



(21)申請案號：104108368 (22)申請日：中華民國 104 (2015) 年 03 月 16 日

(51)Int. Cl. : C22C38/14 (2006.01) C22C38/16 (2006.01)
C22C38/38 (2006.01) C22C38/58 (2006.01)

(30)優先權：2014/03/17 日本 2014-053459

(71)申請人：杰富意鋼鐵股份有限公司 (日本) JFE STEEL CORPORATION (JP)
日本

(72)發明人：荒尾亮 ARAO, RYO (JP)；村上善明 MURAKAMI, YOSHIAKI (JP)；長谷和邦
HASE, KAZUKUNI (JP)；遠藤茂 ENDO, SHIGERU (JP)

(74)代理人：葉璟宗；鄭婷文；詹富閔

(56)參考文獻：
JP 2014-31544A

審查人員：黃淑雯

申請專利範圍項數：3 項 圖式數：0 共 31 頁

(54)名稱

熔接用鋼材

STEEL MATERIAL FOR WELDING

(57)摘要

一種具有規定成分組成的鋼材，將 Ti 與 N 的質量%比設為 2.0 以上且小於 4.0，由以下的(1)式規定的 A 值設為 10 以上且 25 以下的範圍，由以下的(2)式規定的 C_{eq} 設為 0.38~0.43 的範圍，鋼材中的固溶 B 量設為 5 質量 ppm 以上，實施了熔接熱輸入量為 200kJ/cm 以上的熱輸入熔接時的、熱影響部中的黏合部附近的組織中的島狀麻田散鐵設為 1vol%以下，且熱影響部中的最軟化部區域的組織中的島狀麻田散鐵設為 5vol%以上，藉此，亦可獲得具有優異的熔接部韌性與接頭強度的降伏應力為 460MPa 以上的鋼材： $A=2256 \times Ti - 7716 \times N + 10000 \times B \dots (1)$

$$C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Cu + Ni)/15 \dots (2)$$

A steel material having a predetermined composition is provided. By setting a mass% ratio of Ti to N to 2.0 or more and 4.0 or less, setting the value A specified by the following equation (1) to 10 or more and 25 or less and setting C_{eq} specified by the following equation (2) to a range of 0.38-0.43, setting the solute amount B in the steel material to 5 mass ppm, and setting an island martensite in the structure near a bond part of a heat affected part to 1 vol% or less and setting an island martensite in the structure of the most softened part area of the heat affected part to 5 vol% or more when performing input heat welding with a welding heat input of 200kJ/cm or more, a steel material, which has a yield stress of 460MPa or more and has excellent welding part toughness and joint strength, can be obtained: $A=2256 \times Ti - 7716 \times N + 10000 \times B \dots$

(1)

$$C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Cu + Ni)/15 \dots (2)$$

發明摘要

公告本

※ 申請案號 : 104108368

※ 申請日 : 104.3.16

※IPC 分類 :

C22C38/14(2006.01)
C22C38/16(2006.01)
C22C38/38(2006.01)
C22C38/58(2006.01)

【發明名稱】 熔接用鋼材

STEEL MATERIAL FOR WELDING

【中文】

一種具有規定成分組成的鋼材，將 Ti 與 N 的質量%比設為 2.0 以上且小於 4.0，由以下的 (1) 式規定的 A 值設為 10 以上且 25 以下的範圍，由以下的 (2) 式規定的 C_{eq} 設為 0.38~0.43 的範圍，鋼材中的固溶 B 量設為 5 質量 ppm 以上，實施了熔接熱輸入量為 200 kJ/cm 以上的熱輸入熔接時的、熱影響部中的黏合部附近的組織中的島狀麻田散鐵設為 1 vol% 以下，且熱影響部中的最軟化部區域的組織中的島狀麻田散鐵設為 5 vol% 以上，藉此，亦可獲得具有優異的熔接部韌性與接頭強度的降伏應力為 460 MPa 以上的鋼材：

$$A=2256 \times Ti - 7716 \times N + 10000 \times B \dots (1)$$

$$C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V) / 5 + (Cu + Ni) / 15 \dots (2)$$

【英文】

A steel material having a predetermined composition is provided. By setting a mass% ratio of Ti to N to 2.0 or more and 4.0 or less, setting the value A specified by the following equation (1) to 10 or more and 25 or less and setting C_{eq} specified by the following

equation (2) to a range of 0.38-0.43, setting the solute amount B in the steel material to 5 mass ppm, and setting an island martensite in the structure near a bond part of a heat affected part to 1 vol% or less and setting an island martensite in the structure of the most softened part area of the heat affected part to 5 vol% or more when performing input heat welding with a welding heat input of 200kJ/cm or more, a steel material, which has a yield stress of 460MPa or more and has excellent welding part toughness and joint strength, can be obtained:

$$A=2256\times Ti-7716\times N+10000\times B\dots(1)$$

$$C_{eq}=C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Cu+Ni)/15\dots(2)$$

【代表圖】

【本案指定代表圖】：無。

【本代表圖之符號簡單說明】：

無

【本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式】：

無

發明專利說明書

(本說明書格式、順序，請勿任意更動)

【發明名稱】 熔接用鋼材

STEEL MATERIAL FOR WELDING

【技術領域】

【0001】 本發明是有關於一種用於船舶或建築·土木等領域中的各種鋼結構物且降伏應力 (yield stress) 為 460 MPa 以上的熔接用鋼材，尤其是有關於一種適合於熔接熱輸入量超過 200 kJ/cm 的高熱輸入熔接的鋼材，詳細而言是有關於一種即便在實施了所述高熱輸入熔接的情況下，亦具有優異的熔接部韌性及接頭強度的鋼材。

【先前技術】

【0002】 船舶、海洋結構物、建築及鋼管等領域中所使用的鋼結構物，一般而言藉由熔接接合而精加工為所需形狀的結構物。因此，自確保安全性的觀點考慮，該些結構物中，除確保所使用的鋼材的母材特性，即強度·韌性之外，亦要求熔接部的韌性優異。

【0003】 近年來，所述船舶等鋼結構物越來越大型化，對所使用的鋼材積極地推進高強度化及厚壁化。伴隨於此，在熔接施工中，應用潛弧熔接 (submerged arc welding) 或電氣熔接 (Electro-gas welding) 及電渣熔接 (Electroslag welding) 等高效率且高熱輸入的熔接方法，但即便在藉由所述高熱輸入熔接進行熔接施工的情況下，亦需要熔接部的韌性優異的鋼材。

【0004】 然而，關於高強度鋼或厚壁鋼板，難以同時實現母材的機械特性（尤其低溫韌性）與熔接熱影響部（熱影響區，Heat Affected Zone；以下記載為 HAZ）的低溫韌性的報告處處可見。

針對該報告，如例如專利文獻 1 及專利文獻 2 所記載般，揭示了如下技術，即，利用控制軋延或控制冷卻而同時達成母材的低溫韌性與 HAZ 的低溫韌性。

【0005】 接下來，對實施高熱輸入熔接時的 HAZ 組織進行說明。HAZ 中與熔接金屬接觸的部分一般被稱作「黏合（bond）部」。黏合部附近的 HAZ 在熱影響部中尤其會暴露在熔融點附近的高溫下，因而存在結晶粒粗大化而韌性顯著降低的傾向。另一方面，在與黏合部稍微隔開的位置，因結晶粒為細粒區域，故形成軟化區域，而成為接頭強度降低的主要因素。

【0006】 如所述般，在高熱輸入熔接中引起 HAZ 的韌性降低，針對該 HAZ 韌性降低，至今已研究多個對策。例如，如下技術已得到實用化，即，使 TiN 在鋼中微細分散，而抑制沃斯田鐵（austenite）粒的粗大化，或作為肥粒鐵（ferrite）變態核而加以利用。而且，亦開發如下技術：藉由使 Ti 的氧化物分散，而實現與所述相同的沃斯田鐵粒的粗大化抑制效果。

【0007】 然而，在有效利用 TiN 的所述技術中，當接受高熱輸入熔接時，因熔接熱影響部被加熱至 TiN 的溶解溫度區域為止，故存在如下問題：TiN 分解而所述分散效果消失，或因由 TiN 的分解而生成的固溶 Ti 及固溶 N 而鋼的底組織脆化，或熔接熱影響部

的韌性顯著降低。

【0008】 而且，有效利用 Ti 氧化物的技術中存在難以使氧化物均勻微細地分散的問題。作為解決所述問題的技術，例如專利文獻 3 中揭示了如下技術：為了提高實施了超過 200 kJ/cm 的高熱輸入熔接的熔接熱影響部的韌性，而使硫化物的形態控制中所使用的 Ca 的添加量適當化，使 CaS 結晶化，並將該 CaS 作為肥粒鐵變態核而加以有效利用。

● 【0009】 因所述 CaS 在比氧化物低的溫度下結晶化，故能夠在鋼中微細分散，進而在將鋼板冷卻時，將該 CaS 作為核，而 MnS 或 TiN、BN 等肥粒鐵變態生成核微細地分散，因而可將熔接熱影響部的組織作為微細的肥粒鐵-波來鐵（pearlite）組織，從而可達成高韌性化。因此，藉由專利文獻 3 的技術，可一定程度地抑制伴隨高熱輸入熔接的 HAZ 韌性降低。

● 【0010】 且說，藉由之後的研究而可知，在為鋼板的降伏應力被高強度化至 460 MPa 以上且添加了相對大量的 C 或合金元素的鋼的情況下，若實施熔接熱輸入量超過 200 kJ/cm 的高熱輸入熔接，則黏合部附近的 HAZ 會形成數體積%的稱作島狀麻田散鐵（martensite）（以下本發明中亦記作 MA）的硬質脆化組織，該脆化組織會阻礙熔接部的韌性的進一步提高。

【0011】 即，發現在所述高強度鋼的高熱輸入熔接部中的黏合部附近的 HAZ 韌性改善中，除需要沃斯田鐵粒粗大化抑制或肥粒鐵變態核的微細分散、固溶 N 的降低外，進而需要抑制島狀麻田散

S

鐵的生成。

【0012】 關於降低 HAZ 部的島狀麻田散鐵的技術，例如在專利文獻 4 中揭示了除降低 C、Si 的含量之外，P 的含量的降低亦有效。

【0013】 進而在專利文獻 5 中，藉由積極地添加 Mn，並且極力地降低 P，而降低黏合部附近 HAZ 的島狀麻田散鐵，從而獲得韌性優異的降伏應力為 460 MPa 級的鋼材。

【0014】 另一方面，關於抑制伴隨高熱輸入熔接的 HAZ 軟化的技術，HAZ 韌性對策等並未揭示太多。所述專利文獻 3、專利文獻 4 及專利文獻 5 中的任一專利文獻中均無關於 HAZ 軟化的記述。認為這是因為原本在高熱輸入熔接用鋼的設計中，是以能夠確保接頭強度為前提。

【0015】 因此，對關於 HAZ 軟化的抑制而已揭示的技術進行說明。

該些技術中，有利用 Nb 或 V 等析出強化元素的技術及利用 B 的淬火性的提高效果的技術。

【0016】 例如在專利文獻 6 中，提高 C 量並且降低 Si、Mn，而含有 Nb 或 V，藉此減少 HAZ 軟化。

另一方面，專利文獻 7 中，為了提高 B 的淬火性，而以如下方式來規定成分式，即，相對於 N 量而含有大量 Ti、B 及 Nb，由此抑制 HAZ 軟化。

而且，專利文獻 8 中，藉由對固溶 B 量進行規定，而提高 B 的淬火性，從而抑制 HAZ 軟化。

[現有技術文獻]

[專利文獻]

【0017】 [專利文獻 1]日本專利特開昭 57-134518 號公報

[專利文獻 2]日本專利特開昭 59-83722 號公報

[專利文獻 3]日本專利第 3546308 號公報

[專利文獻 4]日本專利特開 2008-163446 號公報

[專利文獻 5]日本專利特開 2011-6772 號公報

[專利文獻 6]日本專利特開昭 60-67622 號公報

[專利文獻 7]日本專利特開 2007-177327 號公報

[專利文獻 8]日本專利第 4233033 號公報

【發明內容】

[發明所欲解決之課題]

【0018】 然而，如所述般，專利文獻 3 中記載的技術為如下技術，即，尤其改善對降伏應力為 390 MPa 級的鋼材實施高熱輸入熔接時的黏合部的韌性，但有時無法充分應對如下情況，即，相對於降伏強度比所述情況高，例如降伏應力為 460 MPa 級的鋼材的高熱輸入 HAZ 韌性及 HAZ 軟化。

【0019】 而且，專利文獻 4 記載的技術中，以降伏應力為 460 MPa 級的鋼材為對象，藉由降低 C、Si 及 P 的含量而降低黏合部附近的 HAZ 的島狀麻田散鐵，且，添加適當量的 Ca 以使肥粒鐵變態核微細地分散，從而確保 HAZ 韌性，但並未對 HAZ 軟化進行記述，且需要添加 Ni，因而存在合金成本增高的可能性。

【0020】 進而，專利文獻 5 記載的技術中，以降伏應力為 460 MPa 級的鋼材為對象，藉由積極地利用 Mn 而降低島狀麻田散鐵，從而廉價地獲得所需鋼材，但該專利文獻 5 與專利文獻 4 同樣地亦未對 HAZ 軟化進行記述。

【0021】 另一方面，專利文獻 6 記載的技術中，C 量高且利用 Nb 或 V 等析出強化元素而充分應對 HAZ 軟化，但在高熱輸入熔接時會在黏合部附近的 HAZ 中形成大量的島狀麻田散鐵，由此擔心黏合部附近的 HAZ 的韌性顯著降低。

【0022】 而且，專利文獻 7 及專利文獻 8 記載的技術為使用 B 的淬火性來抑制 HAZ 軟化的技術，其中專利文獻 7 以大量的 Ti、B 及 N 的添加為前提，製造性方面存在問題，並且在黏合部附近的 TiN 溶解的區域，擔心因固溶 N 而導致 HAZ 的韌性降低。

此外，專利文獻 8 記載的技術以無 Nb 為前提，在以降伏應力為 460 MPa 級的鋼材為對象的情況下，仍存在難以確保接頭強度的問題。

【0023】 本發明鑒於所述現狀而開發，其目的在於廉價地提供高熱輸入熔接用鋼材，其即便實施了熔接熱輸入量超過 200 kJ/cm 的高熱輸入熔接，熔接熱影響部的硬度不會降低的耐軟化性及黏合部附近的 HAZ 韌性亦優異，且降伏應力為 460 MPa 以上。

[解決課題之手段]

【0024】 發明者等人為了解決所述課題，詳細地調查了組織因子對如下造成的影響，即，對降伏應力為 460 MPa 以上的高強度鋼

材實施熔接熱輸入量超過 200 kJ/cm 的高熱輸入熔接時的、黏合部附近的 HAZ 韌性與 HAZ 最軟化部區域的硬度。結果發現，關於黏合部附近的 HAZ 韌性，雖少量但仍存在的島狀麻田散鐵會對韌性造成不良影響，而與此相對，最軟化部區域的硬度因生成島狀麻田散鐵而得到提高。

【0025】 因此，發明者等人在抑制了黏合部附近的 HAZ 的島狀麻田散鐵的生成後，對用以提高最軟化部區域的島狀麻田散鐵的生成量的對策進行了研究。結果可知，在黏合部附近的 HAZ，將 C、Si、P 量抑制得低，並且為了對因 C 量降低而擔心的母材強度降低進行補償而積極地含有 Mn，藉此極力地不生成對黏合部附近的 HAZ 韌性造成不良影響的島狀麻田散鐵，從而可有效地提高母材強度。

【0026】 而且發現，在最軟化部區域，藉由將 Ti、N 及 B 控制在適當範圍，而有效利用 B 的淬火性提高效果，由此不會增加黏合部附近 HAZ 的島狀麻田散鐵，可促進最軟化部區域的島狀麻田散鐵的形成。

即，就 B 而言，在暴露於熔融點附近的高溫下的黏合部附近的 HAZ 中，不會引起上部變韌鐵（bainite）的生成或從伴隨沈積的晶界的移動，不會提高變韌鐵板條（bainite-lath）間殘留的未變態沃斯田鐵的淬火性，另一方面，在由熱影響引起的溫度上升相對小的 HAZ 軟化區域，所述 B 伴隨肥粒鐵變態而擴散，在未變態沃斯田鐵的晶界發生偏析，藉此提高所述 B 的淬火性，從而具有

促進島狀麻田散鐵的形成的效果。

【0027】 然而，HAZ 軟化區域中由熱影響引起的溫度上升相對小，因而幾乎不會引起析出物的熔解，從而有助於淬火性的 B 的存在量要依存於製造步驟時的狀態。而且，B 在母材製造步驟的控制軋延及冷卻的各階段，有時根據製造條件而會形成氮化物，該情況下，無法發揮其淬火性提高效果。

【0028】 因此，發明者等人進一步反覆研究的結果發現，在鋼板製造步驟中，首先在沃斯田鐵再結晶溫度區域實施軋延，然後實施加速冷卻直至沃斯田鐵未再結晶溫度區域為止，繼而進行沃斯田鐵未再結晶溫度區域軋延，然後，再次實施加速冷卻，藉此儘可能地抑制 B 氮化物的析出，藉由與所述成分的最佳化合並，而獲得優異的 HAZ 特性，從而開發出本發明。

【0029】 即，本發明的主旨構成為如下所示。

1. 一種熔接用鋼材，以質量%計而含有 C: 0.030%~0.080%、Si: 0.01%~0.10%、Mn: 1.80%~2.40%、P: 0.010%以下、S: 0.0005%~0.0040%、Al: 0.005%~0.100%、Nb: 0.003%~0.030%、Ti: 0.010%~0.050%、N: 0.0030%~0.0120%及 B: 0.0005%~0.0025%，進而 Ti 與 N 的質量%比 (Ti/N) 為 2.0 以上且小於 4.0，由以下的 (1) 式規定的 A 值為 3 以上且 25 以下的範圍，由以下的 (2) 式規定的 C_{eq} 為 0.38~0.43 的範圍，剩餘部分包含 Fe 及不可避免的雜質的成分組成，降伏應力為 460 MPa 以上，且固溶 B 量為 5 質量 ppm 以上，實施了熔接熱輸入量為 200 kJ/cm 以上的

熱輸入熔接時的、熱影響部中的黏合部附近的組織中的島狀麻田散鐵為 1 vol%以下，且熱影響部中的最軟化部區域的組織中的島狀麻田散鐵為 5 vol%以上：

$$A=2256 \times Ti - 7716 \times N + 10000 \times B \dots (1)$$

$$C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V) / 5 + (Cu + Ni) / 15 \dots (2)$$

其中，各元素符號表示各元素於鋼中的含量（質量%）。

【0030】 2.如所述 1 所述的熔接用鋼材，其中

所述成分組成中進而以質量%計而含有選自 V：0.20%以下、Cu：0.30%以下、Ni：0.30%以下、Cr：0.40%以下及 Mo：0.40%以下中的 1 種以上。

【0031】 3.如所述 1 或 2 所述的熔接用鋼材，其中

所述成分組成中進而以質量%計 而含有選自 Ca：0.0005%～0.0050%、Mg：0.0005%～0.0050%、Zr：0.0010%～0.0200%、稀土金屬（Rare Earth Metals，REM）：0.0010%～0.0200%中的 1 種以上。

[發明的效果]

【0032】 根據本發明，在實施了高熱輸入熔接時，可獲得兼備良好的接頭強度與熔接熱影響部韌性的鋼材，因此，有助於提高藉由潛弧熔接或電渣熔接等高熱輸入熔接而施工的船舶或大型結構

物的品質。尤其將本發明應用於板厚超過 50 mm 的鋼材時，比起現有技術的鋼材，在同時實現熔接的接頭強度與熔接熱影響部的韌性方面，可顯示出更顯著的優越性。

【圖式簡單說明】

無

【實施方式】

【0033】 以下，對本發明進行具體說明。另外，本發明中作為對象的鋼材是指利用熱軋而製造的鋼材。

本發明中，重要的是分別對鋼材的成分組成、強度、及由超過 200 kJ/cm 的高熱輸入熔接而形成的熔接熱影響部的軟化區域中的最小硬度(以下亦稱作 HAZ 最軟化部區域的硬度)進行控制。

【0034】 首先，對作為本發明的鋼材的特徵的熱影響部的島狀麻田散鐵的體積分率進行說明。

熱影響部中的黏合部附近的組織中的島狀麻田散鐵為 1 vol% 以下

在熔接熱影響部 (HAZ) 中，抑制暴露於高溫下的沃斯田鐵粗大化的熱影響部中的黏合部附近的島狀麻田散鐵的生成，藉此，可提高高熱輸入熔接部的韌性。為了獲得所述效果，需要將所述黏合部附近的島狀麻田散鐵的體積分率抑制為 1 vol% 以下。另外，所述島狀麻田散鐵的體積分率的下限值不作特別限定，亦可為 0 vol%。而且，本發明中，熱影響部中的黏合部附近是指距離黏合部 600 μm 以內的範圍的熔接熱影響部，該組織為如下的公

知的組織，即，除包含所述島狀麻田散鐵外，亦以針狀（acicular）肥粒鐵或變韌鐵為主，而包含肥粒鐵或波來鐵。

【0035】 熱影響部中的最軟化部區域的島狀麻田散鐵為 5 vol% 以上

在熔接降伏應力為 460 MPa 以上的鋼材而成的接頭中，需要與母材同等的拉伸強度，即拉伸強度為 570 MPa 以上。此處，作為影響到接頭的拉伸強度的因子，主要有熔接金屬的強度或板厚、HAZ 最軟化部區域的硬度等，熱影響部中的最軟化部區域的組織的影響尤其大。而且，降伏應力為 460 MPa 以上的鋼材中的軟化區域的組織為肥粒鐵及第二相組織，作為第二相組織，藉由生成 5 vol% 以上的體積分率的島狀麻田散鐵，而可獲得所需接頭強度。

另外，本發明中，所謂熱影響部中的軟化區域，是指距黏合部 10 mm 左右的利用熔接的加熱後沃斯田鐵為細粒的熱影響部。

【0036】 而且，本發明中，所謂熱影響部中的最軟化部區域是指如下區域，即，以 1 mm 左右的等間隔呈格子狀地測定維氏硬度 HV（日本工業標準（Japanese Industrial Standards, JIS）Z 2244（1998）），以表示最低硬度的點為中心，將距該中心最近的 4 個測定點彼此加以連結而成。

【0037】 本發明中，如所述般對 HAZ 的最軟化部區域的組織進行控制，並且為了達成高強度，而將鋼材所應有的成分組成按照如下進行規定。另外，以下與鋼材的成分組成相關的%表示是指質

5

量%。

C : 0.030%~0.080%

C 為提高鋼材的強度的元素，為了確保作為結構用鋼所需的強度，而需要含有 0.030%以上。另一方面，若 C 超過 0.080%，則黏合部附近的 HAZ 的 MA 容易生成，因而上限設為 0.080%。

【0038】 Si : 0.01%~0.10%

Si 是作為使鋼熔化時的去氧劑而添加的元素，需要添加 0.01% 以上。另一方面，若超過 0.10%，則除母材的韌性降低之外，在經高熱輸入熔接的黏合部附近的 HAZ 生成 MA，容易導致韌性降低。由此，Si 設為 0.01%~0.10%的範圍。

【0039】 Mn : 1.80%~2.40%

Mn 與 C 同樣地為提高強度的元素，比 Mo 或 V 等合金元素廉價，且不會促進黏合部附近的 HAZ 處的 MA 生成，因而本發明中可積極地添加。而且，為了確保所需強度並獲得所述效果，而需要添加 1.80%以上，更佳為添加 1.90%以上，進而較佳為添加 2.00%以上。另一方面，若過剩地含有則會破壞熔接部韌性，因而需要 2.40%以下，更佳為 2.20%以下，進而較佳為 2.10%以下。

【0040】 P : 0.010%以下

P 是作為雜質而含有的元素的一種，因會使鋼板母材及 HAZ 的韌性降低，故在考慮了原材料熔化時的經濟性後較佳為在儘可能的範圍內降低其含量。因此，P 量限制為 0.010%以下。較佳為 0.008%以下。

【0041】 S : 0.0005%~0.0040%

S 為形成作為肥粒鐵的成核位點 (nucleation site) 而發揮作用的 MnS 或 CaS 所需的元素。因此添加 0.0005% 以上。然而，若過度添加則會導致母材韌性的降低，上限設為 0.0040%。

【0042】 Al : 0.005%~0.100%

Al 是為了鋼的去氧而添加的元素，需要含有 0.005% 以上。另一方面，若含有量超過 0.100%，則不僅母材的韌性會降低，熔接金屬的韌性亦會降低。由此，Al 設為 0.005%~0.100% 的範圍。較佳為 0.010%~0.100% 的範圍。

【0043】 Nb : 0.003%~0.030%

Nb 為對於確保母材強度及 HAZ 最軟化部硬度、進而熔接接頭強度有效的元素。然而，當添加小於 0.003% 時，所述效果小，另一方面，當含有量超過 0.030% 時，會在黏合部附近的 HAZ 生成 MA 而使韌性降低。由此，Nb 設為 0.003%~0.030% 的範圍。

【0044】 Ti : 0.010%~0.050%

Ti 在凝固時成為 TiN 而析出，抑制黏合部附近 HAZ 的沃斯田鐵粒的粗大化。而且，Ti 成為肥粒鐵的變態核，有助於 HAZ 的高韌性化，與此同時，降低可能會與 B 鍵結的 N，而確保固溶 B，藉此在確保 HAZ 最軟化部硬度、進而熔接接頭強度方面有效地發揮作用。為了獲得所述效果，需要添加 0.010% 以上，較佳為添加 0.015% 以上。另一方面，若含有量超過 0.050%，則析出的 TiN 粗大化，無法獲得所述效果。由此，Ti 設為 0.010%~0.050% 的範圍。

【0045】 N：0.0030%～0.0120%

N 在凝固時生成 TiN，有助於抑制黏合部附近的 HAZ 的沃斯田鐵粒的粗大化，與此同時，生成 BN，該 BN 作為肥粒鐵變態核而發揮作用，藉此使黏合部附近的 HAZ 的組織微細化，從而有助於鋼材的高韌化。而且，為了確保必要量的所述 TiN，而需要含有 0.0030% 以上的 N，較佳為含有 0.0050% 以上。進而較佳為 0.0070% 以上。另一方面，若過度地含有，則因熔接熱輸入條件而在 TiN 熔解的區域固溶 N 量增加，使 HAZ 的韌性降低。因此將上限設為 0.0120% 以下。較佳為 0.0100% 以下。

【0046】 B：0.0005%～0.0025%

B 為使鋼的淬火性提高的元素，使沃斯田鐵的變態溫度降低，藉此促進變韌鐵或麻田散鐵等硬質組織的生成，從而有助於母材鋼板的高強度化。同樣地，亦在 HAZ 軟化部抑制作為軟質相的肥粒鐵的生成，而提高 HAZ 軟化部的強度。為了獲得所述效果，需要含有 0.0005% 以上的 B。另一方面，若含有的 B 超過 0.0025%，則淬火性變得過高，從而導致母材鋼板及 HAZ 的韌性降低。因此，B 設為 0.0005%～0.0025% 的範圍。

【0047】 使固溶 B 量為 5 質量 ppm 以上

本發明中，鋼材中的固溶 B 量設為 5 質量 ppm 以上。當鋼材中的固溶 B 量不滿 5 質量 ppm 時，HAZ 軟化區域的組織形成時提高未變態沃斯田鐵的淬火性的效果不充分，從而無法獲得用以獲得所需硬度的島狀麻田散鐵量。

【0048】 Ti 與 N 的質量%比 (Ti/N): 2.0 以上且小於 4.0

在本發明中，Ti/N 與後述的 A 值的規定一併為重要的要件。Ti/N 在 HAZ 的黏合部中會對 TiN 的微細分散狀況及固溶 N 所引起的韌性劣化造成大的影響，因而需要加以適當的控制。即，若 Ti/N 為 4.0 以上則 BN 不會析出，而且 Ti 的硼碳化物等析出，藉此 HAZ 韌性大幅降低，另一方面，若低於 2.0 則因固溶 N 引起的 HAZ 韌性降低及 HAZ 中的 BN 析出，而無法確保 B 的淬火性，從而難以確保所需的 HAZ 最軟化部硬度。因此，Ti/N 的值設為 2.0 以上且小於 4.0。較佳為 2.5 以上且 3.5 以下的範圍內。

【0049】 A 值：3 以上且 25 以下

由以下所示的 (1) 式規定的 A 值在本發明中為最重要的項目之一。當鋼材接受相當於高熱輸入熔接的熱影響部的熱歷程時，即便在 TiN 或 BN 等的生成反應未按照平衡理論來進行的情況下，亦可發揮利用固溶 B 的淬火性提高效果，因此就 Ti、N 及 B 而言滿足所述鋼材的添加量，進而 A 值需要為 3 以上。其中，若 A 值超過 25 則鋼材的淬火性變得過剩而會對 HAZ 的韌性造成不良影響。因此本發明中，A 值設為 3 以上且 25 以下。較佳為 6~15 的範圍。

$$A=2256\times Ti-7716\times N+10000\times B\dots (1)$$

其中，各元素符號 (Ti、N、B) 表示各元素於鋼中的含量 (質

量%)。

【0050】 C_{eq} : 0.38 ~ 0.43

本發明的高熱輸入熔接用鋼材因熔接時的熱輸入，而母材製造時實施的熱機械控制製程 (Thermo Mechanical Control Process , TMCP) 等組織控制的效果全部無效。因此，在熔接時的加熱·冷卻下，亦需要同時實現熔接接頭的強度與韌性，因此需要將作為淬火性的指標的碳當量 C_{eq} 控制為適當範圍。

具體而言，需要以由以下的 (2) 式定義的碳當量 C_{eq} 為 0.38 ~ 0.43 的範圍的方式控制各成分的組成。當所述 C_{eq} 小於 0.38 時，淬火性不足，最軟化部區域的硬度顯著降低，因而無法確保所需熔接接頭的強度。另一方面，若 C_{eq} 超過 0.43，則淬火性變得過剩，黏合部附近的肥粒鐵的生成得到抑制，促進島狀麻田散鐵的生成，因而無法確保充分韌性。較佳為 C_{eq} 為 0.39 ~ 0.42 的範圍。

$$C_{eq}=C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Cu+Ni)/15\dots(2)$$

此處，所述式中的各元素符號表示各個元素 (C、Mn、Cr、Mo、V、Cu、Ni) 的含量 (mass%)。

【0051】 以上為本發明的基本成分組成，剩餘部分為 Fe 及不可避免的雜質。另外，作為不可避免的雜質，例如 O 只要為 0.0050% 以下則得到容許。

【0052】 本發明的鋼材除所述成分外，為了提高強度等，可進而

將選自 V、Cu、Ni、Cr 及 Mo 中的 1 種以上作為選擇的元素而在下述範圍內含有。

【0053】 V：0.20%以下、Cu：0.30%以下、Ni：0.30%以下、Cr：0.40%以下及 Mo：0.40%以下

V、Cu、Ni、Cr 及 Mo 為對於母材的高強度有效的元素，為了獲得該效果，較佳為 V、Cu 及 Ni 添加 0.05%以上，Cr 及 Mo 添加 0.02%以上。然而，若大量添加任一元素，則會對韌性造成不良影響，而且，Ni 亦會導致合金成本增加，因而在含有的情況下，理想的是 V 設為 0.20%以下，Cu 設為 0.30%以下，Ni 設為 0.30%以下，Cr 及 Mo 設為 0.40%以下。

【0054】 進而，本發明的鋼材中除所述成分外，可將選自 Ca、Mg、Zr 及 REM 中的 1 種以上作為選擇的元素而在下述範圍內含有。

Ca：0.0005%~0.0050%

可含有 Ca 是為了獲得 S 的固定或利用氧化物、硫化物的分散的韌性改善效果。為了獲得所述效果，較佳為至少含有 0.0005%。然而，即便添加超過 0.0050%，所述效果亦飽和。由此，在含有 Ca 的情況下，較佳為 0.0005%~0.0050%的範圍。

【0055】 Mg：0.0005%~0.0050%、Zr：0.0010%~0.0200%、REM：0.0010%~0.0200%

Mg、Zr 及 REM 均為具有利用氧化物的分散的韌性改善效果的元素。為了體現所述效果，較佳為含有 0.0005%以上的 Mg，且

含有 0.0010% 以上的 Zr 及 REM。另一方面，即便添加 Mg 超過 0.0050%，添加 Zr 及 REM 超過 0.0200%，其效果亦飽和。由此，在含有所述元素的情況下，較佳設為所述範圍。

【0056】 製造方法

較佳為使用轉爐或者電爐等通常的熔接方法將具有所述成分組成的鋼熔化，並藉由連續鑄造法或造塊法等通常的步驟來形成用於鋼板製造的鋼坯原材料。以下，對較佳應用於本發明的鋼板製造條件進行說明。

【0057】 加熱溫度：1050°C ~ 1200°C

為了使鋼原材料中的 Nb 碳氮化物完全固溶，較佳為將鋼原材料的加熱溫度設為 1050°C 以上。另一方面，若加熱溫度超過 1200°C，則加熱時引起沃斯田鐵粒徑的粗大化而對母材韌性造成不良影響，因此較佳為將上限設為 1200°C。

【0058】 沃斯田鐵再結晶溫度區域的軋延

沃斯田鐵再結晶溫度區域的軋延具有將加熱時的沃斯田鐵粒一定程度地微細化的效果，理想的是以最低 1 道次 (pass) 以上進行，較佳為以累積軋縮率 20% 以上進行。若為所述成分範圍的鋼，則沃斯田鐵再結晶溫度區域的下限溫度約處於 900°C ~ 1000°C 的範圍。

【0059】 從沃斯田鐵再結晶溫度區域到沃斯田鐵未再結晶溫度區域為止的一次冷卻

本步驟在製造步驟中為最重要的項目之一。如所述般在 HAZ

軟化區域中能夠提高組織的淬火性的固溶 B 量相當於在製造鋼板時的狀態下確保的固溶 B 量。

因此，當在製造鋼板時 B 氮化物大量析出時，存在如下情況：用以確保淬火性的固溶 B 量不足，無法在 HAZ 軟化區域獲得充分的硬度。

● 【0060】 而且，理想的是儘可能地加快相當於製造鋼板時的冷卻過程中 B 氮化物生成的溫度區域的、沃斯田鐵再結晶溫度區域到沃斯田鐵未再結晶溫度區域為止的冷卻速度。通常，該步驟作為熱軋的溫度降低待機時間而空冷，但本發明中，藉由實施具有比空冷大的冷卻速度的加速冷卻而縮短直至作為下一步驟的控制軋延步驟為止的時間，並且可防止 B 氮化物的析出所引起的固溶 B 的減少。另外，該加速冷卻尤其有效的是在 1000℃ 至 600℃ 的溫度範圍內實施。

● 【0061】 本發明中為了與後述的沃斯田鐵未再結晶溫度區域的軋延後的冷卻加以區分，而將繼沃斯田鐵再結晶溫度區域中的軋延後實施的加速冷卻稱作一次冷卻。該一次冷卻中，較佳為藉由利用水冷的加速冷卻設備、或者將軋延中產生於鋼板表面的鏽加以去除的所謂的除鏽設備等來達成比空冷大的冷卻速度。具體而言，較佳為 3℃/sec 以上的冷卻速度。

● 【0062】 沃斯田鐵未再結晶溫度區域中的累積軋縮率為 40% 以上的軋延

在所述加速冷卻後，在沃斯田鐵未再結晶溫度區域實施控制

軋延。該控制軋延中累積軋縮率小的情況下，難以獲得規定的母材韌性。因此，累積軋縮率的下限設為 40%。累積軋縮率越高越理想，但工業上來說存在 80%左右為上限的情況，因而較佳為 50%~80%。

【0063】 沃斯田鐵未再結晶溫度區域軋延後，在 Ar_3 變態點以上的溫度到 550°C 以下的溫度區域進行二次冷卻

二次冷卻是為了使藉由控制軋延而加工的沃斯田鐵組織變態的冷卻。而且，為了使鋼組織的相變態結束而需要冷卻至 550°C 以下的溫度區域為止，因此冷卻結束溫度的下限較佳為 550°C。二次冷卻中的冷卻速度需要比空冷大的冷卻速度，較佳為 5°C/sec 以上的強冷卻。進而較佳為 10°C/sec 以上的強冷卻。冷卻方法不作特別限定，但理想的是利用水冷的冷卻。

【0064】 此處，本發明的鋼材溫度表示鋼材的表面溫度與板厚中心部的溫度的平均溫度。 Ar_3 變態點因鋼材的組成而不同，因此可簡單地利用下式來求出。另外，下式中，各元素符號表示各元素於鋼中的含量（質量%）。將不含有的情況設為 0。

$$Ar_3 (\text{°C}) = 910 - 273C - 74Mn - 56Ni - 16Cr - 9Mo - 5Cu$$

[實施例]

【0065】 將表 1 所示的組成的鋼在轉爐中進行熔化後，利用連續鑄造法形成鋼坯，藉由表 2 所示的控制軋延、控制冷卻條件而製

造出 40 mm~80 mm 厚的鋼板。表 2 所示的分支號表示鋼成分相同而製造條件不同。另外，藉由設置於軋延機的出口側的水冷設備來實施一次冷卻，並確認冷卻中的平均冷卻速度為 3°C/sec 以上。

【0066】 [表 1]

(質量%)

No.	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	B	N	O	其他	Ti/N	A 值	C _{eq}	A ₃ (°C)	備註
1	0.051	0.03	2.12	0.008	0.0018	0.042	0.011	0.015	0.0020	0.0065	0.0025	Mg:0.0011	2.92	3.7	0.404	719	發明例
2	0.053	0.06	2.09	0.010	0.0024	0.055	0.010	0.018	0.0013	0.0059	0.0016	-	3.39	8.1	0.401	718	發明例
3	0.051	0.10	1.85	0.013	0.0022	0.036	0.012	0.024	0.0016	0.0082	0.0018	Cr:0.30, Ca:0.0023	3.78	6.9	0.419	732	發明例
4	0.047	0.07	2.25	0.009	0.0019	0.042	0.011	0.018	0.0015	0.0065	0.0014	Cu:0.15, Ni:0.15	3.05	5.5	0.422	712	發明例
5	0.048	0.07	1.82	0.006	0.0017	0.036	0.010	0.023	0.0014	0.0075	0.0019	Cr:0.12, Ni:0.15	3.77	8.0	0.385	724	發明例
6	0.044	0.08	1.85	0.006	0.0014	0.055	0.011	0.022	0.0011	0.0068	0.0023	Cr:0.20, Mo:0.10	3.61	8.2	0.412	720	發明例
7	0.049	0.09	1.88	0.006	0.0022	0.047	0.012	0.025	0.0012	0.0076	0.0029	V:0.10	3.82	9.8	0.382	719	發明例
8	0.035	0.12	2.12	0.009	0.0023	0.039	0.023	0.041	0.0015	0.0111	0.0025	Zr:0.0064	3.69	21.8	0.388	725	發明例
9	0.068	0.11	2.06	0.013	0.0025	0.040	0.013	0.014	0.0014	0.0051	0.0021	-	3.30	6.2	0.411	722	發明例
10	0.045	0.09	2.01	0.011	0.0020	0.037	0.012	0.019	0.0014	0.0062	0.0018	Ca:0.0016	3.52	9.0	0.380	723	發明例
11	0.056	0.06	1.99	0.008	0.0017	0.032	0.011	0.020	0.0018	0.0070	0.0016	-	3.28	9.1	0.388	723	發明例
12	0.057	0.05	1.94	0.012	0.0023	0.032	0.012	0.025	0.0011	0.0078	0.0022	Cu:0.15, REM:0.0071	3.52	7.2	0.390	721	發明例
13	0.115	0.06	2.23	0.009	0.0025	0.045	0.011	0.020	0.0014	0.0069	0.0021	-	3.39	5.9	0.487	717	比較例
14	0.049	0.07	2.95	0.007	0.0019	0.005	0.009	0.021	0.0014	0.0070	0.0016	-	3.39	7.4	0.541	717	比較例
15	0.063	0.13	1.45	0.009	0.0021	0.037	0.008	0.018	0.0012	0.0051	0.0018	-	3.53	13.3	0.305	729	比較例
16	0.032	0.09	1.81	0.012	0.0026	0.044	0.011	0.021	0.0015	0.0056	0.0015	Cr:0.60, Ca:0.0020	3.75	19.2	0.454	739	比較例
17	0.047	0.06	1.89	0.025	0.0019	0.038	0.008	0.020	0.0018	0.0056	0.0028	Cu:0.20, Ni:0.20	4.11	19.9	0.389	723	比較例
18	0.052	0.09	2.08	0.004	0.0024	0.033	0.015	0.061	0.0011	0.0118	0.0016	-	8.42	57.6	0.399	724	比較例
19	0.054	0.05	1.97	0.006	0.0190	0.048	0.012	0.007	0.0014	0.0065	0.0016	-	1.08	-20.4	0.382	721	比較例
20	0.052	0.08	1.97	0.009	0.0018	0.037	0.013	0.033	0.0001	0.0083	0.0021	-	3.98	11.4	0.380	725	比較例
21	0.056	0.08	2.15	0.006	0.0022	0.042	0.011	0.016	0.0045	0.0060	0.0021	-	2.67	34.8	0.414	717	比較例
22	0.056	0.06	2.00	0.007	0.0023	0.048	0.043	0.017	0.0018	0.0054	0.0023	-	3.15	14.7	0.389	728	比較例
23	0.067	0.07	1.91	0.006	0.0017	0.051	0.001	0.021	0.0012	0.0062	0.0023	Ca:0.0023	3.39	11.5	0.385	719	比較例
24	0.048	0.09	1.95	0.003	0.0020	0.041	0.013	0.048	0.0022	0.0150	0.0018	Cu:0.25	1.01	14.5	0.390	723	比較例
25	0.059	0.03	2.15	0.004	0.0016	0.054	0.011	0.012	0.0014	0.0035	0.0020	Ca:0.0026	5.43	14.1	0.417	717	比較例
26	0.039	0.12	2.18	0.003	0.0022	0.037	0.012	0.015	0.0016	0.0064	0.0018	-	2.78	0.5	0.402	722	比較例
27	0.048	0.01	2.16	0.009	0.0018	0.025	0.016	0.026	0.0025	0.0070	0.0020	Ca:0.0026	3.71	29.6	0.408	722	比較例

下劃線表示處於本發明範圍外。

A 值=2256Ti-7716N+10000B (各元素符號表示含量 (質量%))

C_{eq} =C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Cu+Ni)/15 (各元素符號表示含量 (質量%))

A₃=751-26.6C+17.6Si-11.6Mn-169Al-23Cu-23Ni+24.1Cr+22.5Mo+233Nb-39.7V-5.7Ti-89B

【0067】 [表 2]

No.	分支號	鋼坯加熱溫度 (°C)	沃斯田鐵 再結晶溫度區域 軋延結束溫度 (°C)	一次冷卻	沃斯田鐵未再結晶 溫度區域軋延		二次冷卻	
					結束溫度 (°C)	累積軋縮率 (%)	開始溫度 (°C)	停止溫度 (°C)
1	A	1050	950	有	850	50	830	300
	B	1050	950	無	860	60	840	300
2	A	1100	1000	有	850	60	830	500
	B	1100	1000	無	850	60	830	500
3	A	1150	1050	有	840	50	810	450
	B	1150	1050	無	840	60	820	450
4	A	1200	1100	有	820	50	800	350
	B	1200	1100	無	820	50	800	350
5	A	1100	1000	有	840	50	820	250
	A	1100	1000	有	860	70	840	400
7	A	1150	1050	有	860	60	840	300
	A	1150	1050	有	860	60	840	300
9	A	1150	1050	有	850	50	830	400
	A	1150	1050	有	850	40	830	400
11	A	1150	1050	有	840	60	820	450
	A	1150	1050	有	850	40	830	350
13	A	1150	1050	有	850	50	830	300
	A	1150	1050	有	830	60	810	350
15	A	1150	1050	有	820	50	800	300
	A	1150	1050	有	860	60	840	300
17	A	1150	1050	有	860	50	840	400
	A	1150	1050	有	840	50	820	450
19	A	1150	1050	有	850	50	830	250
	A	1150	1050	有	840	60	820	400
21	A	1150	1050	有	830	40	810	350
	A	1150	1050	有	850	60	830	300
23	A	1150	1050	有	850	50	830	250
	A	1150	1050	有	860	50	840	350
25	A	1150	1050	有	860	60	840	400
	A	1150	1050	有	850	40	830	350
27	A	1150	1050	有	850	60	830	300
	A	1150	1050	有	850	60	830	300

【0068】 關於所述組成及經過製造步驟而製造的厚鋼板，從板厚方向 1/4 的位置採取平行部 14 mm ϕ 的拉伸試驗片，依據 JIS Z 2241 (1998) 的規定實施拉伸試驗，並求出 0.2%耐力 (YS) 及拉伸強度 (TS)。

【0069】 而且，依據 JIS Z 2202 (1998) 的規定從板厚方向 1/4 的位置採取 V 型缺口標準尺寸的夏比衝擊試驗片，依據 JIS Z 2242 (1998) 的規定實施衝擊試驗而求出破裂面轉移溫度 (fracture surface transition temperature) (vTrs)。

此處，vTrs 的目標值設為 -60°C 以下。

【0070】 而且，為了對實施熔接熱輸入量為 200 kJ/cm 以上的熱輸入熔接時的、熱影響部中的最軟化部區域的硬度進行評估，從板厚方向 1/4 位置採取 3 mm ϕ ×10 mm 的小型試驗片，進行在加熱至相當於變態點正上方的溫度的 900°C 後，在 800°C ~ 500°C 之間以 390 秒加以冷卻的熱處理。進行所述處理後的小型試驗片的維氏硬度 HV (JIS Z 2244 (1998)) 以 1 mm 左右的間隔呈格子狀進行測定，將其中最低的硬度作為最軟化部硬度。最軟化部硬度的目標值設為 160 以上。而且，將 HAZ 最軟化部區域設為如下區域，即，以顯示最低硬度的點為中心而將距此點最近的測定點彼此加以連結而成的區域。

【0071】 而且，利用硝酸浸蝕液 (Nital) 對與所述 HAZ 最軟化部區域相對應的部位進行蝕刻而呈現出組織。使用掃描電子顯微鏡 (Scanning Electron Microscope, SEM) 以 1000 倍拍攝 3 處視

野的組織照片，對該些照片進行圖像解析，而求出 MA 的平均面積分率，並將該平均面積分率作為 HAZ 最軟化部區域的 MA 體積分率 (vol%)。

【0072】 為了對實施了熔接熱輸入量為 200 kJ/cm 以上的熱輸入熔接時的、熱影響部中的黏合部附近部的韌性進行評估，而從所述厚鋼板採取寬：80 mm×長：80 mm×厚：15 mm 的試驗片，加熱至 1450℃ 後，在 800℃～500℃ 之間以 390 秒加以冷卻，然後採取 2 mmV 型缺口夏比試驗片，與所述同樣地進行夏比衝擊試驗的衝擊試驗溫度設為 -40℃，藉由 3 個試驗的平均值來進行評估。目標值以 -40℃ 時的平均吸收能量 (vE_{-40℃}) 計而為 50 J 以上。而且，與所述同樣地，對賦予熱歷程後的試驗片剖面的 MA 的面積分率進行評估。

【0073】 表 3 表示按照所述順序進行評估的鋼材的母材特性、HAZ 特性及 HAZ 中的 MA 體積分率 (vol%) 的測定結果。

【0074】 [表 3]

No.	分支號	固溶 B (ppm)	母材 YS (MPa)	母材 TS (MPa)	母材 vT ₈ (°C)	最軟化部硬度 (HV10)	最軟化部麻田散鐵體積分率 (%)	黏合部附近 HAZ 組織中的 MA 體積分率 (%)	黏合部附近 HAZ 韌性 vE ₄₀ °C (J)	備註
1	A	7	529	641	-65	164	7	0.1	121	發明例
	B	3	491	611	-70	154	3	0.1	119	比較例
2	A	8	531	648	-80	165	9	0.4	111	發明例
	B	4	501	602	-85	152	2	0.3	113	比較例
3	A	8	551	651	-70	164	9	0.3	98	發明例
	B	4	520	605	-75	155	4	0.2	89	比較例
4	A	7	534	645	-75	170	8	0.2	102	發明例
	B	3	509	634	-75	157	4	0.3	99	比較例
5	A	8	511	648	-70	165	10	0.3	104	發明例
6	A	8	502	665	-85	168	11	0.3	109	發明例
7	A	11	514	621	-75	170	8	0.4	101	發明例
8	A	15	505	594	-75	164	11	0.3	89	發明例
9	A	8	506	652	-75	164	7	0.2	102	發明例
10	A	8	542	581	-60	164	11	0.3	124	發明例
11	A	12	518	591	-70	166	13	0.2	12	發明例
12	A	7	495	571	-65	171	8	0.3	125	發明例
13	A	9	603	725	-70	175	17	2.4	26	比較例
14	A	9	556	701	-80	181	8	1.8	18	比較例
15	A	12	449	529	-75	142	4	0.1	142	比較例
16	A	15	521	624	-70	172	11	1.8	41	比較例
17	A	18	533	668	-45	155	10	1.6	33	比較例
18	A	11	523	702	-75	167	18	2.8	31	比較例
19	A	1	495	598	-70	144	1	0.4	31	比較例
20	A	1	438	551	-55	142	2	0.2	65	比較例
21	A	35	528	689	-45	168	14	0.9	26	比較例
22	A	15	560	735	-65	174	19	1.8	14	比較例
23	A	12	426	519	-75	150	2	0.1	151	比較例
24	A	17	542	634	-45	152	4	0.5	38	比較例
25	A	14	517	604	-55	172	7	2.1	42	比較例
26	A	3	441	553	-70	147	3	0.1	124	比較例
27	A	25	542	609	-75	169	11	0.7	38	比較例

[註 1] 下劃線表示處於本發明範圍外。



為第 104108368 號中文專利範圍無劃線修正本

修正日期:104 年 12 月 3 日

【0075】 根據該表可知，鋼板組成 No.1～No.12 的分號碼 A 的例中，母材以及 HAZ 中獲得優異的特性。與此相對，在鋼板組成 No.1～No.4 的分號碼 B 的鋼板中，因製造條件的影響而不滿足本發明的要件，從而母材特性及 HAZ 特性劣化。而且可知，鋼板組成 No.13～No.27 中，化學成分超出本發明的規定的範圍，因而即便為分號碼 A，HAZ 特性亦劣化。

【符號說明】

【0076】

無

為第 104108368 號中文專利範圍無劃線修正本

修正日期:104 年 12 月 3 日

申請專利範圍

1. 一種熔接用鋼材，以質量%計而含有 C：0.030%~0.080%、Si：0.01%~0.10%、Mn：1.80%~2.40%、P：0.010%以下、S：0.0005%~0.0040%、Al：0.005%~0.100%、Nb：0.003%~0.030%、Ti：0.010%~0.050%、N：0.0030%~0.0120%及 B：0.0005%~0.0025%，進而 Ti 與 N 的質量%比 (Ti/N) 為 2.0 以上且小於 4.0，由以下的 (1) 式規定的 A 值為 3 以上且 9.8 以下的範圍，由以下的 (2) 式規定的 C_{eq} 為 0.38~0.43 的範圍，剩餘部分包含 Fe 及不可避免的雜質的成分組成，降伏應力為 460 MPa 以上，且固溶 B 量為 5 質量 ppm 以上，實施了熔接熱輸入量為 200 kJ/cm 以上的熱輸入熔接時的、熱影響部中的黏合部附近的組織中的島狀麻田散鐵為 1 vol%以下，且熱影響部中的最軟化部區域的組織中的島狀麻田散鐵為 5 vol%以上：

$$A=2256 \times Ti - 7716 \times N + 10000 \times B \dots (1)$$

$$C_{eq}=C + Mn/6 + (Cr + Mo + V) / 5 + (Cu + Ni) / 15 \dots (2)$$

其中，各元素符號表示各元素於鋼中的含量 (質量%)。

2. 如申請專利範圍第 1 項所述的熔接用鋼材，其中所述成分組成中進而以質量%計而含有選自 V：0.20%以下、Cu：0.30%以下、Ni：0.20%以下、Cr：0.40%以下及 Mo：0.40%

為第 104108368 號中文專利範圍無劃線修正本

修正日期:104 年 12 月 3 日

以下中的 1 種以上。

3. 如申請專利範圍第 1 項或第 2 項所述的熔接用鋼材，其中
所述成分組成中進而以質量%計而含有選自 Ca：0.0005%~
0.0050%、Mg：0.0005%~0.0050%、Zr：0.0010%~0.0200%、稀
土金屬：0.0010%~0.0200%中的 1 種以上。