cao nhất và thấp nhất trong số 12 mẫu thử.

Ngoài ra, các thanh dây được cán nóng nêu trên được kéo bằng cách kéo dây nguội thành các dây thép 12,7 mmφ hoặc, đối với một số mẫu, 14,7 mmφ (mẫu số 79 trong bảng 2) và 10,4 mmφ (mẫu số 80). Mỗi dây thép thu được sau khi kéo dây được xử lý thành các mảnh thử nghiệm dùng để đo khả năng chống biến dạng và các mảnh thử nghiệm kéo theo cách giống như được mô tả ở trên. Các mẫu thử nghiệm và phương pháp thử nghiệm dùng để xác định khả năng chống biến dạng là giống như được nêu ở trên. Các mẫu thử nghiệm kéo là các mẫu thử nghiệm số 2 như được quy định theo tiêu chuẩn JIS Z2241. Tốc độ kéo được thiết lập ở 10 mm/phút. Cường độ của mỗi dây thép là ứng suất cực đại thu được trong thử nghiệm kéo, và khả năng kéo được xác định bằng cách so sánh đường kính của phần bị đứt gãy của mỗi mẫu thử sau khi tác dụng lực căng với đường kính của mẫu thử trước khi tác dụng lực căng.

Từ mỗi dây thép được kéo, mẫu thử hình trụ có rãnh cũng được gia công máy để đo tỷ số nén tới hạn. Mẫu thử dùng để đo tỷ số nén tới hạn là 10 mmφ × 15 mm mẫu thử hình trụ với rãnh đơn kéo dài theo hướng trục (góc mở: $30^\circ \pm 5^\circ$, độ sâu: $0,8 \text{ mm} \pm 0,05 \text{ mm}$, bán kính của đáy rãnh: $0,15 \text{ mm} \pm 0,05 \text{ mm}$) được gia công máy ở một vị trí tùy ý trên chu vi của nó. Phương pháp thử nghiệm cho tỷ số nén tới hạn cũng được dựa trên phương pháp được thiết lập bởi Cold Forging Subcommittee of Japan Society for Technology of Plasticity. Tốc độ nén của thử nghiệm nén để đo tỷ số nén tới hạn cũng được thiết lập đến 5 mm/phút. Lưu ý rằng trong sản xuất bu-lông trên thực tế nói chung, khi tỷ số nén tới hạn của dây thép là 40 % hoặc cao hơn, tỷ lệ các vết nứt trong quá trình tạo hình đầu bu-lông được giảm xuống, điều này cải thiện khả năng xử lý và dẫn đến hiệu quả được cải thiện trong việc kiểm tra tại chỗ và kiểm tra sản phẩm, mà nhờ đó làm giảm nguy cơ xuất ra các sản phẩm lỗi.

Các kết quả thử nghiệm được liệt kê trong bảng 2.

Lưu ý rằng các ví dụ so sánh của các mẫu số 57 và số 63 chứa lượng lớn Nb và Cu, tương ứng, vượt quá lượng được quy định theo sáng chế, điều này gây ra số lượng lớn các khuyết tật bề mặt trong các thanh dây sau khi cán nóng và làm cho không thể thực hiện việc kéo dây trong thực tế. Do đó, các mục mà bao gồm kích cỡ hạt austenit trước đó được thể hiện dưới dạng ô trống.

Hiệu ứng Bauschinger được đánh giá là "tốt" Khi khả năng chống biến dạng của dây thép sau khi kéo dây không lớn hơn trị số thu được bằng cách nhân khả năng chống biến dạng của thanh dây sau khi cán nóng với 1,05, và được đánh giá là "kém" khi khả năng chống biến dạng đã vượt quá trị số này. Đối với cường độ, nếu cường độ là 800 MPa hoặc lớn hơn, mà được yêu cầu cho bu-lông với cấp cường độ là 8,8 hoặc cao hơn, thu được trong dây thép mà đã trải qua quá trình xử lý nêu trên, mẫu thử đã vượt qua được thử nghiệm, trong khi nếu cường độ nhỏ hơn 800 MPa, mẫu thử đã không vượt qua được thử nghiệm. Ngoài ra, nếu khả năng kéo là 52 % hoặc lớn hơn, mà được yêu cầu cho bu-lông với cấp cường độ là 8,8 hoặc cao hơn, đã đạt được, mẫu thử đã vượt qua được thử nghiệm, trong khi nếu khả năng kéo nhỏ hơn 52 %, mẫu thử đã không vượt qua được thử nghiệm.

Bảng 1-1

Số mẫu thép	Hợp phần hóa học														Công thức (1)' hoặc (3)'	Thỏa mãn hoặc không thỏa mãn công thức (2)	Ghi chú
	(% theo khối lượng)										(phần triệu theo khối lượng)		(% theo khối lượng)				
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Al	Ti	B	N	Mo	Nb			
1	0,18	0,12	0,61	0,010	0,025	0,20	0,15	0,88	0,049	0,010	16	100	-	-	0,47	thỏa mãn	Ví dụ
2	0,20	0,21	0,99	0,015	0,010	0,05	0,08	0,71	0,011	0,016	50	45	-	-	0,52	thỏa mãn	Ví dụ
3	0,22	0,14	0,66	0,012	0,021	0,15	0,30	0,79	0,039	0,032	19	69	-	-	0,50	thỏa mãn	Ví dụ
4	0,24	0,19	0,94	0,013	0,005	0,19	0,22	0,94	0,022	0,046	39	51	-	-	0,60	thỏa mãn	Ví dụ
5	0,19	0,10	0,71	0,008	0,015	0,06	0,14	0,89	0,030	0,048	26	79	-	-	0,49	thỏa mãn	Ví dụ
6	0,23	0,13	0,89	0,014	0,024	0,14	0,09	0,68	0,048	0,012	17	81	-	-	0,52	thỏa mãn	Ví dụ
7	0,21	0,16	0,86	0,025	0,011	0,18	0,29	0,72	0,012	0,017	48	99	-	-	0,51	thỏa mãn	Ví dụ
8	0,18	0,20	0,62	0,012	0,020	0,07	0,21	0,80	0,038	0,033	20	46	-	-	0,46	thỏa mãn	Ví dụ
9	0,21	0,22	0,98	0,010	0,006	0,13	0,13	0,93	0,023	0,047	38	68	-	-	0,57	thỏa mãn	Ví dụ
10	0,24	0,15	0,60	0,024	0,016	0,17	0,10	0,88	0,031	0,013	27	52	-	-	0,52	thỏa mãn	Ví dụ
11	0,23	0,18	0,65	0,006	0,023	0,08	0,28	0,69	0,047	0,018	18	78	-	-	0,49	thỏa mãn	Ví dụ
12	0,19	0,16	0,70	0,020	0,012	0,12	0,20	0,73	0,013	0,034	47	82	-	-	0,46	thỏa mãn	Ví dụ
13	0,20	0,17	0,85	0,005	0,019	0,16	0,12	0,81	0,037	0,039	21	98	-	-	0,51	thỏa mãn	Ví dụ
14	0,18	0,12	0,90	0,011	0,007	0,09	0,11	0,92	0,024	0,014	37	47	-	-	0,52	thỏa mãn	Ví dụ
15	0,24	0,19	0,95	0,016	0,017	0,10	0,27	0,87	0,033	0,019	28	67	-	-	0,59	thỏa mãn	Ví dụ
16	0,21	0,16	1,00	0,022	0,022	0,20	0,23	0,86	0,014	0,035	19	53	-	-	0,56	thỏa mãn	Ví dụ
17	0,24	0,17	0,67	0,014	0,013	0,15	0,16	0,85	0,010	0,038	46	77	-	-	0,53	thỏa mãn	Ví dụ
18	0,20	0,21	0,93	0,012	0,018	0,18	0,17	0,84	0,021	0,015	22	83	-	-	0,54	thỏa mãn	Ví dụ
19	0,20	0,19	0,72	0,024	0,008	0,08	0,18	0,74	0,029	0,020	36	97	-	-	0,48	thỏa mãn	Ví dụ
20	0,23	0,20	0,88	0,018	0,024	0,09	0,15	0,76	0,040	0,036	29	48	-	-	0,54	thỏa mãn	Ví dụ
21	0,21	0,16	0,87	0,005	0,014	0,08	0,30	0,75	0,050	0,037	45	66	-	-	0,52	thỏa mãn	Ví dụ
22	0,19	0,16	0,63	0,013	0,009	0,05	0,29	0,77	0,025	0,016	24	54	-	-	0,46	thỏa mãn	Ví dụ
23	0,24	0,14	0,97	0,007	0,025	0,14	0,10	0,66	0,046	0,021	23	76	-	-	0,54	thỏa mãn	Ví dụ

* Đối với thép không chứa Mo, Công thức (1)': C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4.
 Công thức (3)': C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4.

Bảng 1-1 (tiếp theo)

Số mẫu thép	Hợp phần hóa học														Thỏa mãn hoặc không thỏa mãn công thức (2)	Ghi chú
	(% theo khối lượng)										(% theo khối lượng)		Công thức (1)' hoặc (3)'			
	(phần triệu theo khối lượng)										(% theo khối lượng)					
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Al	Ti	B	N		Mo		
24	0,20	0,16	0,64	0,021	0,005	0,08	0,11	0,70	0,026	0,029	41	84	-	-	0,46	Ví dụ
25	0,22	0,18	0,61	0,006	0,020	0,16	0,16	0,78	0,035	0,017	42	96	-	-	0,49	Ví dụ
26	0,21	0,19	0,89	0,025	0,012	0,18	0,08	0,90	0,034	0,022	26	49	-	-	0,55	Ví dụ
27	0,23	0,21	0,60	0,021	0,013	0,17	0,09	0,95	0,019	0,028	19	65	-	-	0,53	Ví dụ
28	0,24	0,16	1,00	0,011	0,024	0,15	0,13	0,89	0,033	0,011	45	55	-	-	0,59	Ví dụ
29	0,20	0,19	0,88	0,023	0,010	0,14	0,12	0,69	0,028	0,015	48	75	-	-	0,50	Ví dụ
30	0,23	0,22	0,97	0,013	0,005	0,12	0,23	0,86	0,039	0,031	28	85	-	-	0,58	Ví dụ
31	0,23	0,19	0,99	0,024	0,024	0,20	0,18	0,74	0,027	0,045	45	95	-	-	0,56	Ví dụ
32	0,24	0,20	0,71	0,005	0,016	0,05	0,30	0,66	0,035	0,049	33	51	-	-	0,51	Ví dụ
33	0,19	0,14	0,62	0,010	0,007	0,14	0,10	0,95	0,010	0,018	15	64	-	-	0,49	Ví dụ
34	0,21	0,19	0,65	0,005	0,018	0,13	0,30	0,68	0,040	0,023	18	56	-	-	0,47	Ví dụ
35	0,22	0,10	0,95	0,013	0,024	0,10	0,29	0,88	0,026	0,027	25	74	-	-	0,57	Ví dụ
36	0,18	0,20	0,72	0,024	0,025	0,08	0,20	0,92	0,041	0,019	40	86	-	-	0,50	Ví dụ
37	0,24	0,17	0,97	0,014	0,021	0,16	0,16	0,84	0,048	0,024	49	94	-	-	0,58	Ví dụ
38	0,20	0,10	0,99	0,024	0,011	0,14	0,30	0,67	0,039	0,046	16	99	-	0,050	0,51	Ví dụ
39	0,23	0,16	0,71	0,025	0,006	0,15	0,16	0,71	0,012	0,033	20	52	-	0,040	0,50	Ví dụ
40	0,19	0,19	0,98	0,013	0,007	0,06	0,13	0,80	0,047	0,014	47	67	-	0,005	0,52	Ví dụ
41	0,20	0,16	1,00	0,024	0,014	0,13	0,15	0,81	0,021	0,020	22	48	-	0,010	0,54	Ví dụ
42	0,18	0,16	0,66	0,014	0,025	0,10	0,22	0,66	0,026	0,028	24	76	0,70	-	0,60	Ví dụ
43	0,19	0,22	0,60	0,011	0,020	0,18	0,21	0,70	0,039	0,031	19	65	0,60	-	0,59	Ví dụ
44	0,20	0,10	0,65	0,007	0,010	0,05	0,28	0,71	0,048	0,019	25	86	0,50	-	0,59	Ví dụ
45	0,22	0,14	0,65	0,024	0,013	0,14	0,20	0,74	0,026	0,031	48	67	-	-	0,49	Ví dụ

* Đối với thép không chứa Mo, Công thức (1)': C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5, đối với thép chứa Mo, Công thức (3)': C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4.

Bảng 1-2

Số mẫu thép	Hợp phần hóa học															Công thức (1)' hoặc (3)'	Thỏa mãn hoặc không thỏa mãn công thức (2)	Ghi chú	
	(% theo khối lượng)										(phần triệu theo khối lượng)		(% theo khối lượng)						
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Al	Ti	B		N	Mo					Nb
46	0,19	0,21	0,95	0,022	0,023	0,15	0,10	0,82	0,026	0,043	13	66	-	-	0,52	thỏa mãn	Ví dụ so sánh		
47	0,18	0,22	0,62	0,022	0,021	0,11	0,11	0,66	0,029	0,022	48	61	-	-	0,43	thỏa mãn	Ví dụ so sánh		
48	0,36	0,12	1,95	0,019	0,015	0,15	0,03	0,31	0,020	0,031	25	76	-	-	0,75	thỏa mãn	Ví dụ so sánh		
49	0,24	0,13	0,22	0,015	0,018	0,14	0,08	0,95	0,016	0,019	36	47	-	-	0,47	thỏa mãn	Ví dụ so sánh		
50	0,22	0,15	2,50	0,023	0,012	0,11	0,04	0,82	0,039	0,047	31	63	-	-	0,81	thỏa mãn	Ví dụ so sánh		
51	0,18	0,20	0,85	0,013	0,014	0,19	0,17	0,65	0,006	0,015	19	77	-	-	0,46	không thỏa mãn	Ví dụ so sánh		
52	0,18	0,20	0,99	0,014	0,012	0,06	0,15	0,88	0,062	0,038	22	46	-	-	0,53	thỏa mãn	Ví dụ so sánh		
53	0,25	0,19	0,89	0,012	0,012	0,11	0,11	0,67	0,024	0,025	27	122	-	-	0,54	thỏa mãn	Ví dụ so sánh		
54	0,25	0,20	0,68	0,018	0,013	0,14	0,19	0,88	0,011	0,012	24	97	-	-	0,55	không thỏa mãn	Ví dụ so sánh		
55	0,18	0,17	0,65	0,013	0,016	0,08	0,22	1,50	0,042	0,045	47	89	-	-	0,60	thỏa mãn	Ví dụ so sánh		
56	0,19	0,14	0,96	0,024	0,024	0,17	0,11	0,91	0,017	0,056	5	65	-	-	0,54	thỏa mãn	Ví dụ so sánh		
57	0,20	0,19	0,88	0,018	0,023	0,13	0,05	0,70	0,023	0,022	27	57	-	0,072	0,50	thỏa mãn	Ví dụ so sánh		
58	0,20	0,21	0,93	0,012	0,016	0,07	0,13	0,81	0,033	0,048	66	66	-	-	0,53	thỏa mãn	Ví dụ so sánh		
59	0,18	0,11	0,62	0,013	0,016	0,17	0,11	0,66	0,041	0,042	34	63	0,71	-	0,60	thỏa mãn	Ví dụ so sánh		
60	0,15	0,20	0,89	0,012	0,019	0,13	0,03	0,91	0,017	0,036	16	42	-	-	0,49	thỏa mãn	Ví dụ so sánh		
61	0,18	0,11	0,79	0,032	0,016	0,13	0,22	0,66	0,016	0,012	27	67	-	-	0,45	thỏa mãn	Ví dụ so sánh		
62	0,21	0,16	0,80	0,016	0,031	0,15	0,08	0,81	0,030	0,043	24	62	-	-	0,51	thỏa mãn	Ví dụ so sánh		
63	0,19	0,20	0,69	0,019	0,014	0,32	0,22	0,91	0,040	0,041	24	77	-	-	0,50	thỏa mãn	Ví dụ so sánh		
64	0,18	0,22	0,99	0,015	0,021	0,17	0,34	0,66	0,040	0,021	24	85	-	-	0,49	thỏa mãn	Ví dụ so sánh		
65	0,22	0,15	0,88	0,012	0,013	0,09	0,05	0,92	0,011	0,005	22	65	-	-	0,56	thỏa mãn	Ví dụ so sánh		
66	0,18	0,18	0,75	0,015	0,009	0,13	0,10	0,76	0,005	0,042	29	84	-	-	0,47	thỏa mãn	Ví dụ so sánh		
67	0,22	0,10	0,99	0,009	0,009	0,10	0,10	0,27	0,022	0,031	20	95	-	-	0,45	thỏa mãn	Ví dụ so sánh		
68	0,18	0,10	0,60	0,011	0,014	0,10	0,05	0,65	0,032	0,029	15	7	-	-	0,42	thỏa mãn	Ví dụ so sánh		
69	0,24	0,19	1,00	0,021	0,011	0,10	0,02	0,95	0,025	0,041	44	99	-	-	0,61	thỏa mãn	Ví dụ so sánh		
70	0,20	0,11	0,60	0,015	0,022	0,09	0,13	0,65	0,026	0,035	19	87	0,69	-	0,61	thỏa mãn	Ví dụ so sánh		
71	0,21	0,20	0,68	0,024	0,008	0,08	0,18	0,66	0,029	0,020	36	47	-	-	0,47	thỏa mãn	Ví dụ so sánh		
72	0,21	0,30	0,89	0,013	0,005	0,12	0,23	0,88	0,027	0,023	28	48	-	-	0,55	thỏa mãn	Ví dụ so sánh		
73	0,18	0,34	1,21	0,010	0,020	0,09	0,05	1,33	0,027	0,045	22	55	-	-	0,66	thỏa mãn	Ví dụ so sánh		
74	0,17	0,32	1,18	0,009	0,011	0,06	0,05	1,39	0,025	0,044	21	65	-	0,034	0,66	thỏa mãn	Ví dụ so sánh		

* Đối với thép không chứa Mo, Công thức (1)': C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5, đối với thép chứa Mo, Công thức (3)': C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4.

Bảng 2-1

Số mẫu thép	Số mẫu thép	Nhiệt độ hoàn thiện cán nóng (°C)	Tốc độ làm nguội	Tỷ lệ cấu trúc tế vi Bainit (%)	Cỡ hạt austenit trước đó	Sự biến thiên cường độ của thanh dẫy (MPa)	Khả năng chống biến dạng của thanh dẫy (MPa)	Tỷ lệ giảm diện tích của dẫy kéo dẫy (%)	Khả năng chống biến dạng của dẫy thép (MPa)	(2)/(1)	Đánh giá hiệu ứng Bauschinger	Cường độ kéo sau khi kéo dẫy (MPa)	Khả năng kéo (%)	Tỷ số nén tối hạn (%)	Ghi chú
1	1	907	5,1	96	7	89	968	37	999	1,03	tốt	872	77	62,0	Ví dụ
2	2	863	5,0	100	8	55	970		996	1,03	tốt	880	62	52,1	Ví dụ
3	3	855	5,6	95	9	93	987		976	0,99	tốt	871	54	55,9	Ví dụ
4	4	814	3,7	96	9	84	992		1011	1,02	tốt	888	66	45,5	Ví dụ
5	5	895	10,8	100	7	52	970		970	1,00	tốt	945	72	58,5	Ví dụ
6	6	923	4,7	100	10	59	984		978	0,99	tốt	910	61	57,1	Ví dụ
7	7	911	5,7	99	6	65	971		980	1,01	tốt	912	69	54,4	Ví dụ
8	8	830	5,0	98	7	69	986		1001	1,02	tốt	951	60	44,5	Ví dụ
9	9	851	5,8	98	9	62	986		976	0,99	tốt	913	55	48,3	Ví dụ
10	10	862	6,3	100	11	60	974		1008	1,04	tốt	838	54	66,6	Ví dụ
11	11	827	4,0	100	9	51	969		1008	1,04	tốt	947	61	48,9	Ví dụ
12	12	815	5,2	96	7	92	969		962	0,99	tốt	874	59	59,1	Ví dụ
13	13	846	3,9	99	7	63	981		988	1,01	tốt	896	72	56,3	Ví dụ
14	14	836	4,2	95	9	99	968		1004	1,04	tốt	809	57	57,1	Ví dụ
15	15	886	3,5	96	7	82	972		1012	1,04	tốt	890	74	58,8	Ví dụ
16	16	845	5,9	100	6	55	970		994	1,03	tốt	877	75	54,0	Ví dụ
17	17	919	5,6	97	10	88	986		986	1,00	tốt	926	64	59,5	Ví dụ
18	18	940	3,6	100	7	57	961		1011	1,05	tốt	899	73	45,2	Ví dụ
19	19	820	5,0	96	6	87	977		994	1,02	tốt	922	54	49,2	Ví dụ
20	20	808	7,1	100	7	59	993		980	0,99	tốt	970	72	62,0	Ví dụ
21	21	907	11,3	99	10	62	957		994	1,04	tốt	879	57	57,2	Ví dụ
22	22	875	3,7	99	8	64	975		974	1,00	tốt	890	70	57,9	Ví dụ
23	23	829	5,9	100	6	56	975		1000	1,03	tốt	846	63	54,0	Ví dụ

Bảng 2-1 (tiếp theo)

Số mẫu	Số mẫu thép	Nhiệt độ hoàn thiện cán nóng (°C)	Tốc độ làm nguội	Tỷ lệ cấu trúc tế vi Bainit (%)	Cơ hạt austenit trước đó	Sự biến thiên cường độ của thanh dầy (MPa)	Khả năng chống biến dạng của thanh dầy (MPa)	Khả năng chống biến dạng của dây thép (MPa)	(2)/(1)	Đánh giá hiệu ứng Bauschinger	Cường độ kéo sau khi kéo dãn (MPa)	Khả năng kéo (%)	Tỷ số nén tới hạn (%)	Ghi chú
24	24	866	10,8	98	7	73	988	37	0,99	tốt	839	65	49,4	Ví dụ
25	25	901	4,7	96	7	94	966		1,04	tốt	974	59	59,1	Ví dụ
26	26	827	5,7	100	8	58	967		1,05	tốt	884	76	55,8	Ví dụ
27	27	814	10,1	97	6	77	973		1,05	tốt	806	54	66,3	Ví dụ
28	28	895	3,0	100	9	52	960		1,03	tốt	899	65	59,4	Ví dụ
29	29	845	6,3	95	10	98	999		0,99	tốt	928	72	52,1	Ví dụ
30	30	923	4,3	100	9	53	951		1,05	tốt	955	63	59,8	Ví dụ
31	31	899	5,2	98	9	71	968		1,03	tốt	866	77	58,5	Ví dụ
32	32	917	4,1	95	7	99	969		1,01	tốt	872	73	58,3	Ví dụ
33	33	830	3,9	100	7	54	978		1,01	tốt	880	66	63,2	Ví dụ
34	34	809	5,0	96	7	89	968		1,04	tốt	951	72	54,1	Ví dụ
35	35	862	3,5	97	7	73	970		1,00	tốt	869	61	48,3	Ví dụ
36	36	836	5,9	97	9	79	973		1,03	tốt	888	62	63,3	Ví dụ
37	37	916	5,6	95	11	93	961		1,02	tốt	945	60	45,0	Ví dụ
38	38	808	3,6	97	11	76	984		1,05	tốt	910	54	47,6	Ví dụ
39	39	835	5,3	96	7	81	987		1,03	tốt	829	76	60,1	Ví dụ
40	40	836	8,8	100	7	59	978		1,02	tốt	912	66	55,9	Ví dụ
41	41	905	6,3	99	7	66	986		1,03	tốt	806	65	52,7	Ví dụ
42	42	868	4,3	99	6	67	952		1,03	tốt	899	72	57,4	Ví dụ
43	43	829	10,1	100	10	58	962		1,01	tốt	928	60	62,5	Ví dụ
44	44	815	3,0	97	7	75	992		1,00	tốt	890	56	57,2	Ví dụ
45	45	836	3,6	96	10	83	970		1,02	tốt	880	76	55,9	Ví dụ

Bảng 2-2

Số mẫu	Số mẫu thép	Nhiệt độ hoàn thiện cán nóng (°C)	Tốc độ làm nguội	Tỷ lệ cấu trúc tế vi Bainit (%)	Cỡ hạt austenit trước đó	Sự biến thiên cường độ của thanh dầy (MPa)	Khả năng chống biến dạng của thanh dầy (MPa)	Tỷ lệ giảm diện tích của việc kéo dầy (%)	Khả năng chống biến dạng của dây thép (MPa)	(2)/(1)	Đánh giá hiệu ứng Bauschinger	Cường độ kéo sau khi kéo dầy (MPa)	Khả năng kéo (%)	Tỷ số nén tới hạn (%)	Ghi chú
46	46	866	2,9	88	7	109	1021	37	1119	1,10	kém	913	51	38,4	Ví dụ so sánh
47	47	932	3,6	62	7	111	816		911	1,12	kém	805	77	39,2	Ví dụ so sánh
48	48	847	6,2	mactensit	10	95	1189		1289	1,08	kém	1005	50	39,1	Ví dụ so sánh
49	49	865	6,0	79	8	135	926		1020	1,10	kém	888	74	37,7	Ví dụ so sánh
50	50	860	3,8	mactensit	8	81	1141		1279	1,12	kém	1013	51	37,6	Ví dụ so sánh
51	51	920	4,7	99	4	63	961		1059	1,10	kém	846	66	37,3	Ví dụ so sánh
52	52	-	-	-	-	-	-		-	-	-	-	-	-	Ví dụ so sánh
53	53	890	5,7	96	7	78	976		1068	1,09	kém	905	62	55,1	Ví dụ so sánh
54	54	917	3,6	97	4	72	970		1047	1,08	kém	879	63	39,1	Ví dụ so sánh
55	55	943	4,4	mactensit	7	99	1220		1309	1,07	kém	1103	49	19,1	Ví dụ so sánh
56	56	-	-	-	-	-	-	37	-	-	-	-	-	-	Ví dụ so sánh
57	57	829	4,6	nhiều khuyết tật bề mặt	-	-	-		-	-	-	-	-	-	Ví dụ so sánh
58	58	893	3,4	mactensit	9	83	1171		1279	1,09	kém	999	44	30,9	Ví dụ so sánh
59	59	893	6,1	mactensit	8	86	1222		1322	1,08	kém	1048	49	30,8	Ví dụ so sánh
60	60	875	7,7	72	8	129	926		1020	1,10	kém	864	60	37,7	Ví dụ so sánh
61	61	874	5,3	99	7	71	967		961	0,99	tốt	870	49	34,4	Ví dụ so sánh
62	62	803	3,6	95	7	77	975		979	1,00	tốt	900	47	38,9	Ví dụ so sánh
63	63	851	4,6	nhiều khuyết tật bề mặt	-	-	-		-	-	-	-	-	-	Ví dụ so sánh

Bảng 2-2 (tiếp theo)

Số mẫu.	Số mẫu thép	Nhiệt độ hoàn thiện cán nóng (°C)	Tốc độ làm nguội	Tỷ lệ cấu trúc tế vi Bainit (%)	Cỡ hạt austenit trước đó	Sự biến thiên cường độ của thanh dầy (MPa)	Khả năng chống biến dạng của thanh dầy (MPa)	Tỷ lệ giảm diện tích của việc kéo dầy (%)	(2) Khả năng chống biến dạng của dây thép (MPa)	(2)/(1)	Đánh giá hiệu ứng Bauschinger	Cường độ kéo sau khi kéo dầy (MPa)	Khả năng kéo (%)	Tỷ số nén tới hạn (%)	Ghi chú
64	64	884	5,6	<u>mactensit</u>	7	91	1199	37	1289	1,08	kém	1029	48	34,6	Ví dụ so sánh
65	65	870	5,0	97	8	66	992		1058	1,07	kém	984	48	38,0	Ví dụ so sánh
66	66	880	5,3	71	7	122	943		1054	1,12	kém	892	53	37,6	Ví dụ so sánh
67	67	900	5,3	<u>81</u>	8	<u>126</u>	990		1132	1,14	kém	973	55	38,7	Ví dụ so sánh
68	68	862	4,0	<u>89</u>	8	<u>131</u>	984		1041	1,06	kém	763	71	34,6	Ví dụ so sánh
69	69	829	5,7	<u>79</u>	8	<u>114</u>	996		1062	1,07	kém	1159	48	39,1	Ví dụ so sánh
70	70	862	8,8	<u>69</u>	7	<u>120</u>	1002		1069	1,07	kém	1087	48	32,2	Ví dụ so sánh
71	71	888	4,7	99	4	63	961		1059	1,10	kém	846	66	37,7	Ví dụ so sánh
72	72	903	8,8	97	9	77	1013		1195	1,18	kém	975	53	44,5	Ví dụ so sánh
73	73	911	<u>0,4</u>	95	9	119	1222		1356	1,11	kém	1203	44	33,3	Ví dụ so sánh
74	74	888	<u>0,6</u>	97	9	<u>113</u>	1174		1420	1,21	kém	1166	39	29,8	Ví dụ so sánh
75	19	851	1,6	<u>78</u>	8	<u>119</u>	954		1049	1,10	kém	816	59	38,3	Ví dụ so sánh
76	19	863	<u>13,5</u>	<u>mactensit</u>	8	79	1208		1313	1,09	kém	1041	38	32,2	Ví dụ so sánh
77	19	<u>977</u>	2,7	<u>90</u>	<u>5</u>	<u>107</u>	962		1082	1,12	kém	849	62	37,6	Ví dụ so sánh
78	19	<u>779</u>	11,0	<u>72</u>	9	<u>133</u>	951		1044	1,10	kém	806	70	39,1	Ví dụ so sánh
79	19	845	10,8	100	7	73	992	16	993	1,00	tốt	801	74	59,1	Ví dụ
80	19	874	5,7	97	7	69	954	58	994	1,04	tốt	948	55	43,2	Ví dụ

Trong các bảng 1 và 2, các mẫu từ số 1 đến số 45 là các ví dụ sáng chế mà có các thành phần thép nằm trong phạm vi của sáng chế.

Trong ví dụ so sánh của mẫu số 46, hàm lượng B nhỏ hơn giới hạn dưới của sáng chế và không thể thu được đủ độ thấm tôi, và phần cấu trúc tế vi bainit nhỏ hơn giới hạn dưới của sáng chế, và thay vào đó phần ferit được tăng lên, dẫn đến các phần có cường độ thấp bị trộn lẫn vào, và sự biến thiên cường độ đã vượt quá 100 MPa. Ngoài ra, hiệu ứng Bauschinger và tỷ số nén tới hạn là không đủ.

Ngược lại, mẫu số 47 là ví dụ so sánh mà trong đó phạm vi hợp kim hợp phần nằm trong phạm vi cụ thể của sáng chế, nhưng trị số được tính ra theo công thức (1) nhỏ hơn 0,45 và ferit được trộn lẫn vào với cấu trúc tế vi bainit, dẫn đến sự biến thiên cường độ lớn và không đủ hiệu ứng Bauschinger. Vì phần ferit cao trong thép so sánh này, khả năng kéo ở trong phạm vi có thể chấp nhận được.

Các ví dụ so sánh của các mẫu số 48, 50, 55, 58, 59, và 64 không chỉ không thể thu được đủ hiệu ứng Bauschinger bởi vì cấu trúc tế vi trở thành đơn pha mactensit, mà khả năng kéo cũng không lớn hơn 52 %, làm cho thép này không phù hợp cho việc sử dụng trong bu-lông.

Mẫu số 49 là ví dụ so sánh mà trong đó hàm lượng Mn nhỏ hơn giới hạn dưới của sáng chế và phần cấu trúc tế vi bainit nhỏ hơn giới hạn dưới của sáng chế, dẫn đến sự biến thiên cường độ lớn, không đủ hiệu ứng Bauschinger, và tỷ số nén tới hạn thấp. Vì phần ferit cao trong thép so sánh này, khả năng kéo ở trong phạm vi có thể chấp nhận được.

Trong ví dụ so sánh của mẫu số 51, hàm lượng Al nằm ngoài phạm vi của sáng chế và không thỏa mãn công thức (2), dẫn đến việc thô hóa các hạt tinh thể austenit trước đó và không thể thu được đủ hiệu ứng Bauschinger.

Trong ví dụ so sánh của mẫu số 53, hàm lượng N đã vượt quá giới hạn trên của sáng chế, và do đó việc già hóa sức căng không tạo ra đủ hiệu ứng Bauschinger.

Trong ví dụ so sánh của mẫu số 54, hàm lượng của mỗi thành phần tạo hợp kim nằm trong phạm vi cụ thể của sáng chế, nhưng các nồng độ của Al và Ti không thỏa

mãn công thức (2), dẫn đến việc thô hóa các hạt tinh thể austenit trước đó trong quá trình gia nhiệt thép trước khi cán nóng và không thể thu được đủ hiệu ứng Bauschinger.

Mẫu số 60 là ví dụ so sánh mà trong đó hàm lượng C nhỏ hơn giới hạn dưới của sáng chế và phần cấu trúc tế vi bainit nhỏ hơn giới hạn dưới của sáng chế, dẫn đến sự biến thiên cường độ lớn, không đủ hiệu ứng Bauschinger, và tỷ số nén tới hạn thấp. Vì phần ferit cao ở trong mẫu số 60 này, khả năng kéo ở trong phạm vi có thể chấp nhận được.

Trong ví dụ so sánh của mẫu số 61, P hàm lượng đã vượt quá 0,025 %, dẫn đến sự hóa giòn của thép và không thể thu được tỷ số nén tới hạn sau đủ cao sau khi kéo thành dây thép.

Trong ví dụ so sánh của mẫu số 62, S hàm lượng đã vượt quá 0,025 %, dẫn đến sự hóa giòn của thép và không thể thu được tỷ số nén tới hạn đủ cao sau khi kéo thành dây thép.

Trong ví dụ so sánh của mẫu số 65, độ dẻo dai của thép giảm xuống do bổ sung Ti không đủ, dẫn đến không thể thu được khả năng kéo và tỷ số nén tới hạn đủ cao.

Trong ví dụ so sánh của mẫu số 66, không thể thu được độ thấm tôi và phần bainit đủ cao bởi vì oxy trong thép được kết hợp với cacbon do hàm lượng Al thấp, dẫn đến không thể thu được đủ hiệu ứng Bauschinger và tỷ số nén tới hạn.

Mẫu số 67 là ví dụ so sánh mà trong đó hàm lượng Cr nhỏ hơn giới hạn dưới của sáng chế và không thể thu được đủ cấu trúc tế vi bainit, dẫn đến không đủ hiệu ứng Bauschinger và tỷ số nén tới hạn thấp. Vì phần ferit cao trong thép so sánh này, khả năng kéo ở trong phạm vi có thể chấp nhận được.

Mẫu số 68 là ví dụ so sánh mà trong đó hàm lượng của mỗi thành phần tạo hợp kim nằm trong phạm vi cụ thể của sáng chế, nhưng trị số được tính ra theo công thức (1) nhỏ hơn 0,45, dẫn đến sự biến thiên cường độ lớn do ferit được trộn lẫn vào với cấu trúc tế vi bainit và không đủ hiệu ứng Bauschinger, mà cường độ được đánh giá là không đạt. Vì phần ferit cao trong thép so sánh này, khả năng kéo ở trong phạm vi có thể chấp nhận được.

Mẫu số 69 là ví dụ so sánh mà trong đó hàm lượng của mỗi thành phần tạo hợp kim nằm trong phạm vi cụ thể của sáng chế, nhưng trị số được tính ra theo công thức

(1) đã vượt quá 0,60, dẫn đến sự biến thiên cường độ lớn do mactensit được trộn lẫn vào với cấu trúc tế vi bainit và không đủ hiệu ứng Bauschinger, mà cường độ được đánh giá là không đạt.

Mẫu số 70 là ví dụ so sánh mà trong đó hàm lượng của mỗi thành phần tạo hợp kim nằm trong phạm vi cụ thể của sáng chế, nhưng trị số được tính ra theo công thức (1) đã vượt quá 0,60, dẫn đến sự biến thiên cường độ lớn do mactensit được trộn lẫn vào với cấu trúc tế vi bainit và không đủ hiệu ứng Bauschinger, mà cường độ được đánh giá là không đạt.

Trong ví dụ so sánh của mẫu số 71, hàm lượng N nhỏ hơn giới hạn dưới của sáng chế, dẫn đến việc thô hóa các hạt tinh thể austenit trước đó và không thể thu được đủ hiệu ứng Bauschinger.

Trong ví dụ so sánh của mẫu số 72, hàm lượng Si lớn hơn giới hạn trên của sáng chế, dẫn đến lượng hóa bền cơ học lớn trong quá trình kéo dãn và không đủ hiệu ứng Bauschinger.

Ví dụ so sánh của mẫu số 73 là mẫu thép mà trong đó các hàm lượng Mn và Cr đã vượt quá các phạm vi cụ thể của sáng chế và phía tay trái của công thức (1) đã vượt quá giới hạn trên, như trong các mẫu số 50 và số 55. Để thu được cấu trúc tế vi bainit nằm trong phạm vi của sáng chế, tốc độ làm nguội được hạ thấp có chủ ý xuống dưới tốc độ được quy định theo sáng chế. Kết quả là, bản thân cấu trúc tế vi trở thành đơn pha bainit, tuy nhiên, đây là hỗn hợp của các cấu trúc tế vi bainit với các độ chênh lệch về cường độ. Do đó, sự biến thiên cường độ nằm ngoài phạm vi của sáng chế, và hiệu ứng Bauschinger không đủ bởi vì bổ sung các hợp kim với lượng dư. Ngoài ra, khả năng kéo và tỷ số nén tới hạn là thấp.

Ví dụ so sánh của mẫu số 74 là mẫu thép mà trong đó Mn và Cr các hàm lượng đã vượt quá các phạm vi cụ thể của sáng chế và phía tay trái của công thức (1) đã vượt quá giới hạn trên, như trong các mẫu số 50 và số 55. Để thu được cấu trúc tế vi bainit nằm trong phạm vi của sáng chế, tốc độ làm nguội được hạ thấp có chủ ý xuống dưới tốc độ được quy định theo sáng chế. Kết quả là, bản thân cấu trúc tế vi trở thành đơn pha bainit, tuy nhiên, đây là hỗn hợp của các cấu trúc tế vi bainit với các độ chênh lệch về cường độ. Do đó, sự biến thiên cường độ nằm ngoài phạm vi của sáng chế, và hiệu

ứng Bauschinger không đủ bởi vì bổ sung các hợp kim với lượng dư. Ngoài ra, khả năng kéo và tỷ số nén tới hạn là thấp.

Ví dụ so sánh của mẫu số 75 là mẫu thép với hợp phần giống như số 19 trong bảng 1. tuy nhiên, vì tốc độ làm nguội sau khi cán nóng thấp hơn $2^{\circ}\text{C}/\text{giây}$, không thể thu được cấu trúc tế vi được chiếm ưu thế bởi bainit, và vì tỷ lệ cấu trúc tế vi nằm ngoài phạm vi cụ thể của sáng chế, không thể thu được đủ hiệu ứng Bauschinger.

Ví dụ so sánh của mẫu số 76 là mẫu thép với hợp phần giống như số 19 trong bảng 1. Tuy nhiên, tốc độ làm nguội sau khi cán nóng cao hơn $12^{\circ}\text{C}/\text{giây}$, dẫn đến cấu trúc tế vi đơn pha mactensit. Kết quả là, không chỉ hiệu ứng Bauschinger là không đủ, mà khả năng kéo cũng không lớn hơn 52 %, making thép không phù hợp cho việc sử dụng trong bu-lông.

Ví dụ so sánh của mẫu số 77 là mẫu thép với hợp phần giống như số 19 trong bảng 1. Tuy nhiên, vì nhiệt độ hoàn thiện cán nóng cao hơn 950°C , ferit bị kết tủa vượt quá 5 % và các hạt austenit trước đó bị thô hóa, dẫn đến không đủ hiệu ứng Bauschinger.

Ví dụ so sánh của mẫu số 78 là mẫu thép với hợp phần giống như số 19 trong bảng 1. Tuy nhiên, nhiệt độ hoàn thiện cán nóng thấp hơn 800°C , dẫn đến phần ferit cao hơn và không đủ hiệu ứng Bauschinger.

Các mẫu số 79 và số 80 là các dây thép thu được bằng cách kéo dây ở tỷ lệ giảm diện tích là 16 % và 58 %, tương ứng, từ các thanh dây được tạo ra dưới các điều kiện theo sáng chế xét về nhiệt độ hoàn thiện cán nóng và tốc độ làm nguội tiếp theo. Vì thép cấu trúc tế vi là đơn pha bainit hoặc có phần bainit là 95 % hoặc lớn hơn và phần ferit nhỏ hơn 5 %, đạt được đủ hiệu ứng Bauschinger và thu được các kết quả tốt về cả khả năng kéo và tỷ số nén tới hạn. Lưu ý rằng trong quá trình sản xuất nói chung của bu-lông, tỷ lệ giảm diện tích để kéo dây trải từ 15 % đến 60 %.

YÊU CẦU BẢO HỘ

1. Thép dùng làm bu-lông bao gồm:

hợp phần hóa học chứa, theo % khối lượng,

C: 0,18 % đến 0,24 %,

Si: 0,10 % đến 0,22 %,

Mn: 0,60 % đến 1,00 %,

Al: 0,010 % đến 0,050 %,

Cr: 0,65 % đến 0,95 %,

Ti: 0,010 % đến 0,050 %,

B: 0,0015 % đến 0,0050 %,

N: 0,0050 % đến 0,0100 %,

P: 0,025 % hoặc nhỏ hơn bao gồm cả 0,

S: 0,025 % hoặc nhỏ hơn bao gồm cả 0,

Cu: 0,20 % hoặc nhỏ hơn bao gồm cả 0, và

Ni: 0,30 % hoặc nhỏ hơn bao gồm cả 0,

trong phạm vi thỏa mãn các công thức sau (1) và (2):

$$0,45 \leq C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 \leq 0,60 \quad (1), \text{ và}$$

$$N \leq 0,519Al + 0,292Ti \quad (2),$$

trong đó C, Si, Mn, Ni, Cr, N, Al, và Ti biểu diễn các hàm lượng theo % khối lượng của các nguyên tố tương ứng, với phần còn lại là Fe và các tạp chất không thể tránh được; và

cấu trúc tế vi mà trong đó bainit có mặt theo tỷ lệ diện tích là 95 % hoặc lớn hơn, trong đó

cấu trúc tế vi chứa các hạt austenit trước đó với số lượng cỡ hạt là 6 hoặc lớn hơn, và sự biến thiên cường độ là 100 MPa hoặc nhỏ hơn.

2. Thép dùng làm bu-lông theo điểm 1, trong đó hợp phần hóa học còn chứa, theo % khối lượng,

Nb: 0,050% hoặc nhỏ hơn.

3. Thép dùng làm bu-lông theo điểm 1 hoặc 2, trong đó hợp phần hóa học còn chứa, theo % khối lượng,

Mo: 0,70 % hoặc nhỏ hơn, và

thay cho công thức (1), công thức (3) sau đây được thỏa mãn:

$$0,45 \leq C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 \leq 0,60 \quad (3),$$

trong đó C, Si, Mn, Ni, Cr, và Mo biểu diễn các hàm lượng theo % khối lượng của các nguyên tố tương ứng.