



(19)中華民國智慧財產局

(12)發明說明書公告本

(11)證書號數：TW I716952 B

(45)公告日：中華民國 110 (2021) 年 01 月 21 日

(21)申請案號：108127596

(22)申請日：中華民國 108 (2019) 年 08 月 02 日

(51)Int. Cl. : C22C38/04 (2006.01)

C22C38/38 (2006.01)

C21D8/00 (2006.01)

B21B3/00 (2006.01)

(30)優先權：2018/08/03 日本

2018-147100

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

日本

(72)發明人：泉大地 IZUMI, DAICHI (JP)；木津谷茂樹 KITSUYA, SHIGEKI (JP)；植田圭治

UEDA, KEIJI (JP)；中島孝一 NAKASHIMA, KOICHI (JP)

(74)代理人：賴經臣；宿希成

(56)參考文獻：

CN 102822371A

WO 2018/104984A1

審查人員：馮俊璋

申請專利範圍項數：9 項 圖式數：1 共 29 頁

(54)名稱

高Mn鋼及其製造方法

(57)摘要

本發明提供低溫韌性及表面性狀優越的高 Mn 鋼。本發明之高 Mn 鋼係具有依質量%計含有 C：0.100%以上且 0.700%以下、Si：0.05%以上且 1.00%以下、Mn：20.0%以上且 35.0%以下、P：0.030%以下、S：0.0070%以下、Al：0.010%以上且 0.070%以下、Cr：0.50%以上且 5.00%以下、N：0.0050%以上且 0.0500%以下、O：0.0050%以下、Ti：0.005%以下及 Nb：0.005%以下，剩餘部分為 Fe 及不可避免之雜質的成分組成，並具有以沃斯田鐵為基底相的微組織；該微組織中之 Mn 濃化部之 Mn 濃度為 38.0 質量%以下且 KAM 值的平均為 0.3 以上，降伏強度為 400MPa 以上及-196℃下之夏比衝擊試驗之吸收能量 vE₋₁₉₆ 為 100J 以上且脆性破裂率未滿 10%。

I716952

發明摘要

【發明名稱】(中文/英文)

高Mn鋼及其製造方法

【中文】

本發明提供低溫韌性及表面性狀優越的高 Mn 鋼。本發明之高 Mn 鋼係具有依質量%計含有 C：0.100%以上且 0.700%以下、Si：0.05%以上且 1.00%以下、Mn：20.0%以上且 35.0%以下、P：0.030%以下、S：0.0070%以下、Al：0.010%以上且 0.070%以下、Cr：0.50%以上且 5.00%以下、N：0.0050%以上且 0.0500%以下、O：0.0050%以下、Ti：0.005%以下及 Nb：0.005%以下，剩餘部分為 Fe 及不可避免之雜質的成分組成，並具有以沃斯田鐵為基底相的微組織；該微組織中之 Mn 濃化部之 Mn 濃度為 38.0 質量%以下且 KAM 值的平均為 0.3 以上，降伏強度為 400MPa 以上及-196℃下之夏比衝擊試驗之吸收能量 vE_{-196} 為 100J 以上且脆性破裂率未滿 10%。

【英文】

【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】(中文/英文)

高Mn鋼及其製造方法

【技術領域】

【0001】本發明係關於適合用於例如液化氣體儲槽用槽等之於極低溫環境下所使用之構造用鋼的、尤其低溫下之韌性優越的高Mn鋼及其製造方法。

【先前技術】

【0002】液化氣體儲槽用槽等之構造物由於使用環境為極低溫，故在於此構造物中使用熱軋鋼板時，不僅止於該鋼板之強度，尚要求極低溫下之韌性優越。例如，用於液化天然氣之儲槽的熱軋鋼板，必須確保在較液化天然氣沸點之 -164°C 更低之溫度區域下的優越韌性。若用於極低溫儲槽用構造物之鋼板的低溫韌性劣化，則有無法維持作為該極低溫儲槽用構造物之安全性之虞，故對所應用之鋼板強烈要求其低溫韌性提升。

【0003】對於此要求，習知係使用以於極低溫下不顯示脆性之沃斯田鐵為鋼板組織的沃斯田鐵系不鏽鋼或 9%Ni 鋼、或者 5000 系鋁合金。然而，由於合金成本或製造成本高，故期望有廉價且低溫韌性優異的鋼材。

【0004】再者，液化氣體儲槽用槽等之構造物為了鋼板之防鏽防蝕而必須施行塗裝，由環境調和的觀點而言，重要的是使此塗裝後呈現美觀。從而，用於液化天然氣儲槽之熱軋鋼板亦要求成為塗裝基底之鋼板表面的性狀優越、亦即鋼板表面之凹凸較少。

【0005】因此，作為取代習知極低溫用鋼的新穎鋼材，例如專利文獻 1 提案有使用多量添加了屬於較廉價之沃斯田鐵穩定化元素之 Mn 的高 Mn 鋼作為極低溫環境之構造用鋼。於專利文獻 1 中，提案了藉由抑制積層缺陷能量，而低溫韌性優越且不發生表面不均的技術。

[先前技術文獻]

[專利文獻]

【0006】專利文獻 1：日本專利特表 2017-507249 號公報

【發明內容】

(發明所欲解決之問題)

【0007】根據專利文獻 1 記載之技術，可提供於拉伸等加工後不發生表面不均、表面品質優越的高 Mn 鋼，但其並未述及所製造之熱軋鋼板的表面粗度。亦即，製造後之熱軋鋼板一般係藉由珠擊處理使表面均勻後再出貨。在此珠擊處理後之鋼板表面粗糙的情況，由於局部性產生鏽，故必須藉由研磨機維護等整理表面性狀，而有生產性降低的問題。

【0008】因此，本發明之目的在於提供低溫韌性及表面性狀優越的高 Mn 鋼。再者，本發明之目的在於提案有利於製造此種高 Mn 鋼的方法。於此，上述「低溫韌性優越」係指-196℃下之夏比衝擊試驗之吸收能量 vE_{196} 為 100J 以上且脆性破裂率未滿 10%；又，「表面性狀優越」係指一般之珠擊處理後之表面粗度 Ra 為 200 μ m 以下。

(解決問題之技術手段)

【0009】本案發明人等為了達成上述課題，以高 Mn 鋼為對

象，對鋼板之成分組成及決定組織的各種要因進行潛心研究，得到以下見解 a~d。

a. 判明了高 Mn 量之沃斯田鐵鋼若生成 Mn 濃度超過 38.0 質量%之 Mn 濃化部，則低溫下脆性破裂率成為 10%以上，導致低溫韌性劣化。因此，為了提升高 Mn 鋼之低溫韌性，有效的是使 Mn 濃度部之 Mn 濃度成為 38.0 質量%以下。

【0010】 b. 高 Mn 量之沃斯田鐵鋼若添加超過 5.00 質量%之 Cr，則熱軋時之去鏽不足，成為對熱軋板施行珠擊處理後之表面粗度 Ra 超過 200 μ m 的粗面。因此，為了提升高 Mn 鋼之表面性狀，必須使 Cr 添加量為 5.00 質量%以下。

【0011】 c. 若依適當條件進行熱軋及去鏽，可實現上述 a 及 b，可抑制製造成本。

【0012】 d. 依適當條件施行熱軋而賦予高差排密度，將有效提升降伏強度。

【0013】 本發明係針對以上見解進一步研討，其要旨如以下。

1. 一種高 Mn 鋼，係具有，依質量%計含有

C：0.100%以上且 0.700%以下、

Si：0.05%以上且 1.00%以下、

Mn：20.0%以上且 35.0%以下、

P：0.030%以下、

S：0.0070%以下、

Al：0.010%以上且 0.070%以下、

Cr：0.50%以上且 5.00%以下、

N：0.0050%以上且 0.0500%以下、

O：0.0050%以下、

Ti：0.005%以下及

Nb：0.005%以下、

剩餘部分為 Fe 及不可避免之雜質的成分組成，並具有以沃斯田鐵為基底相的微組織；該微組織中之 Mn 濃化部之 Mn 濃度為 38.0 質量%以下且 KAM(Kernel Average Misorientation, 核心平均方位差)值的平均為 0.3 以上，降伏強度為 400MPa 以上及-196℃下之夏比衝擊試驗之吸收能量 vE_{-196} 為 100J 以上且脆性破裂率未滿 10%。

【0014】2. 如上述 1 之高 Mn 鋼，其中，上述成分組成係，進一步以質量%計含有選自下述之 1 種或 2 種以上；

Cu：0.01%以上且 0.50%以下、

Mo：2.00%以下、

V：2.00%以下及

W：2.00%以下。

【0015】3. 如上述 1 或 2 之高 Mn 鋼，其中，上述成分組成係，進一步以質量%計含有選自下述之 1 種或 2 種以上；

Ca：0.0005%以上且 0.0050%以下、

Mg：0.0005%以上且 0.0050%以下及

REM：0.0010%以上且 0.0200%以下。

【0016】4. 一種高 Mn 鋼之製造方法，係將具有上述 1、2 或 3 記載之成分組成的鋼素材加熱至 1100℃ 以上且 1300℃ 以下之溫度區域後，依壓軋結束溫度為 800℃ 以上且總軋縮率為 20%以上進行熱軋，並於該熱軋中進行去鏽處理。

【0017】5. 一種高 Mn 鋼之製造方法，係將具有上述 1、2 或

3 記載之成分組成的鋼素材加熱至 1100℃ 以上且 1300℃ 以下之溫度區域後，依壓軋結束溫度為 1100℃ 以上且總軋縮率為 20%以上進行第一次熱軋後，依壓軋結束溫度為 700℃ 以上且未滿 950℃ 進行第二次熱軋，並於該第二次熱軋中進行去鏽處理。

【0018】 6. 一種高 Mn 鋼之製造方法，係將具有上述 1、2 或 3 記載之成分組成的鋼素材加熱至 1100℃ 以上且 1300℃ 以下之溫度區域後，依壓軋結束溫度為 800℃ 以上且未滿 1100℃、且總軋縮率為 20%以上進行第一次熱軋後，進行 1100℃ 以上且 1300℃ 以下之再加熱，依壓軋結束溫度為 700℃ 以上且未滿 950℃ 進行第二次熱軋，並於該第二次熱軋中進行去鏽處理。

【0019】 7. 如上述 5 或 6 之高 Mn 鋼之製造方法，其中，於上述第一次熱軋中進行去鏽處理。

【0020】 8. 如上述 4 至 7 之高 Mn 鋼之製造方法，其中，於最終之熱軋後，進行由(壓軋結束溫度-100℃)以上之溫度至 300℃ 以上且 650℃ 以下之溫度區域為止的平均冷卻速度為 1.0℃/s 以上的冷卻處理。

(對照先前技術之功效)

【0021】 根據本發明，可提供低溫韌性及表面性狀優越的高 Mn 鋼。從而，本發明之高 Mn 鋼有助於提升液化氣體儲槽用槽等於極低溫環境下所使用之鋼構造物的安全性或壽命，格外地發揮產業上之效果。另外，本發明之製造方法中，由於不致引起生產性降低及製造成本增加，故可提供經濟性優越的方法。

【圖式簡單說明】

【0022】 圖 1 為表示測定 Mn 濃化部之 Mn 濃度及-196℃下之

夏比衝擊試驗之吸收能量之結果的圖表。

【實施方式】

【0023】 以下詳細說明本發明之高 Mn 鋼。

[成分組成]

首先，針對本發明之高 Mn 鋼之成分組成與其限定理由進行說明。尚且，成分組成中之「%」之表示，係在未特別說明之下意指「質量%」。

C：0.100%以上且 0.700%以下

C 為廉價之沃斯田鐵穩定化元素，且為用於獲得沃斯田鐵之重要元素。為了獲得其效果，C 必須含有 0.100%以上。另一方面，若含有超過 0.700%，則過度生成 Cr 碳化物，低溫韌性下降。因此，將 C 量設為 0.100%以上且 0.700%以下。較佳 0.200%以上且 0.600%以下。

【0024】

Si：0.05%以上且 1.00%以下

Si 作為脫氧材發揮作用，不僅於製鋼上需要，其具有於鋼中固溶並藉由固溶強化而使鋼板高強度化的效果。為了獲得此種效果，Si 必須含有 0.05%以上。另一方面，若含有超過 1.00%，則低溫韌性及熔接性劣化。因此，將 Si 量設為 0.05%以上且 1.00%以下、較佳 0.07%以上且 0.50%以下。

【0025】

Mn：20.0%以上且 35.0%以下

Mn 為較廉價之沃斯田鐵穩定化元素。本發明中其係用於兼顧到強度與低溫韌性的重要元素。為了獲得其效果，Mn 必須含有

20.0%以上。另一方面，若含有超過 35.0%，則低溫韌性劣化。因此，將 Mn 量設為 20.0%以上且 35.0%以下。較佳設為 23.0%以上且 32.0%以下。

【0026】

P：0.030%以下

P 若含有超過 0.030%，則低溫韌性劣化，或於粒界發生偏析，成為應力腐蝕破裂的發生起點。因此，將 0.030%設為上限，較佳為儘可能地減低。因此，將 P 設為 0.030%以下。尚且，P 之過度減低將使精煉成本高漲而於經濟上不利，因此較佳為設為 0.002%以上。較佳設為 0.005%以上且 0.028%以下、更佳 0.024%以下。

【0027】

S：0.0070%以下

S 由於使母材之低溫韌性或延展性劣化，故將 0.0070%設為上限，較佳為儘可能減低。從而，將 S 設為 0.0070%以下。尚且，S 之過度減低將使精煉成本高漲而於經濟上不利，因此較佳為設為 0.0010%以上。較佳設為 0.0020%以上且 0.0060%以下。

【0028】

Al：0.010%以上且 0.070%以下

Al 係作為脫氧劑發揮作用，於鋼板之熔鋼脫氧製程中最为廣泛使用。為了獲得此種效果，Al 必須含有 0.010%以上。另一方面，若含有超過 0.070%，則於熔接時混入至熔接金屬部，而使熔接金屬之韌性劣化，故設為 0.070%以下。較佳設為 0.020%以上且 0.060%以下。

【0029】

Cr：0.50%以上且 5.00%以下

Cr 係藉由適量添加而使沃斯田鐵穩定化，並有效提升低溫韌性與母材強度的元素。為了獲得此種效果，Cr 必須含有 0.50%以上。另一方面，若含有超過 5.00%，則由於 Cr 碳化物之生成，低溫韌性及耐應力腐蝕破裂性降低。此外，熱軋時之去鏽變得不足，表面粗度劣化。因此，Cr 量設為 0.50%以上且 5.00%以下。較佳設為 0.60%以上且 4.00%以下、更佳 0.70%以上且 3.50%以下。尤其為了提升耐應力腐蝕破裂性，較佳為 2.00%以上，而且更佳設為超過 2.70%。

【0030】

N：0.0050%以上且 0.0500%以下

N 係沃斯田鐵穩定化元素，為有效提升低溫韌性之元素。為了獲得此種效果，N 必須含有 0.0050%以上。另一方面，若含有超過 0.0500%，則氮化物或碳氮化物粗大化，韌性下降。因此，將 N 量設為 0.0050%以上且 0.0500%以下。較佳設為 0.0060%以上且 0.0400%以下。

【0031】

O：0.0050%以下

O 係因氧化物之形成而使低溫韌性劣化。因此，將 O 設為 0.0050%以下之範圍。較佳為 0.0045%以下。含量之下限值並無特別限定，但 O 之過度降低將使精煉成本高漲而於經濟上不利，故較佳設為 0.0010%以上。

【0032】

將 Ti 及 Nb 的含量分別抑制為 0.005%以下

Ti 及 Nb 係在鋼中形成高融點之碳氮化物而抑制晶粒粗大化，

結果成為破壞之起點或龜裂傳播之路徑。尤其於高 Mn 鋼中成為用於提高低溫韌性、提升延展性之組織控制的阻礙，因此必須有意圖地抑制。亦即，Ti 及 Nb 係自原材料等不可避免地混入之成分，通常以 Ti：超過 0.005%且 0.010%以下及 Nb：超過 0.005%且 0.010%以下的範圍混入。因此，必須依照後述方法而極力避免 Ti 及 Nb 不可避免之混入，並將 Ti 及 Nb 之含量分別抑制為 0.005%以下。藉由將 Ti 及 Nb 之含量分別抑制為 0.005%以下，可排除上述碳氮化物之不良影響，可確保優異之低溫韌性及延展性。較佳係將 Ti 及 Nb 之含量分別設為 0.003%以下。

【0033】當然亦可將 Ti 及 Nb 之含量減低至 0%，但由於製鋼時之負荷變高、經濟上不利，故由經濟性之觀點而言，較佳係將 Ti 及 Nb 分別設為 0.001%以上。

【0034】上述成分以外之剩餘部分為鐵及不可避免之雜質。作為此處之不可避免之雜質，可舉例如 H、B 等，若合計 0.01%以下則可容許。

【0035】又，本發明中以進一步提升強度及低溫韌性為目的，除了上述必須元素以外，視需要可含有下述元素。

Cu：0.01%以上且 0.50%以下、Mo：2.00%以下、V：2.00%以下、W：2.00%以下之 1 種或 2 種以上

【0036】Cu 不僅藉由固溶強化而使鋼板高強度化，亦為使差排之易動度提升、低溫韌性亦提升的元素。為了獲得此種效果，較佳為含有 0.01%以上之 Cu。另一方面，若 Cu 含有超過 0.50%之 Cu，則軋壓時表面性狀劣化。因此，Cu 較佳設為 0.01%以上且 0.50%以下。更佳設為 0.02%以上且 0.40%以下。再更佳為未滿 0.20%。

【0037】 Mo、V 及 W 係有助於沃斯田鐵穩定化，同時有助於母材強度提升。為了獲得此種效果，Mo、V 及 W 較佳分別含有 0.001%以上。另一方面，若含有超過 2.00%，則除了生成粗大之碳氮化物、成為破壞之起點以外，亦使製造成本增加。因此，於含有此等合金元素的情況，其含量分別較佳設為 2.00%以下。更佳設為 0.003%以上且 1.70%以下、再更佳 1.50%以下。

【0038】

可視需要含有：Ca：0.0005%以上且 0.0050%以下、Mg：0.0005%以上且 0.0050%以下、REM：0.0010%以上且 0.0200%以下之 1 種或 2 種以上

Ca、Mg 及 REM 係可用於夾雜物之形態控制的元素。所謂夾雜物之形態控制係指將經伸展之硫化物系夾雜物作成為粒狀夾雜物。經由此夾雜物之形態控制而提升延展性、韌性及耐硫化物應力腐蝕破裂性。為了獲得此種效果，Ca、Mg 較佳含有 0.0005%以上，REM 較佳含有 0.0010%以上。另一方面，若含有大量之任一元素，則有非金屬夾雜物量增加，反而導致延展性、韌性、耐硫化物應力腐蝕破裂性降低的情形。另外，有不利於經濟性之情形。

因此，於含有 Ca 及 Mg 的情況，較佳設為分別為 0.0005%以上且 0.0050%以下，於含有 REM 的情況下，設為 0.0010%以上且 0.0200%以下。更佳為將 Ca 量設為 0.0010%以上且 0.0040%以下、Mg 量設為 0.0010%以上且 0.0040%以下、REM 量設為 0.0020%以上且 0.0150%以下。

【0039】

[組織]

以沃斯田鐵為基底相的顯微組織

於鋼材之結晶結構為體心立方結構(body-centered cubic, bcc)的情況，該鋼材在低溫環境下有引起脆性破壞之可能性，因此不適合於低溫環境下之使用。於此，假定在低溫環境下之使用時，鋼材的基底相必須為結晶結構屬於面心立方結構(face center cubic, fcc)的沃斯田鐵組織。尚且，所謂「以沃斯田鐵為基底相」係指沃斯田鐵相以面積率計為 90%以上。沃斯田鐵相以外之剩餘部分為肥粒鐵相或麻田散鐵相。更佳係沃斯田鐵相為 95%以上，亦可為 100%。

【0040】

微組織中之 Mn 濃化部之 Mn 濃度為 38.0 質量%以下

於將上述成分組成之鋼素材進行熱軋所得之熱軋鋼板中，不可避免地生成 Mn 濃化部。所謂 Mn 濃化部，係指微偏析部中 Mn 濃度最高處。若對含有 Mn 之鋼素材進行熱軋，則因 Mn 之帶狀偏析生成而不可避免地生成 Mn 濃化部。

【0041】因此，針對對上述成分組成之鋼素材進行各種條件之熱軋所得的鋼板，測定 Mn 濃化部之 Mn 濃度以及-196℃下之夏比衝擊試驗之吸收能量，並將結果示於圖 1。如圖 1 所示，對上述成分組成之鋼素材施行適當條件之熱軋後，若使 Mn 濃化部之 Mn 濃度為 38.0 質量%以下，則實現上述吸收能量：100J 以上。Mn 濃化部之 Mn 濃度較佳為 37.0 質量%以下。

Mn 濃化部之 Mn 濃度的下限值並無特別限定，由確保沃斯田鐵之穩定度的理由而言，較佳設為 25.0 質量%以上。

【0042】

KAM(Kernel Average Misorientation, 核心平均方位差)之值的平均

為 0.3 以上

KAM 值係針對熱軋後鋼板之距表面為板厚之 1/4 及 1/2 之深度位置，分別於任意 2 視野進行 $500\mu\text{m}\times 200\mu\text{m}$ 之視野的 EBSD(Electron Backscatter Diffraction，背向散射電子繞射)分析，並由其結果依晶粒內之各畫素及鄰接之畫素間的方位差的平均值所求得之值。此 KAM 值係反映了因組織中之差排所造成的局部性結晶方位變化，KAM 值越高，表示測定點與相鄰部位間之方位差越大。亦即，KAM 值越高，意味著粒內之局部性變形程度越高，故壓軋後之鋼板中 KAM 值越高，則差排密度變得越高。而且，若此 KAM 值之平均為 0.3 以上，則累積大量之差排，故降伏強度提升。較佳為 0.5 以上。另一方面，若 KAM 值之平均超過 1.3，有韌性劣化之虞，故較佳設為 1.3 以下。

【0043】具有以上之成分組成、Mn 濃化部之 Mn 濃度：38.0% 以下及 KAM 值平均：0.3 以上的熱軋板，係藉由至少於最終熱軋時進行去鏽，施行一般手法之珠擊處理後之表面粗度 Ra 成為 $200\mu\text{m}$ 以下。其理由在於，藉由進行去鏽，抑制壓軋時因鏽咬入所造成之表面粗度增加，同時抑制因鏽所造成之冷卻時之冷卻不均發生，而使材料表面硬度均勻，故藉由抑制珠擊時之表面粗度增加。

而且，若珠擊後之表面粗度 Ra 超過 $200\mu\text{m}$ ，不僅損及塗裝後之美觀，於凹陷部亦進行局部腐蝕，故必須使 Ra 為 $200\mu\text{m}$ 以下。較佳為 $150\mu\text{m}$ 以下、更佳 $120\mu\text{m}$ 以下。Ra 之下限值並無特別限定，但為了防止處理成本增加，較佳設為 $5\mu\text{m}$ 以上。

再者，由於 Mn 依所謂表面濃化物之氧化物的型式而由鋼中擴散至鋼板表面，於鋼板表面發生析出、濃化，故藉由將 Mn 濃化部

之 Mn 濃度設為 38.0%以下，可達成 Ra：200 μ m 以下。

【0044】本發明之高 Mn 鋼可利用轉爐、電爐等公知熔製方法對具有上述成分組成之熔鋼進行熔製。另外，亦可藉由真空脫氣爐進行 2 次精煉。此時，為了將防礙較佳組織控制之 Ti 及 Nb 限制為上述範圍，必須採取避免自原料等不可避免地混入、減少此等之含量的措施。例如，藉由減低精煉階段中之鋼坯的鹼度，而使此等合金於鋼坯中被濃化並排出，而減低最終板材(slab)製品中之 Ti 及 Nb 之濃度。另外，亦可為吹入氧而使其氧化，於回流時使 Ti 及 Nb 之合金浮上分離等的方法。其後，較佳係藉由連續鑄造法等公知鑄造方法，作成既定尺寸之板材等鋼素材。

【0045】進而，為了將上述鋼素材製成低溫韌性優越的鋼材，係在將該鋼素材加熱至 1100℃以上且 1300℃以下之溫度區域後，依壓軋結束溫度為 800℃以上且總軋縮率為 20%以上進行熱軋，並於該熱軋中進行去鏽處理。以下說明各步驟。

[鋼素材加熱溫度：1100℃以上且 1300℃以下]

為了得到上述構成之高 Mn 鋼，重要的是加熱至 1100℃以上且 1300℃以下之溫度區域，進行壓軋結束溫度為 800℃以上且總軋縮率為 20%以上的熱軋。於此之溫度控制係以鋼素材之表面溫度為基準。

亦即，為了藉由熱軋促進 Mn 擴散，將壓軋前之加熱溫度設為 1100℃以上。另一方面，若超過 1300℃則有鋼開始熔解之虞，故加熱溫度之上限設為 1300℃。較佳為 1150℃以上且 1250℃以下。

【0046】

[熱軋：壓軋結束溫度為 800℃以上且總軋縮率為 20%以上]

接著，熱軋中重要的是，首先藉由將壓軋結束時之總軋縮率增高為 20%以上，縮短 Mn 濃化部與稀薄部間之距離而促進 Mn 之擴散。較佳係將總軋縮率設為 30%以上。尚且，總軋縮率之上限並無特別限定，由提升壓軋效率的觀點而言，較佳設為 98%以下。於此，所謂總軋縮率係分別指第一次熱軋結束時之相對於第一次熱軋進入側之板材之板厚的軋縮率、以及第二次熱軋結束時之相對於第二次熱軋進入側之板材之板厚的軋縮率；於進行 2 次熱軋時，較佳係第一次熱軋結束時之總軋縮率為 20%以上、第二次熱軋結束時為 50%以上；於僅進行 1 次熱軋時，總軋縮率較佳設為 60%以上。

【0047】同樣地，由促進壓軋時之 Mn 擴散、確保低溫韌性的觀點而言，將壓軋結束溫度設為 800℃ 以上。其理由在於，在壓軋結束溫度未滿 800℃ 時，由於較 Mn 融點(1246℃)大幅降低其 2/3，故無法使 Mn 充分擴散所致。經本案發明人等之研究結果，獲知若壓軋結束溫度為 800℃ 以上則可使 Mn 充分擴散。推測可能由於沃斯田鐵中之 Mn 擴散係數較小，故為了使 Mn 充分擴散則必須於 800℃ 以上之溫度區域進行壓軋。較佳為 950℃ 以上、更佳 1000℃ 以上。又，由確保強度的觀點而言，壓軋結束溫度之上限較佳設為 1050℃ 以下。

【0048】又，視需要於上述熱軋後，為了促進 Mn 擴散，有利的是追加滿足下述條件的第二次熱軋。此時，若上述第一次熱軋之結束溫度為 1100℃ 以上，則亦可直接續行第二次熱軋，但在未滿 1100℃ 的情況，則進行 1100℃ 以上之再加熱。於此，由於亦有若超過 1300℃ 則鋼開始熔解之虞，故加熱溫度之上限設為 1300℃。尚且，溫度控制係以鋼素材之表面溫度為基準。

【0049】

[第二次熱軋：壓軋結束溫度：700℃以上且未滿 950℃]

第二次熱軋係必須依 700℃以上且未滿 950℃之溫度區域進行至少 1 道次(pass)以上。亦即，藉由進行 1 道次以上之未滿 950℃且較佳每 1 道次為 10%以上之軋縮率的壓軋，由於藉第一次壓軋所導入之差排不易恢復而容易殘留，故可進一步提高 KAM 值。另一方面，若依 950℃以上之溫度區域進行精軋，則晶粒徑變得過度粗大而無法得到所需之降伏強度。因此，依未滿 950℃進行 1 道次以上之最終精軋。壓軋結束溫度之上限較佳為 900℃以下、更佳 850℃以下。

【0050】 另一方面，若壓軋結束溫度未滿 700℃則韌性劣化，故設為 700℃以上。較佳 750℃以上。又，在第二次熱軋結束時之總軋縮率較佳為 20%以上、更佳 50%以上。其中，若進行超過 95%之軋縮，則韌性劣化，故第二次熱軋結束時之總軋縮率較佳為 95%以下。於此，第二次熱軋結束時之總軋縮率，係使用第二次熱軋前之厚度與第二次熱軋後之厚度而計算的值。

【0051】 再者，藉由於熱軋時進行 1 次以上之去鏽處理，可製成表面性狀優越的鋼板。較佳為 2 次以上、更佳 3 次以上。次數上限並無特別限定，於作業上較佳為 20 次以下。於此，去鏽處理較佳係於進行第 1 道次之熱軋前進行。尚且，在熱軋為 1 次的情況，去鏽處理係於該熱軋中進行；又，在進行 2 次熱軋的情況，係至少於第 2 次之熱軋中進行。進而於進行 2 次熱軋的情況，更佳係於第 1 次及第 2 次之熱軋均進行去鏽處理。

【0052】 接著，在熱軋為 1 次時，較佳係於該熱軋後進行依照

以下條件的冷卻處理；在進行 2 次之熱軋時，較佳係於第 2 次熱軋後進行該冷卻處理。

[由(壓軋結束溫度-100℃)以上之溫度至 300℃ 以上且 650℃ 為止之溫度區域為止的冷卻速度：1.0℃/s 以上]

較佳係於熱軋結束後迅速進行冷卻。若使熱軋後之鋼板緩慢冷卻，則有促進析出物生成而導致低溫韌性劣化之虞。此等析出物之生成可藉由依 1.0℃/s 以上之冷卻速度由(壓軋結束溫度-100℃)以上之溫度進行冷卻至 300℃ 以上且 650℃ 為止之溫度區域而獲得抑制。首先，之所以規定由(壓軋結束溫度-100℃)以上之溫度至 300℃ 以上且 650℃ 為止之溫度區域的冷卻速度的理由在於，上述溫度區域相當於碳化物之析出溫度區域所致。尚且，若過度進行冷卻則鋼板發生歪曲，使生產性降低。尤其在板厚 10mm 以下之鋼材時較佳係進行氣冷。因此，冷卻開始時間之上限較佳設為 900℃。

【0053】上述溫度區域中之平均冷卻速度未滿 1.0℃/s 時，由於有促進析出物生成之虞，故平均冷卻速度較佳設為 1.0℃/s 以上。另一方面，由防止因過度冷卻所造成之鋼板歪曲的觀點而言，較佳係將平均冷卻速度之上限設為 15.0℃/s 以下。尤其若為板厚為 10mm 以下之鋼材時，較佳為 5.0℃/s 以下、更佳 3.0℃/s 以下。

【0054】經由以上步驟所製造之熱軋鋼板，由於於熱軋時 Mn 濃化部之 Mn 濃度變低，故不需要其後之熱處理。

[實施例]

【0055】以下藉由實施例更詳細說明本發明。又，本發明並不限定於以下之實施例。

利用轉爐-澆斗精煉-連續鑄造法製作成為表 1 所示成分組成之

鋼板材。接著，將所得鋼板材藉由依照表 2 所示條件之熱軋作成為 6~30mm 厚之鋼板。針對所得鋼板，依下述要領實施拉伸特性、韌性及組織評價。

【0056】

(1)拉伸試驗特性

自所得各鋼板採取 JIS5 號拉伸試驗片，根據 JIS Z 2241(1998 年)之規定實施拉伸試驗，調查拉伸試驗特性。本發明中，將降伏強度 400 MPa 以上及拉伸強度 800 MPa 以上判定為拉伸特性優異。進而，將伸度 40%以上判定為延展性優越。

【0057】

(2)低溫韌性

於距板厚超過 20 mm 之各鋼板之表面之板厚 1/4 位置、或距板厚 10 mm 以上且 20mm 以下之各鋼板之表面之板厚 1/2 位置，自與軋縮方向平行的方向，根據 JIS Z 2202(1998 年)之規定採取夏比 V 型缺口試驗片，根據 JIS Z 2242(1998 年)之規定，對各鋼板實施 3 次之夏比衝擊試驗，求得-196℃下之吸收能量，而評價母材韌性。尚且，對於板厚未滿 10mm 之鋼板，係依照上述 JIS 規格，採取 5mm 小尺寸之夏比 V 型缺口試驗片，實施 3 次之夏比衝擊試驗，求得-196℃下之吸收能量。進而使其值成為 1.5 倍，評價母材韌性。本發明中，將 3 次之吸收能量(vE_{-196})的平均值為 100 J 以上設為母材韌性優越。其理由在於未滿 100J 時有包含脆性破裂之虞所致。

【0058】

(3)評價組織

KAM 值

使用日本電子製掃描型電子顯微鏡(SEM)JSM-7001F，對熱軋後之鋼板，於壓軋方向剖面之研磨面中，分別於板厚 1/4 位置及板厚 1/2 位置，涵括任意 2 視野進行 $500\mu\text{m}\times 200\mu\text{m}$ 之視野的 EBSD(Electron Backscatter Diffraction，背向散射電子繞射)分析(測定點距： $0.3\mu\text{m}$)，由其結果求得晶粒內之各畫素及鄰接之畫素間的方位差($^{\circ}$)的平均值，並以所求得值之測定總區域之平均值作為平均 KAM 值。

【0059】

Mn 濃化部之 Mn 濃度

進而於上述 KAM 值之 EBSD 測定位置，進行 EPMA(Electron Probe Micro Analyzer，電子探針分析儀)分析，藉此求得 Mn 濃度，以 Mn 濃度最高處作為濃化部。

【0060】

沃斯田鐵面積率

於上述 EBSD 測定位置，進行 EBSD 分析(測定點距： $0.3\mu\text{m}$)，由所得相位圖(Phase map)測定沃斯田鐵面積率。

【0061】

脆性破裂率

於 -196°C 進行了夏比衝擊試驗後，進行 SEM 觀察(500 倍，10 視野)，測定脆性破裂率。

【0062】

表面粗度 Ra

進而對於熱軋後之鋼板，使用畢氏硬度(HV)400 以上且 ASTM E11 篩 No.12 以上之粒度的噴擊材進行了珠擊處理後，對該鋼板表

面根據 JIS B 0633 決定基準長度、評價長度而測定表面粗度 Ra。

於此，將表面粗度 Ra 為 200 μ m 以下設為表面性狀優越。

將以上所得結果示於表 3。

【0063】 [表 1]

鋼 No.	成分組成 (質量%)																備註		
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	O	N	Nb	Ti	Cu	V	Mo	W	Ca	Mg	REM	
1	0.230	0.66	32.2	0.020	0.0064	0.029	3.42	0.0040	0.0141	0.002	0.002	0.35	—	—	—	—	—	—	發明例
2	0.423	0.45	33.3	0.022	0.0035	0.048	0.74	0.0035	0.0095	0.002	0.002	0.24	—	—	—	—	—	—	發明例
3	0.531	0.12	24.3	0.018	0.0043	0.035	5.00	0.0027	0.0268	0.002	0.001	0.50	0.10	—	—	—	—	—	發明例
4	0.334	0.55	33.5	0.026	0.0042	0.051	0.63	0.0033	0.0319	0.001	0.003	0.28	—	0.51	—	—	—	—	發明例
5	0.456	0.30	31.5	0.025	0.0036	0.056	3.85	0.0016	0.0088	0.002	0.002	0.41	—	—	0.07	—	—	—	發明例
6	0.185	0.96	35.0	0.014	0.0016	0.040	0.50	0.0023	0.0152	0.001	0.001	—	—	—	—	0.0021	—	—	發明例
7	0.610	0.08	23.6	0.016	0.0024	0.047	3.56	0.0034	0.0156	0.003	0.003	0.13	—	—	—	—	0.0050	—	發明例
8	0.411	0.35	28.9	0.026	0.0036	0.029	2.71	0.0041	0.0427	0.002	0.002	0.27	—	—	—	—	—	0.0031	發明例
9	0.513	0.31	32.4	0.019	0.0062	0.043	1.20	0.0025	0.0140	0.003	0.003	0.42	—	—	—	—	—	—	發明例
10	0.612	0.45	20.0	0.024	0.0045	0.039	4.56	0.0021	0.0102	0.002	0.001	0.05	—	—	—	—	—	—	發明例
11	0.704	0.85	34.1	0.023	0.0019	0.041	2.39	0.0022	0.0125	0.002	0.002	0.37	—	—	—	—	—	—	比較例
12	0.165	0.04	21.6	0.020	0.0038	0.047	3.77	0.0027	0.0310	0.002	0.002	0.24	—	—	—	—	—	—	比較例
13	0.184	0.45	35.4	0.024	0.0041	0.050	1.02	0.0044	0.0412	0.001	0.002	0.45	—	—	—	—	—	—	比較例
14	0.346	0.60	27.0	0.033	0.0065	0.053	0.89	0.0040	0.0238	0.003	0.002	0.08	—	—	—	—	—	—	比較例
15	0.378	0.36	22.6	0.018	0.0073	0.036	4.74	0.0025	0.0089	0.001	0.002	0.31	—	—	—	—	—	—	比較例
16	0.353	0.35	33.1	0.014	0.0055	0.049	3.55	0.0029	0.0184	0.001	0.002	0.58	—	—	—	—	—	—	比較例
17	0.634	0.62	20.7	0.025	0.0036	0.072	3.50	0.0037	0.0275	0.001	0.003	0.18	—	—	—	—	—	—	比較例
18	0.175	0.71	32.3	0.016	0.0035	0.042	5.08	0.0028	0.0189	0.002	0.002	0.29	—	—	—	—	—	—	比較例
19	0.610	0.48	30.1	0.022	0.0060	0.026	1.16	0.0052	0.0198	0.002	0.002	0.36	—	—	—	—	—	—	比較例
20	0.554	0.75	24.9	0.020	0.0021	0.043	0.97	0.0030	0.0541	0.002	0.004	0.27	—	—	—	—	—	—	比較例
21	0.096	0.31	21.5	0.022	0.0035	0.046	2.31	0.0019	0.0087	0.002	0.002	0.15	—	—	—	—	—	—	比較例
22	0.574	1.04	34.7	0.029	0.0037	0.030	4.63	0.0035	0.0157	0.002	0.003	0.41	—	—	—	—	—	—	比較例
23	0.733	0.64	21.8	0.019	0.0040	0.028	0.46	0.0033	0.0221	0.003	0.001	0.20	—	—	—	—	—	—	比較例
24	0.650	0.25	22.8	0.025	0.0062	0.047	3.42	0.0018	0.0413	0.006	0.002	0.16	—	—	—	—	—	—	比較例
25	0.106	0.47	23.4	0.013	0.0018	0.036	2.13	0.0015	0.0079	0.002	0.006	0.38	—	—	—	—	—	—	比較例
26	0.434	0.49	19.5	0.022	0.0045	0.047	0.64	0.0035	0.0416	0.002	0.002	0.26	—	—	—	—	—	—	比較例
27	0.190	0.93	20.2	0.025	0.0061	0.036	0.55	0.0040	0.0049	0.001	0.001	—	—	—	—	—	—	—	比較例
28	0.450	0.23	24.1	0.016	0.0037	0.038	4.94	0.0028	0.0142	0.001	0.001	—	—	—	—	—	—	—	發明例
29	0.351	0.52	34.6	0.019	0.0040	0.041	3.50	0.0018	0.0201	0.002	0.001	—	—	—	—	—	—	—	發明例
30	0.503	0.46	27.5	0.020	0.0053	0.052	2.51	0.0030	0.0184	0.001	0.002	—	—	—	—	—	—	—	發明例
31	0.701	0.35	22.2	0.021	0.0038	0.043	4.86	0.0035	0.0427	0.002	0.002	—	—	—	—	—	—	—	比較例
32	0.114	1.01	20.3	0.025	0.0045	0.029	1.13	0.0043	0.0132	0.002	0.001	—	—	—	—	—	—	—	比較例
33	0.137	0.64	19.8	0.023	0.0029	0.035	0.55	0.0027	0.0238	0.001	0.002	—	—	—	—	—	—	—	比較例
34	0.669	0.78	31.8	0.024	0.0062	0.049	0.47	0.0039	0.0450	0.001	0.002	—	—	—	—	—	—	—	比較例
35	0.205	0.88	20.5	0.028	0.0065	0.068	4.87	0.0047	0.0504	0.001	0.001	—	—	—	—	—	—	—	比較例

【0064】 [表 2]

樣本 No.	鋼 No.	板厚 (mm)	第一次壓軋條件			第二次壓軋條件			冷卻條件		去鏽 次數	備註
			板材加 熱溫度 (°C)	壓軋結 束溫度 (°C)	總軋 縮率 (%)	再加熱 溫度 (°C)	壓軋結 束溫度 (°C)	總軋 縮率 (%)	冷卻開 始溫度 (°C)	冷卻開始至 650°C 為止的 冷卻速度 (°C/s)		
1	1	20	1100	890	31	1100	773	69	737	7.0	1	發明例
2	2	20	1100	903	35	1100	764	67	718	9.0	2	發明例
3	3	25	1150	934	40	1150	805	58	763	10.0	1	發明例
4	4	25	1150	882	42	1150	794	57	738	9.0	1	發明例
5	5	30	1200	951	39	1200	855	53	827	11.0	3	發明例
6	6	30	1200	947	43	1200	834	50	815	10.0	1	發明例
7	7	15	1170	912	55	1170	803	70	750	13.0	2	發明例
8	8	15	1170	919	51	1170	784	73	721	10.0	3	發明例
9	9	6	1250	1020	53	1250	921	95	921	2.0	2	發明例
10	10	10	1250	1012	43	1250	746	84	697	8.0	1	發明例
11	1	30	1300	1104	20	—	806	57	775	15.0	2	發明例
12	2	30	1300	805	60	—	—	—	759	14.0	2	發明例
13	11	13	1160	870	47	1160	780	80	741	7.0	3	比較例
14	12	13	1160	883	44	1160	800	82	746	11.0	2	比較例
15	13	17	1210	962	39	1210	851	69	813	10.0	1	比較例
16	14	17	1210	951	35	1210	832	71	795	12.0	3	比較例
17	15	23	1130	939	23	1130	736	65	671	5.0	1	比較例
18	16	15	1200	977	36	1200	864	77	830	15.0	1	比較例
19	17	23	1130	907	38	1130	745	63	683	3.0	2	比較例
20	18	25	1170	903	48	1170	790	56	761	7.0	1	比較例
21	19	27	1150	920	26	1150	796	59	752	6.0	1	比較例
22	20	27	1150	932	23	1150	787	60	737	11.0	3	比較例
23	21	20	1200	948	40	1200	833	65	786	5.0	3	比較例
24	22	20	1200	934	36	1200	840	66	802	13.0	1	比較例
25	23	25	1170	908	46	1170	776	57	734	8.0	1	比較例
26	24	10	1270	1035	26	1270	738	87	655	4.0	2	比較例
27	25	10	1270	1046	24	1270	742	90	665	10.0	2	比較例
28	1	30	1100	841	30	1100	693	60	657	7.0	1	比較例
29	2	15	1100	886	18	1100	741	55	714	14.0	1	比較例
30	3	30	1200	924	10	1200	776	51	685	0.5	2	比較例
31	4	30	1150	757	31	1150	751	55	674	7.0	1	比較例
32	5	25	1080	915	21	1150	786	57	677	3.0	3	比較例
33	6	25	1090	830	25	1150	832	63	795	5.0	1	比較例
34	7	30	1250	1036	21	1050	735	53	662	12.0	2	比較例
35	8	20	1250	995	38	1300	957	66	928	6.0	2	比較例
36	9	30	1300	706	78	—	—	—	655	15.0	2	比較例
37	1	30	1200	951	18	1200	844	51	801	12.0	0	比較例
38	2	15	1080	931	22	1200	836	45	783	10.0	1	比較例
39	26	30	1100	850	33	1100	741	51	713	5.0	2	比較例
40	27	17	1100	903	25	1100	750	83	709	10.0	2	比較例
41	7	15	1120	938	41	1120	763	70	660	7.0	1	比較例
42	10	13	1140	956	37	1140	781	77	725	0.5	1	比較例
43	28	30	1150	954	39	1150	840	56	803	7.0	1	發明例
44	29	25	1200	931	41	1200	828	60	781	9.0	2	發明例
45	30	20	1250	915	45	1250	885	63	839	11.0	3	發明例
46	31	15	1200	906	37	1200	794	72	737	12.0	1	比較例
47	32	6	1100	870	54	1100	780	92	780	1.0	2	比較例
48	33	15	1170	902	25	1170	801	77	742	8.0	3	比較例
49	34	12	1100	894	49	1100	773	81	697	10.0	2	比較例
50	35	6	1120	887	51	1120	764	90	764	1.0	1	比較例

※總軋縮率＝第1次、第2次各別之熱軋進入側與出側之板厚的軋縮比率

【0065】 [表 3]

樣本 No.	鋼 No.	組織				機械特性					備註
		沃斯田鐵 相面積率 (%)	平均 KAM 值	Mn 濃化部 之 Mn 濃度 (質量%)	表面 粗度 Ra (μm)	降伏 強度 (MPa)	拉伸 強度 (MPa)	總伸度 (%)	-196℃下之 吸收能量 (vE _{-196℃}) (J)	脆性破 裂率 (%)	
1	1	100	1.1	35.4	117	430	838	65	127	0	發明例
2	2	100	1.1	36.1	69	461	813	62	119	0	發明例
3	3	100	0.9	28.6	160	443	878	61	120	0	發明例
4	4	100	1.0	36.1	61	428	806	62	112	0	發明例
5	5	100	0.7	34.7	99	425	828	63	136	0	發明例
6	6	100	0.8	38.0	200	435	767	59	105	0	發明例
7	7	100	0.9	27.1	109	463	934	56	109	0	發明例
8	8	100	1.0	31.2	101	422	841	63	116	0	發明例
9	9	100	0.3	35.5	151	453	836	64	117*	0	發明例
10	10	100	1.3	25.6	146	429	976	56	103	0	發明例
11	1	100	0.9	35.8	112	421	846	67	125	0	發明例
12	2	100	0.7	36.3	156	444	797	63	125	0	發明例
13	<u>11</u>	100	1.1	36.9	123	506	807	54	90	11	比較例
14	<u>12</u>	100	0.9	24.5	121	374	802	68	109	0	比較例
15	<u>13</u>	100	0.7	38.2	205	407	774	56	63	32	比較例
16	<u>14</u>	100	0.8	29.8	70	435	884	53	86	14	比較例
17	<u>15</u>	100	1.4	25.4	143	423	880	53	89	13	比較例
18	<u>16</u>	100	0.7	37.1	212	450	868	60	114	0	比較例
19	<u>17</u>	100	1.3	24.0	98	474	950	51	90	12	比較例
20	<u>18</u>	100	1.0	35.7	208	405	802	48	105	0	比較例
21	<u>19</u>	100	1.0	32.5	99	455	839	50	83	13	比較例
22	<u>20</u>	100	1.1	28.3	64	525	767	44	74	15	比較例
23	<u>21</u>	95	0.7	25.1	45	366	783	66	113	0	比較例
24	<u>22</u>	100	0.6	37.3	190	518	794	47	87	13	比較例
25	<u>23</u>	100	1.1	25.1	81	436	813	52	91	11	比較例
26	<u>24</u>	100	1.5	26.4	113	458	752	54	96	11	比較例
27	<u>25</u>	100	1.4	27.8	106	418	764	52	90	11	比較例
28	1	100	1.6	36.1	163	483	808	49	87	13	比較例
29	2	100	1.5	38.4	207	475	776	51	60	35	比較例
30	3	100	1.5	38.1	181	434	800	42	86	13	比較例
31	4	100	1.5	38.7	210	440	741	43	55	40	比較例
32	5	100	1.0	38.3	150	465	772	45	73	17	比較例
33	6	100	0.7	39.2	209	451	753	48	53	49	比較例
34	7	100	1.5	27.4	121	480	905	52	93	11	比較例
35	8	100	0.2	31.4	106	376	793	65	121	0	比較例
36	9	100	1.7	36.3	103	558	795	43	80	14	比較例
37	1	100	0.8	38.5	224	424	981	58	76	15	比較例
38	2	100	0.5	38.4	207	456	819	55	79	14	比較例
39	<u>26</u>	90	0.8	22.3	65	422	936	63	78	15	比較例
40	<u>27</u>	95	1.3	23.0	108	404	946	57	95	11	比較例
41	7	100	1.1	26.8	150	471	928	55	89	12	比較例
42	10	100	1.2	25.3	73	435	970	55	85	13	比較例
43	28	100	0.7	27.5	178	444	870	65	125	0	發明例
44	29	100	0.9	37.7	136	458	833	61	135	0	發明例
45	30	100	0.5	30.5	111	432	856	63	116	0	發明例
46	<u>31</u>	100	1.3	25.3	175	510	931	52	88	13	比較例
47	<u>32</u>	100	1.5	23.9	101	483	906	54	95*	11	比較例
48	<u>33</u>	90	1.3	23.1	75	451	854	57	81	14	比較例
49	<u>34</u>	100	1.4	35.4	87	505	891	55	92	12	比較例
50	<u>35</u>	100	1.5	24.0	180	478	879	56	98*	11	比較例

*使由 5mm 小尺寸試驗片所得之吸收能量成為 1.5 倍之值

【0066】本發明之高 Mn 鋼係確認到滿足上述目標性能(母材之降伏強度為 400MPa 以上，低溫韌性係吸收能量(vE₋₁₉₆)之平均值為 100J 以上，脆性破裂率未滿 10%，表面粗度 Ra 為 200μm 以下)。另一方面，脫離本發明範圍之比較例係降伏強度、低溫韌性、表面粗度之任一個以上無法滿足上述目標性能。

【符號說明】

【0067】

無

申請專利範圍

1. 一種高 Mn 鋼，係具有，依質量%計含有

C：0.100%以上且 0.700%以下、

Si：0.05%以上且 1.00%以下、

Mn：20.0%以上且 35.0%以下、

P：0.030%以下、

S：0.0070%以下、

Al：0.010%以上且 0.070%以下、

Cr：0.50%以上且 5.00%以下、

N：0.0050%以上且 0.0500%以下、

O：0.0050%以下、

Ti：0.005%以下及

Nb：0.005%以下、

剩餘部分為 Fe 及不可避免之雜質的成分組成，並具有以沃斯田鐵為基底相的微組織；該微組織中之 Mn 濃化部之 Mn 濃度為 38.0% 以下且 KAM(Kernel Average Misorientation，核心平均方位差)值的平均為 0.3 以上，降伏強度為 400MPa 以上及-196℃下之夏比衝擊試驗之吸收能量 vE_{-196} 為 100J 以上且脆性破裂率未滿 10%。

2. 如請求項 1 之高 Mn 鋼，其中，上述成分組成係，進一步以質量%計含有選自下述之 1 種或 2 種以上；

Cu：0.01%以上且 0.50%以下、

Mo：2.00%以下、

V：2.00%以下及

W：2.00%以下。

3. 如請求項 1 或 2 之高 Mn 鋼，其中，上述成分組成係，進一步以質量%計含有選自下述之 1 種或 2 種以上；

Ca：0.0005%以上且 0.0050%以下、

Mg：0.0005%以上且 0.0050%以下及

REM：0.0010%以上且 0.0200%以下。

4. 一種高 Mn 鋼之製造方法，係將具有請求項 1、2 或 3 記載之成分組成的鋼素材加熱至 1100℃ 以上且 1300℃ 以下之溫度區域後，依壓軋結束溫度為 800℃ 以上且總軋縮率為 20%以上進行熱軋，並於該熱軋中進行去鏽處理。

5. 一種高 Mn 鋼之製造方法，係將具有請求項 1、2 或 3 記載之成分組成的鋼素材加熱至 1100℃ 以上且 1300℃ 以下之溫度區域後，依壓軋結束溫度為 1100℃ 以上且總軋縮率為 20%以上進行第一次熱軋後，依壓軋結束溫度為 700℃ 以上且未滿 950℃ 進行第二次熱軋，並於該第二次熱軋中進行去鏽處理。

6. 一種高 Mn 鋼之製造方法，係將具有請求項 1、2 或 3 記載之成分組成的鋼素材加熱至 1100℃ 以上且 1300℃ 以下之溫度區域後，依壓軋結束溫度為 800℃ 以上且未滿 1100℃、且總軋縮率為 20%以上進行第一次熱軋後，進行 1100℃ 以上且 1300℃ 以下之再加熱，依壓軋結束溫度為 700℃ 以上且未滿 950℃ 進行第二次熱軋，並於該第二次熱軋中進行去鏽處理。

7. 如請求項 5 或 6 之高 Mn 鋼之製造方法，其中，於上述第一次熱軋中進行去鏽處理。

8. 如請求項 4 至 6 中任一項之高 Mn 鋼之製造方法，其中，於最終之熱軋後，進行由(壓軋結束溫度-100℃)以上之溫度至 300℃ 以上

且 650°C 以下之溫度區域為止的平均冷卻速度為 1.0°C /s 以上的冷卻處理。

9. 如請求項 7 之高 Mn 鋼之製造方法，其中，於最終之熱軋後，進行由(壓軋結束溫度-100°C)以上之溫度至 300°C 以上且 650°C 以下之溫度區域為止的平均冷卻速度為 1.0°C /s 以上的冷卻處理。

圖式

圖 1

