



(19)中華民國智慧財產局

(12)發明說明書公開本

(11)公開編號：TW 201005105 A1

(43)公開日：中華民國 99 (2010) 年 02 月 01 日

(21)申請案號：098117427

(22)申請日：中華民國 98 (2009) 年 05 月 26 日

(51)Int. Cl.：

C22C38/00 (2006.01)

C22C38/42 (2006.01)

C22C38/44 (2006.01)

C22C38/50 (2006.01)

C22C38/58 (2006.01)

C21D8/02 (2006.01)

(30)優先權：2008/05/26

日本

2008-137195

2009/03/26

日本

2009-077146

(71)申請人：新日本製鐵股份有限公司 (日本) NIPPON STEEL CORPORATION (JP)

日本

(72)發明人：橫井龍雄 YOKOI, TATSUO (JP)；阿部博 ABE, HIROSHI (JP)；吉田治 YOSHIDA, OSAMU (JP)

(74)代理人：惲軼群；陳文郎

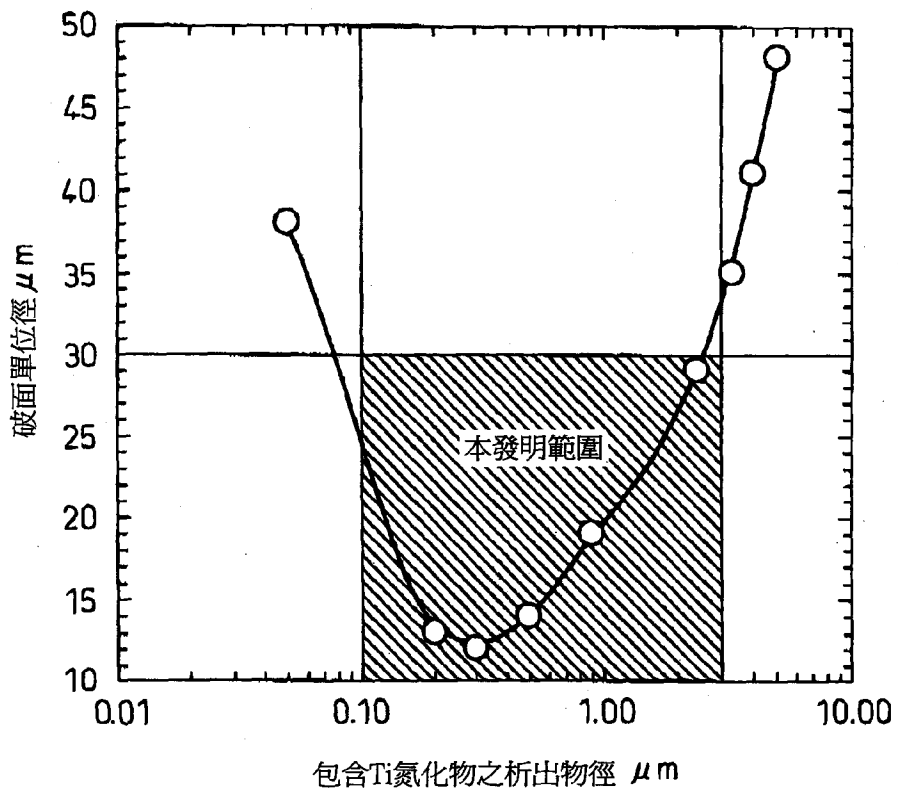
申請實體審查：有 申請專利範圍項數：6 項 圖式數：1 共 48 頁

(54)名稱

低溫韌性與延性破壞停止性能優異之管線用高強度熱軋鋼板及其製造方法

(57)摘要

本發明之目的係提供一種即使於要求嚴格的耐破壞特性之地域中亦能耐其使用，且即使較厚的板厚，亦能兼備 API5L-X80 規格以上之高強度且低溫韌性與延性破壞停止性能之管線用之熱軋鋼板(hot coil)、及可低價且穩定地製造該鋼板之方法。為此，前述鋼板之特徵在於：作為鋼材成分，以特定範圍含有 C、Si、Mn、Al、N、Nb、Ti、Ca、V、Mo、Cr、Cu、Ni，剩餘部分由 Fe 及不可避免的雜質構成；且其微組織係連續冷卻變態組織，於該連續冷卻變態組織中含有平均直徑 1~3nm、且以平均密度 $3\sim 30\times 10^{22}$ 個/ m^3 分散之包含 Nb 之析出物，且含有分率 50%以上之粒狀變韌肥粒鐵及/或準多邊形肥粒鐵，進而含有包含 Ti 氮化物之析出物，其平均圓相當直徑係 0.1~3 μm ，且以其個數含有 50%以上之包含 Ca、Ti 與 Al 之複合氧化物。





(19)中華民國智慧財產局

(12)發明說明書公開本

(11)公開編號：TW 201005105 A1

(43)公開日：中華民國 99 (2010) 年 02 月 01 日

(21)申請案號：098117427

(22)申請日：中華民國 98 (2009) 年 05 月 26 日

(51)Int. Cl.：

C22C38/00 (2006.01)

C22C38/42 (2006.01)

C22C38/44 (2006.01)

C22C38/50 (2006.01)

C22C38/58 (2006.01)

C21D8/02 (2006.01)

(30)優先權：2008/05/26

日本

2008-137195

2009/03/26

日本

2009-077146

(71)申請人：新日本製鐵股份有限公司 (日本) NIPPON STEEL CORPORATION (JP)

日本

(72)發明人：橫井龍雄 YOKOI, TATSUO (JP)；阿部博 ABE, HIROSHI (JP)；吉田治 YOSHIDA, OSAMU (JP)

(74)代理人：惲軼群；陳文郎

申請實體審查：有 申請專利範圍項數：6 項 圖式數：1 共 48 頁

(54)名稱

低溫韌性與延性破壞停止性能優異之管線用高強度熱軋鋼板及其製造方法

(57)摘要

本發明之目的係提供一種即使於要求嚴格的耐破壞特性之地域中亦能耐其使用，且即使較厚的板厚，亦能兼備 API5L-X80 規格以上之高強度且低溫韌性與延性破壞停止性能之管線用之熱軋鋼板(hot coil)、及可低價且穩定地製造該鋼板之方法。為此，前述鋼板之特徵在於：作為鋼材成分，以特定範圍含有 C、Si、Mn、Al、N、Nb、Ti、Ca、V、Mo、Cr、Cu、Ni，剩餘部分由 Fe 及不可避免的雜質構成；且其微組織係連續冷卻變態組織，於該連續冷卻變態組織中含有平均直徑 1~3nm、且以平均密度 $3\sim 30\times 10^{22}$ 個/ m^3 分散之包含 Nb 之析出物，且含有分率 50%以上之粒狀變韌肥粒鐵及/或準多邊形肥粒鐵，進而含有包含 Ti 氮化物之析出物，其平均圓相當直徑係 0.1~3 μm ，且以其個數含有 50%以上之包含 Ca、Ti 與 Al 之複合氧化物。

六、發明說明：

【發明所屬之技術領域】

發明領域

本發明係關於低溫韌性與延性破壞停止性能優異之管線用高強度熱軋鋼板及其製造方法。

【先前技術】

發明背景

近年來，原油、天然氣等能源資源之開發域正朝北海、西伯利亞、北美、庫頁島島等寒冷地、或北海、墨西哥灣、黑海、地中海、印度洋等之深海，該等自然環境嚴酷的地域進展。又，由重視地球環境之觀點，天然氣開發增加之同時，由管路系統之經濟性之觀點，亦要求鋼材重量之減低或作業壓力之高壓化。對應此等環境條件之變化，對管線所要求之特性係越發高度化且多樣化，大體分為要求：(a)厚壁/高強度化、(b)高韌性化、(c)伴隨現場熔接性之提升之低碳當量(Ceq)化、(d)耐蝕性之嚴格化及(e)於凍土、地震及斷層地帶之高變形性能。又，此等特性依照使用環境的不同，普遍進行複合要求。

進而，隨著最近原油及天然氣的需求增大，至今由於無經濟性而待開發之遙遠地及自然環境嚴酷的地域開始欲正式開發。特別是用於長距離輸送原油及天然氣體之管路的管線，除了要求用以提升輸送效率之厚壁及高強度化外，亦強烈要求能耐寒冷地之使用之高韌性化，此等要求特性之兼備成為技術性課題。

於寒冷地帶之管線有發生破壞事故之虞。因管線之內壓所產生之破壞樣式，大致分為脆性破壞與延性破壞，前者之脆性破壞之傳播停止係藉由DWTT(Drop Weight Tear Test)試驗(由藉由衝擊試驗機破斷試驗片時之延性破裂率與衝擊吸收能量，評價低溫域下之鋼之韌性)，後者之延性破壞之傳播停止係可藉由夏比衝擊試驗之衝擊吸收能量進行評價。特別是天然氣管路用鋼管，由於內壓高、龜裂之傳播速度比破裂後之減壓波之速度快，故不僅低溫韌性(耐脆性破壞性)，由防止延性破壞之觀點，要求高衝擊吸收能量之研究計畫亦增加，脆性破壞與延性破壞之停止特性之兼備成為課題。

另一方面，管線用鋼管係依照其製程的不同，可分類為無接縫鋼管、UOE鋼管、電阻焊鋼管(electric resistance welded steel pipe)及螺旋鋼管，可依照其用途、尺寸等進行選擇。除無接縫鋼管外，其餘皆將板狀之鋼板或鋼帶形成管狀後，藉由熔接進行接縫，而製品化成為鋼管。進而，此等熔接鋼管可以作為素材之鋼板之種類進行分類。使用板厚較薄之熱軋鋼板(hot coil)者係電縫鋼管及螺旋鋼管，使用板厚較厚之厚板材(plate)者係UOE鋼管。使用後者之UOE鋼管者一般用於高強度、大徑、厚壁之用途。然而，由成本、交期之面來看，以前者之熱軋鋼板為素材之電縫鋼管及螺旋鋼管較為有利，其高強度化、大徑化、厚壁化之要求增加。

UOE鋼管中，有人揭示相當於X120規格之高強度鋼管

之製造技術(參照非專利文獻1)。

上述技術係以厚板(plate)作為素材為前提，為兼備其高強度與厚壁化，使用厚板製造步驟之特徵之分段水冷停止型直接淬火法(IDQ：Interrupted Direct Quench)，以高冷卻速度、低冷卻停止溫度而達成者，特別是為擔保強度而活用淬火強化(組織強化)為其特徵。

然而，IDQ技術係無法適用於電縫鋼管及螺旋鋼管之素材之熱軋鋼板。熱軋鋼板在其製造過程中具有捲取步驟，因捲取裝置(coiler)之設備能力之限制，於低溫捲取厚壁材有其困難，故淬火強化所必要之低溫冷卻停止為不可能。因此，難以擔保淬火強化之強度。

另一方面，專利文獻1中揭示如下技術：作為使高強度、厚壁化與低溫韌性兼備之熱軋鋼板之技術，藉由於精煉時添加Ca、Si使夾雜物球狀化，進而添加Nb、Ti、Mo、Ni之強化元素與具有結晶粒微細化效果之V，將低溫軋延與低溫捲取組合之技術。然而，此技術由於精軋溫度係790~830℃之較低溫，故因發生分離而使吸收能量降低、或藉由低溫軋延而使軋延荷重變高，於作業穩定性上存有課題。

專利文獻2中揭示如下技術：作為考量現場熔接性、強度、低溫韌性皆優異之熱軋鋼板之技術，係限定PCM值，抑制熔接部之硬度上升，且使微組織成為變韌肥粒鐵單相，進而限定Nb之析出比例之技術。

然而，此技術亦為獲得微細的組織而實質上需要低溫軋延，由於因發生分離而使吸收能量降低、或藉由低溫軋

延而使軋延荷重變高，故於作業穩定性上存有課題。

專利文獻3中揭示如下技術：使微組織之肥粒鐵面積率成為1~5%或超過5%~60%，以軋延方向為軸自軋延面旋轉45°之剖面之(100)之集積度為3以下，藉此獲得高速延性破壞特性優異之超高強度鋼板。

然而，此技術係以厚板(plate)為素材之UOE鋼管作為前提，並非以熱軋鋼板為對象之技術。

先前技術文獻

專利文獻

專利文獻1：日本專利特表2005-503483號公報

專利文獻2：日本專利特開2004-315957號公報

專利文獻3：日本專利特開2005-146407號公報

非專利文獻

非專利文獻1：新日鐵技報No.380 2004 70頁

【發明內容】

發明概要

發明欲解決之課題

本發明之目的係提供一種即使於要求嚴格的耐破壞特性之地域中亦能耐其使用，且即使例如超過半英寸(12.7mm)之較厚的板厚，亦能兼備API5L-X80規格以上之高強度且低溫韌性與延性破壞停止性能之管線用之熱軋鋼板(hot coil)、及可低價且穩定地製造該鋼板之方法。

用以欲解決課題之手段

本發明係為解決上述課題而完成者，其要旨如下。

(1)一種低溫韌性與延性破壞停止性能優異之管線用高強度熱軋鋼板，係以質量%計，含有：

$$C = 0.02 \sim 0.06\%,$$

$$Si = 0.05 \sim 0.5\%,$$

$$Mn = 1 \sim 2\%,$$

$$P \leq 0.03\%,$$

$$S \leq 0.005\%,$$

$$O = 0.0005 \sim 0.003\%,$$

$$Al = 0.005 \sim 0.03\%,$$

$$N = 0.0015 \sim 0.006\%,$$

$$Nb = 0.05 \sim 0.12\%,$$

$$Ti = 0.005 \sim 0.02\%,$$

$$Ca = 0.0005 \sim 0.003\%, \text{ 且}$$

$$N-14/48 \times Ti \geq 0\%,$$

$$Nb-93/14 \times (N-14/48 \times Ti) > 0.05\%$$

進而含有：

$$V \leq 0.3\% (\text{不包含 } 0\%),$$

$$Mo \leq 0.3\% (\text{不包含 } 0\%),$$

$$Cr \leq 0.3\% (\text{不包含 } 0\%), \text{ 且}$$

$$0.2\% \leq V + Mo + Cr \leq 0.65\%,$$

又，含有：

$$Cu \leq 0.3\% (\text{不包含 } 0\%),$$

$$Ni \leq 0.3\% (\text{不包含 } 0\%), \text{ 且}$$

$$0.1\% \leq Cu + Ni \leq 0.5\%,$$

並且，剩餘部分係由Fe及不可避免的雜質所構成之鋼板；其特徵在於，其微組織係連續冷卻變態組織，於該連續冷卻變態組織中含有平均直徑 $1\sim 3\text{nm}$ 且以平均密度 $3\sim 30\times 10^{22}\text{個}/\text{m}^3$ 分散之包含Nb之析出物，含有分率50%以上之粒狀變韌肥粒鐵(Granular bainitic ferrite) α_B 及/或準多邊形肥粒鐵(Quasi-Polygonal ferrite) α_q ；

進而，含有包含Ti氮化物之析出物；

該包含Ti氮化物之析出物係平均圓相當直徑 $0.1\sim 3\mu\text{m}$ ，且其個數中含有50%以上之包含Ca、Ti與Al之複合氧化物。

(2)如(1)之低溫韌性與延性破壞停止性能優異之管線用高強度熱軋鋼板，其中進而以質量%計，含有：

$$B=0.0002\sim 0.003\%。$$

(3)如(1)或(2)中任1項之低溫韌性與延性破壞停止性能優異之管線用高強度熱軋鋼板，其中進而以質量%計，含有：

$$\text{REM}=0.0005\sim 0.02\%。$$

(4)一種低溫韌性與延性破壞停止性能優異之管線用高強度熱軋鋼板之製造方法，其特徵在於：調整用以獲得具有申請專利範圍第1~3項中任1項之成分之熱軋鋼板的熔鋼時，於調整成Si濃度為 $0.05\sim 0.2\%$ 、溶氧濃度為 $0.002\sim 0.008\%$ 之熔鋼中，以最終含量為 $0.005\sim 0.3\%$ 之範圍添加Ti進行脫氧後，於5分鐘以內添加最終含量為 $0.005\sim 0.02\%$ 之Al，進而添加最終含量為 $0.0005\sim 0.003\%$ 之Ca，之後，添加不足之合金成分元素，將使之凝固後所成之扁鋼胚(slab)冷卻後，將該扁鋼胚加熱至由式(1)所算出之 $\text{SRT}(\text{℃})$ 以上、 1260℃ 以下

之溫度範圍，進而於該溫度範圍保持20分鐘以上，接著藉由熱軋於830℃~870℃之溫度範圍完成將未再結晶溫度範圍之合計軋縮率設為65%~85%之軋延後，以2℃/sec以上、50℃/sec以下之冷卻速度冷卻直至650℃之溫度範圍，並於500℃以上、650℃以下進行捲取；

$$SRT(^{\circ}C) = 6670 / (2.26 - \log([\%Nb] \times [\%C])) - 273 \dots (1)$$

於此，[%Nb] 及 [%C] 係分別表示鋼材中之Nb及C之含量(質量%)。

(5)如(4)之低溫韌性與延性破壞停止性能優異之管線用高強度熱軋鋼板之製造方法，其係於前述未再結晶溫度範圍之軋延前進行冷卻。

(6)如(4)或(5)之低溫韌性與延性破壞停止性能優異之管線用高強度熱軋鋼板之製造方法，其中以連續鑄造製造前述扁鋼胚時，一面控制軋縮量，一面輕軋縮，使與扁鋼胚之最終凝固位置之凝固收縮相抵。

發明效果

藉由將本發明之熱軋鋼板用於電縫鋼管及螺旋鋼管用熱軋鋼板，即使於要求嚴格的耐破壞特性之寒冷地中，例如超過半英寸(12.7mm)之板厚，亦可製造API5L-X80規格以上之高強度的管線，藉由本發明之製造方法可低價且大量地獲得電縫鋼管及螺旋鋼管用熱軋鋼板。

圖式簡單說明

第1圖係顯示包含Ti氮化物之析出物徑與DWTT脆性破裂單位之關係圖。

【實施方式】

用以實施發明之形態

本發明者們首先調查熱軋鋼板(hot coil)之拉伸強度、韌性(特別是夏比吸收能量(vE_{-20}))之降低與DWTT之延性破裂率為85%之溫度($FATT_{85\%}$))與鋼板之微組織等之關係。調查係假想API5L-X80規格進行。

其結果，本發明者們發現：若就延性破壞停止性能之指標之夏比吸收能量(vE_{-20})與C添加量之關係進行整理，則即使幾乎同一強度，C添加量越增加，夏比吸收能量(vE_{-20})越顯示降低之傾向。

因此，詳細調查此等 vE_{-20} 與微組織之關係。其結果確認， vE_{-20} 與以波來鐵為代表之包含雪明碳鐵等粗大碳化物之微組織之分率存在高相關。即，確認若增加該微組織，則 vE_{-20} 有降低之傾向。又，該微組織係隨著C添加量之增加而顯示增加之傾向。相反地，伴隨包含雪明碳鐵等粗大碳化物之微組織之分率之減少，連續冷卻變態組織(Zw)之分率相對地增加。

所謂連續冷卻變態組織(Zw)，係如日本鐵鋼協會基礎研究會變韌鐵調查研究部會/編；與低碳鋼之變韌鐵組織與變態狀態有關之最近研究-變韌鐵調查研究部會最終報告書-(1994年 日本鋼鐵協會)所記載般，由藉由擴散機構生成之多邊形肥粒鐵或包含波來鐵之微組織、與無擴散藉由剪斷機構生成之麻田散鐵之位於中間階段之變態組織所定義之微組織。

即，連續冷卻變態組織(Zw)係作為光學顯微鏡觀察組織，如上述參考文獻125~127頁般，其微組織定義為主要由變韌肥粒鐵(Bainitic ferrite)(α°_B)、粒狀變韌肥粒鐵(Granular bainitic ferrite)(α_B)、準多邊形肥粒鐵(Quasi-Polygonal ferrite)(α_q)構成，進而包含少量之殘留沃斯田鐵(γ_r)、麻田散鐵-沃斯田鐵(Martensite-austenite)(MA)之微組織。所謂 α_q 係與多邊形肥粒鐵(PF)同樣，未能藉由蝕刻顯現內部構造，但形狀為針狀，與PF明確區別。於此，作為對象之結晶粒之周圍長度為 l_q ，其圓相當直徑為 d_q 時，其等之比(l_q/d_q)滿足 $l_q/d_q \geq 3.5$ 之粒係 α_q 。

所謂微組織之分率係以上述連續冷卻變態組織之微組織中之面積分率定義之。

該連續冷卻變態組織係於減少C添加量時為擔保強度而添加Mn、Nb、V、Mo、Cr、Cu、Ni等之強化元素，使淬火性提升而生成者。微組織為連續冷卻變態組織之情形，推定由於微組織中不包含雪明碳鐵等粗大碳化物，故延性破壞停止性能之指標之夏比吸收能量(vE_{20})提升。

另一方面，作為低溫韌性指標之DWTT試驗之延性破裂率成為85%之溫度(以下稱為FATT_{85%})，確認與C添加量無明確相關。又，即使微組織為連續冷卻變態組織，FATT_{85%}亦未必提升。因此，詳細觀察DWTT試驗後之破斷面後，結果FATT_{85%}為良好者，脆性破壞後之劈開破裂之破裂單位顯示較細之傾向。特別是，破裂單位以圓相當直徑為30 μ m以下時，FATT_{85%}顯示良好之傾向。

因此，發明者們就構成連續冷卻變態組織之微組織與低溫韌性指標之FATT_{85%}之關係進行詳細檢討。結果確認，若構成連續冷卻變態組織之組織之Granular bainitic ferrite(α_B)或Quasi-polygonal ferrite(α_q)之分率增加，分率達50%以上，則破裂單位以圓相當直徑為30 μ m以下，FATT_{85%}顯示良好之傾向。相反地，若Bainitic ferrite(α°_B)之分率增加，則破裂單位粗大化，確認FATT_{85%}有劣化之傾向。

一般而言，構成連續冷卻變態組織之組織之Bainitic ferrite(α°_B)係成為於以舊沃斯田鐵晶界分隔之晶界內，進而區分成結晶方位朝向同一方向之複數領域之狀態。此稱為束(packet)，與破裂單位具有直接關係之有效結晶粒徑與該束尺寸存有對應。即，變態前之沃斯田鐵粒粗大時，束尺寸亦變粗大，有效結晶粒徑粗大化，破裂單位粗大化，推定FATT_{85%}劣化。

Granular bainitic ferrite(α_B)係與即使擴散變態之中以較大單位剪斷生成之Bainitic ferrite(α°_B)相比，以較擴散的變態獲得之微組織。Quasi-polygonal ferrite(α_q)係以較其進一步擴散的變態獲得之微組織。由於並非於原本以沃斯田鐵晶界分隔之晶界內，區分成結晶方位朝向同一方向之複數領域之束，變態後之粒本身係多方位之Granular bainitic ferrite(α_B)或Quasi-polygonal ferrite(α_q)，故與破裂單位具有直接關係之有效結晶粒徑係與變態後之粒本身相對應。因此，破裂單位細粒化，推定FATT_{85%}提升。

發明者們係就構成連續冷卻變態組織之組織之

Granular bainitic ferrite(α_B)或Quasi-polygonal ferrit(α_q)之分率達50%以上之鋼成分及製造製程進行更詳細的檢討。

為使 Granular bainitic ferrite(α_B) 或 Quasi-polygonal ferrit(α_q)之分率增加，使成為此等微組織之變態核之沃斯田鐵晶界增加係為有效，故有必要將變態前之沃斯田鐵粒細粒化。一般而言，為將沃斯田鐵粒細粒化，提高控制軋延(TMCP)效果之Nb等之溶質拖曳或添加釘扎元素係為有效。然而，上述破裂單位與起因於破裂單位之FATT_{85%}之變化，即使相同之Nb含量亦被確認。因此，Nb等之溶質拖曳或釘扎元素之添加，係無法使變態前之沃斯田鐵粒充分細粒化。

更詳細地調查微組織後，結果確認DWTT試驗後之破裂單位與包含Ti氮化物之析出物直徑存在高相關。若包含Ti氮化物之析出物直徑之平均圓相當直徑為0.1~3 μ m，則DWTT試驗後之破裂單位細粒化，確認FATT_{85%}有明顯提升之傾向。

又，發現包含Ti氮化物之析出物直徑及分散密度，藉由熔製步驟之脫氧控制可進行控制。即，發現於將Si濃度與溶氧濃度調整至最佳之熔鋼中添加Ti使之脫氧後，添加Al，進而添加Ca之順序，於包含Ti氮化物之析出物之分散密度成為 $10^1 \sim 10^3$ 個/mm²之範圍，FATT_{85%}為良好。

進而，如此實施最佳控制之情形，已知包含Ti氮化物之析出物，以其個數5成以上含有包含Ca、Ti與Al之複合氧化物。然後，新發現：藉由成為包含Ti氮化物之析出物之

析出核之此等氧化物之最佳分散，因為包含Ti氮化物之析出物之析出尺寸、分散密度最佳化，變態前之沃斯田鐵粒徑藉由其釘扎效應被抑制晶粒成長，故仍保持細粒，自該細粒之沃斯田鐵變態後之Granular bainitic ferrite(α_B)或Quasi-polygonal ferrite(α_q)之分率成為50%以上時，作為低溫韌性指標之FATT_{85%}為良好。

此係實施上述之脫氧控制時，包含Ca、Ti與Al之複合氧化物達氧化物總數之5成以上，此等微細的氧化物高濃度分散。將此等分散之微細氧化物作為核生成位置析出之包含Ti氮化物之析出物之平均圓相當直徑為0.1~3 μ m，分散密度與尺寸之平衡最佳化，釘扎效應最大限度展現，推定變態前之沃斯田鐵粒徑之細粒化效果達最大限度。再者，容許於複合氧化物中包含若干之Mg、Ce、Zr。

接著，就本發明之化學成分之限定理由進行說明。於此，關於成分之%係指質量%。

C係為獲得目標之強度(於API5L-X80規格所要求之強度)及微組織之必要元素。其中，未滿0.02%係無法得到必要之強度，添加超過0.06%時，會大量形成成為破壞起點之碳化物，不僅韌性劣化，且現場熔接性顯著劣化。因此，C之添加量係0.02%以上、0.06%以下。又，於軋延後之冷卻，不拘於冷卻速度，為得到均質的強度，宜為0.05%以下。

Si係有效抑制成為破壞起點之碳化物之析出。為此添加0.05%以上。然而，添加超過0.5%時，現場之熔接性劣化。由現場熔接性之觀點，考慮泛用性時，宜為0.3%以下。進

而，超過0.15%時，因為會產生虎斑紋狀之尺度模樣，有損及表面美觀之虞，宜其上限宜為0.15%。

Mn係固溶強化元素。又，可有效使沃斯田鐵域溫度朝低溫側擴大，於軋延完成後之冷卻中容易獲得本發明微組織之構成要件之一之連續冷卻變態組織。為獲得此等效果，添加1%以上。然而，Mn添加超過2%，其效果達飽和，故其上限為2%。又，Mn因為會助長連續鑄造鋼片之中心偏析，使形成成為破壞起點之硬質相，故宜為1.8%以下。

P係雜質，越低越好，含有超過0.03%時，因為會於連續鑄造鋼片之中心部偏析，產生晶界破壞，使低溫韌性明顯降低，故為0.03%以下。進而P因為會對造管及現場之熔接性帶來不良影響，故考慮此等時，宜為0.015%以下。

S係雜質，不僅會引起熱軋時之破裂，過多時會使低溫韌性劣化。因此，為0.005%以下。進而，S不僅會於連續鑄造鋼片之中心附近偏析，於軋延後形成伸張之MnS，成為氫誘導破裂之起點，且亦有發生二片板破裂等之疑似分離之虞。因此，考慮耐酸性時，宜為0.001%以下。

O係用以於熔鋼脫氧時使微細氧化物多數分散所必要的元素，故添加0.0005%以上，但過多時會於鋼中形成成為破壞起點之粗大氧化物，使脆性破壞及氫誘導破裂劣化，故為0.003%以下。進而，由現場熔接性之觀點，宜為0.002%以下。

Al係用以於熔鋼脫氧時使微細氧化物多數分散所必要的元素。為獲得其效果，添加0.005%以上。另一方面，過

剩添加時，由於會失去其效果，故其上限為0.03%。

Nb係本發明中最重要的元素之一。Nb係藉由固熔狀態下之拖曳效應及/或作為碳氮化析出物之釘扎效應，抑制軋延中或軋延後之沃斯田鐵之回復、再結晶及晶粒成長，使有效結晶粒徑細粒化，縮小脆性破壞之龜裂傳播中之破裂單位，藉此具有使低溫韌性提升之效果。進而，於熱軋鋼板製造步驟之特徵之捲取步驟中，生成微細的碳化物，藉由其析出強化有助於提升強度。此外，Nb係使 γ/α 變態延遲，使變態溫度降低，藉此即使於較慢之冷卻速度中亦能有效使變態後之微組織穩定地成為連續冷卻變態組織。然而，為獲得此等之效果，有必要至少添加0.05%以上。另一方面，添加超過0.12%時，不僅其效果飽和，且不易於熱軋前之加熱步驟使之固熔，形成粗大的碳氮化物，成為破壞之起點，有使低溫韌性及耐酸性劣化之虞。

Ti係本發明中最重要的元素之一。Ti係於連續鑄造或鋼錠鑄造所得到之扁鋼胚之凝固之後之高溫，作為氮化物開始析出。包含該Ti氮化物之析出物於高溫為安定，即使於後續之扁鋼胚再加熱中亦不會完全固熔，發揮釘扎效應，抑制扁鋼胚再加熱中之沃斯田鐵粒之粗大化，使微組織微細化，改善低溫韌性。又，於 γ/α 變態中抑制肥粒鐵之核生成，具有促進本發明要件之連續冷卻變態組織之生成的效果。為得到如此效果，有必要添加至少0.005%以上之Ti。另一方面，添加超過0.02%，其效果達飽和。

進而，Ti添加量未達與N之化學計量組成($N-14/48 \times Ti$)

<0%)時，殘存之Ti與C結合，微細析出之TiC有使低溫韌性劣化之虞。又，Ti亦係用以於熔鋼脫氧時使微細氧化物多數分散所必要的元素，進而，由於以此等微細的氧化物作為核，使包含Ti氮化物之析出物微細地晶出或析出，故不僅縮小包含Ti氮化物之析出物之平均圓相當直徑，藉由綿密分散效果抑制軋延中或軋延後之沃斯田鐵之回復及再結晶，亦有效抑制捲取後之肥粒鐵之晶粒成長。

Ca係用以於熔鋼脫氧時使微細氧化物多數分散所必要的元素，為獲得其效果，添加0.0005%以上。另一方面，因為添加超過0.003%，其效果達飽和，故其上限為0.003%。又，Ca與REM同樣，係使成為破壞起點、使耐酸性劣化之非金屬夾雜物之形態改變成為無害化的元素。

N係如上所述，形成包含Ti氮化物之析出物，抑制扁鋼胚再加熱中之沃斯田鐵粒之粗大化，使與後續之控制軋延中之有效結晶粒徑具有相關之沃斯田鐵粒徑細粒化，使微組織成為連續冷卻變態組織，藉此改善低溫韌性。其中，其含量未達0.0015%時，無法獲得其效果。另一方面，含有超過0.006%時，延性因時效而降低，造管時之成形性降低。如前所述，N含量未達與Ti之化學計量組成($N-14/48 \times Ti < 0\%$)時，殘存之Ti與C結合，有微細析出之TiC使低溫韌性劣化之虞。

進而，Nb、Ti、N之化學計量組成為 $Nb-93/14 \times (N-14/48 \times Ti) \leq 0.05\%$ 時，於捲取步驟中生成之包含微細的Nb之析出物之量減少，強度降低。因此，組成為 $N-14/48 \times Ti$

$\geq 0\%$ 、 $\text{Nb}-93/14 \times (\text{N}-14/48 \times \text{Ti}) > 0.05\%$ 。

接著，就添加V、Mo、Cr、Ni、Cu之理由進行說明。於基本成分中進而添加此等元素之主要目的係，在無損本發明鋼之優異特徵之範圍，圖謀可製造板厚之擴大、及提升母材之強度及韌性等特性。因此，其添加量係應自我限制之性質者。

V係於捲取步驟中生成微細之碳氮化物，藉由其析出強化有助於強度之提升。其中，添加超過0.3%，其效果飽和，故為0.3%以下(不含0%)。又，添加0.04%以上時，有使現場熔接性降低之虞，故宜未達0.04%。

Mo係有效提升淬火性、使強度上升。又，Mo係與Nb共存，於控制軋延時強力抑制沃斯田鐵之再結晶，使沃斯田鐵組織微細化，有效提升低溫韌性。其中，添加超過0.3%時其效果飽和，故為0.3%以下(不含0%)。又，添加0.1%以上時，延性降低，有造管時之成形性降低之虞，故宜未達0.1%。

Cr係有效使強度上升。其中，添加超過0.3%時其效果飽和，故為0.3%以下(不含0%)。又，添加0.2%以上時，因為有使現場熔接性降低之虞，故宜未達0.2%。又，V+Mo+Cr未達0.2%時，無法得到目標強度，添加超過0.65%時其效果飽和。因此，為 $0.2\% \leq \text{V} + \text{Mo} + \text{Cr} \leq 0.65\%$ 。

Cu係有效提升耐蝕性、耐氫誘導破裂特性。其中，添加超過0.3%時其效果飽和，故為0.3%以下(不含0%)。又，添加0.2%以上時，有於熱軋時產生脆化破裂，成為表面瑕

疵原因之虞，故宜未達0.2%。

Ni係與Mn或Cr、Mo相比較，於軋延組織(特別是扁鋼胚之中心偏析帶)中形成有害於低溫韌性、耐酸性之硬化組織較為稀少，因此，可不使低溫韌性及現場熔接性劣化，有效提升強度。其中，添加超過0.3%時其效果飽和，故為0.3%以下(不含0%)。又，因為具有防止Cu之熱脆化之效果，故標準添加Cu量之1/3以上。

又，Cu+Ni未達0.1%時，無法獲得不使耐蝕性、耐氫誘導破裂特性、低溫韌性及現場熔接性劣化，使強度提升之效果，超過0.5%時其效果飽和。因此，為 $0.1\% \leq \text{Cu} + \text{Ni} \leq 0.5\%$ 。

B係有效使淬火性提升，容易獲得連續冷卻變態組織。進而，B係有效提高Mo之淬火性提升效果，且與Nb共存，相乘地增加淬火性。因此，視必要添加。其中，未達0.0002%時不足獲得其效果，添加超過0.003%時，產生扁鋼胚破裂。

REM係使成為破壞起點、使耐酸性劣化之非金屬夾雜物之形態改變成為無害化的元素。其中，添加未達0.0005%時無其效果，添加超過0.02%時，其等之氧化物大量生成，生成聚集物、粗大夾雜物，對熔接接縫之低溫韌性之劣化及現場熔接性亦帶來不良影響。

以下，就本發明之鋼板之微組織進行詳細說明。

為得到鋼板強度，有必要於上述之微組織中綿密分散奈米尺寸之包含Nb之析出物。又，為使作為延性破壞停止性能之指標之吸收能量提升，有必要不包含包含雪明碳鐵

等粗大碳化物之微組織。進而，為使低溫韌性提升，有必要縮小有效結晶粒徑。

為觀察並測定用以獲得鋼板強度之析出強化上有效的奈米尺寸之包含Nb之析出物，可有效藉由穿透式電子顯微鏡之薄膜觀察或藉由三維原子探針法之測定。因此，本發明者們係藉由三維原子探針法進行測定。

其結果得到如下測定結果：藉由析出強化得到相當於API5L-X80之強度之試料，其包含Nb之析出部分之直徑以0.5~5nm分布，其平均直徑係1~3nm。該包含Nb之析出物以 $1\sim 50\times 10^{22}$ 個/ m^3 之密度分布，其平均密度為 $3\sim 30\times 10^{22}$ 個/ m^3 。包含Nb之析出物之平均直徑未達1nm時，因過小，析出強化能未能充分發揮，超過3nm時成為過時效，失去與母相之整合性，析出強化之效果減少。包含Nb之析出物之平均密度未達 3×10^{22} 個/ m^3 時，並非足以析出強化之密度，超過 30×10^{22} 個/ m^3 時低溫韌性劣化。於此，所謂平均係其個數之算術平均。

此等奈米尺寸之析出物之組成係以Nb作為主體，但亦容許包含形成碳氮化物之Ti、V、Mo、Cr。

進而，三維原子探針法係使用FIB(聚焦離子束)裝置/日立製作所製FB2000A，為將切出之試料藉由電解研磨成為針狀，以任意形狀掃描束使晶界部成為針前端部。使該試料利用藉由SIM(掃描式離子顯微鏡)之通道現象於方位不同之結晶粒產生對比，一面觀察一面以離子束切斷包含數個晶界之位置。作為三維原子探針使用之裝置係

CAMECA公司製OTAP，測定條件係試料位置溫度約70K、探針全電壓10~15kV、脈衝比25%。各試料測定三回，取其平均值作為代表值。

接著，為使作為延性破壞停止性能指標之吸收能量提升，有必要不含包含雪明碳鐵等粗大碳化物之微組織。即，本發明中之連續冷卻變態組織係包含 α°_B 、 α_B 、 α_q 、 γ_r 、MA中之一種或二種以上之微組織，但於此 α°_B 、 α_B 及 α_q 由於不含雪明碳鐵等粗大之碳化物，故其分率較大時，可期待提升延性破壞停止性能指標之吸收能量。進而，即使包含少量之 γ_r 、MA亦可，但其合計量宜為3%以下。

為使低溫韌性提升，縮小有效結晶粒徑係僅在微組織為連續冷卻變態組織時為不充分。構成連續冷卻變態組織之組織之 α_B 及/或 α_q ，在連續冷卻變態組織中有必要具有50%以上之分率。此等微組織之分率為50%以上時，與認為係脆性破壞中劈開破壞傳播之主要影響因子之破裂單位具有直接關係之有效結晶粒徑細粒化，低溫韌性提升。

又，為得到上述之微組織，包含Ti氮化物之析出物之平均圓相當直徑係0.1~3 μm ，進而，有必要其中之個數5成以上含有包含Ca、Ti與Al之複合氧化物。即，為將構成連續冷卻變態組織之組織之 α_B 及/或 α_q 以50%以上之分率獲得，重點係使變態前之沃斯田鐵粒徑細粒化，因此包含Ti氮化物之析出物直徑之平均圓相當直徑係0.1~3 μm (較佳為2 μm 以下)，且其密度有必要為 $10^1\sim 10^3$ 個/ mm^2 。

為控制包含Ti氮化物之析出物直徑之平均圓相當直徑

與密度，成為此等之析出核之Ca、Ti與Al之氧化物宜最佳分散。藉此，使包含Ti氮化物之析出物之析出尺寸、分散密度最佳化，變態前之沃斯田鐵粒徑藉由其釘扎效應抑制晶粒成長，保持細粒，故可使沃斯田鐵細粒化。結果可知，可於包含Ti氮化物之析出物之個數之5成以上，含有包含Ca、Ti與Al之複合氧化物。再者，容許於複合氧化物中包含若干之Mg、Ce、Zr。又，於此，所謂平均係其個數之算術平均。

以下，就本發明之製造方法之限定理由如下詳細敘述。

本發明中，至藉由轉爐或電爐之一次精煉為止並無特別限定。即，可於自高爐出生鐵後經過熔生鐵脫磷及熔生鐵脫硫等之熔生鐵預備處理，進行藉由轉爐之精煉、或以電爐等熔解廢料等之冷鐵源。

一次精煉後之二次精煉步驟係本發明之最重要的製造步驟之一。即，為得到包含目標組成及大小之Ti氮化物之析出物，有必要於脫氧步驟使包含Ca、Ti與Al之複合氧化物微細分散於鋼中。此可藉由於脫氧步驟逐次添加自弱脫氧元素到強脫氧元素(弱強逐次脫氧)後實現。

所謂弱強逐次脫氧係適用如下現象，即藉由向弱脫氧元素氧化物所存在之熔鋼添加強脫氧元素，使弱脫氧元素氧化物還原，以慢的供給速度且過飽和度小之狀態放出氧時，自添加之強脫氧元素所生成之氧化物變得微細，且弱強逐次脫氧係藉由自弱脫氧元素Si依次階段性添加Ti、Al、作為強脫氧元素之Ca之脫氧元素，使此等效果最大限度發

揮之脫氧方法。以下依序進行說明。

首先，調整較Ti為弱脫氧元素之Si量，使與Si量平衡之溶氧濃度為0.002~0.008%。

該溶氧濃度未達0.002%時，雖然縮小最終包含Ti氮化物之析出物之尺寸，但無法得到充分量之包含Ca、Ti與Al之複合氧化物。另一方面，超過0.008%時，生成之複合氧化物粗大化，失去縮小包含Ti氮化物之析出物之尺寸的效果。

又，於進行脫氧處理之前階段中，為穩定地調整溶氧濃度，有必要添加Si，Si濃度未達0.05%時，與Si平衡之溶氧濃度超過0.008%，超過0.2%時，與Si平衡之溶氧濃度未達0.002%，因此，於進行脫氧處理之前階段，Si濃度為0.05以上、0.2%以下，溶氧濃度為0.002%以上、0.008%以下。

接著，於該溶氧濃度之狀態下，以最終含量成為0.005~0.3%之範圍添加Ti進行脫氧後，立即添加最終含量成為0.005~0.02%之Al。此時，Ti投入後，因為隨著時間經過所生成之Ti氧化物會成長、凝集粗大化後上浮，故Al之投入係立即進行。其中，若為5分鐘以內，Ti氧化物之上浮並不那麼顯著，故Al之投入宜於Ti投入後之5分鐘以內。又，Al之投入量係未達最終含量0.005%之量時，Ti氧化物會成長、凝集粗大化而上浮。另一方面，Al之投入量係超過最終含量0.02%之量時，Ti氧化物被完全還原，最終無法充分獲得包含Ca、Ti與Al之複合氧化物。

接著，宜於5分鐘以內投入較Ti、Al更加為強脫氧元素

之Ca，並使最終含量成為0.0005~0.003%。但，其後，視必要亦可加入此等元素及此等以外所不足的合金成分元素。於此，Ca之投入量係未達最終含量0.0005%之量時，無法充分獲得包含Ca、Ti與Al之複合氧化物。另一方面，超過0.003%添加時，包含Ti、Al之氧化物完全被還原為Ca，失去效果。

扁鋼胚鑄造係在藉由連續鑄造或薄扁鋼胚鑄造等所得之扁鋼胚之情形，亦可以高溫扁鋼胚直送至熱軋機。又，亦可冷卻至室溫後，於以加熱爐再加熱後進行熱軋。其中，進行扁鋼胚直送軋延(HCR：HOT Charge Rolling)之情形，為藉由 $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ 變態破壞鑄造組織，縮小扁鋼胚再加熱時之沃斯田鐵粒徑，宜冷卻至未達Ar3變態點溫度。進而宜冷卻至未達Ar1變態點溫度。

由耐酸性之觀點，宜盡可能地減低中心偏析。因此，依照所要求之規格，對扁鋼胚鑄造進行輕軋縮。

Mn等之偏析會提高偏析部之淬火性，使組織硬化，與夾雜物之存在相乘助長氫誘導破裂。

為抑制偏析，連續鑄造中之最終凝固時之輕軋縮最合適。最終凝固時之輕軋縮係用以藉由補償凝固收縮程度，來抑制藉由凝固收縮等之濃化熔鋼之移動所產生之中心部朝未凝固部之濃化熔鋼之流動而實施者，以與扁鋼胚之最終凝固位置之凝固收縮相抵之方式，一面控制軋縮量一面輕軋縮。藉此，可使中心偏析減低。

輕軋縮之具體條件係，於中心固相率為0.3~0.7之凝固

末期時位置之輥間距為250~360mm之設備中，鑄造速度(m/min)與軋縮設定梯度(mm/m)之積所表示之軋縮速度為0.7~1.1mm/min之範圍。

熱軋時，扁鋼胚再加熱溫度(SRT)係由下式(1)算出之溫度以上。

$$SRT(^{\circ}C) = 6670 / (2.26 - \log([\%Nb] \times [\%C])) - 273 \dots (1)$$

於此， $[\%Nb]$ 及 $[\%C]$ 係分別表示鋼材中之Nb及C之含量(質量%)。該式係以NbC之熔解度積表示NbC之熔體化溫度，未達該溫度時，於扁鋼胚製造時所生成之包含Nb之粗大的析出物未能充分熔解，於後續之軋延步驟中無法獲得藉由Nb之沃斯田鐵之回復、再結晶及晶粒成長之抑制、及藉由 γ/α 變態之遲延之結晶粒之細粒化效果。又，不僅如此，且無法獲得於作為熱軋鋼板製造步驟之特徵之捲取步驟中生成微細之碳化物，藉由其析出強化提升強度之效果。其中，未達1100 $^{\circ}C$ 之加熱時，剝落量少，有可能無法將扁鋼胚表層之夾雜物與鏽皮一同藉由後續之除鏽除去，故扁鋼胚再加熱溫度宜為1100 $^{\circ}C$ 以上。

另一方面，超過1260 $^{\circ}C$ 時，沃斯田鐵之粒徑會粗大化，之後之控制軋延中之舊沃斯田鐵粒粗大化，於變態後無法獲得粒狀的微組織，無法期待藉由有效結晶粒徑之細粒化效果所帶來之FATT_{85%}之改善效果。進而，宜係1230 $^{\circ}C$ 以下。

為使包含Nb之析出物之熔解充分進行，扁鋼胚加熱時間係達該溫度後保持20分鐘以上。未達20分鐘時，於扁鋼胚製造時生成之包含Nb之粗大析出物未能充分熔解，無法

獲得熱軋中之沃斯田鐵之回復、再結晶及晶粒成長之抑制、藉由 γ/α 變態之遲延所帶來之結晶粒之細粒化效果、及於捲取步驟中生成微細的碳化物，藉由其析出強化提升強度之效果。

接著，熱軋步驟通常藉由包含可逆軋延機之數段之軋延機構成之粗軋步驟與串列地排列6~7段之軋延機之精軋步驟構成。一般而言，粗軋步驟係具有可自由設定道次數及各道次之軋縮量之優點，但有各道次間時間變長，於道次間進行回復及再結晶之虞。另一方面，精軋步驟係由於係串列式，故道次數係與軋延機之數為相同數，但各道次間時間較短，具有易獲得控制軋延效果之特徵。因此，為實現優異之低溫韌性，除鋼成分外，充分活用此等軋延步驟之特徵之步驟設計係為必要。

又，例如製品厚超過20mm之情形，精軋1號機之嚙入間隙為設備限制上之55mm以下之情形等，因為僅藉由精軋步驟無法滿足本發明要件之未再結晶溫度範圍之合計軋縮率為65%以上之條件，故可於粗軋步驟之後段實施未再結晶溫度範圍之控制軋延。前述情形亦可視必要進行時間等待，至溫度降低到未再結晶溫度範圍為止，或藉由冷卻裝置進行冷卻。後者之方法因為可縮短時間等待之時間，故生產性方面較佳。

進而，亦可於粗軋與精軋之間接合片條(sheet bar)，連續地進行精軋。此時將粗條一度捲成線圈狀，視必要收容於具有保溫機能之覆蓋件，再度捲回後進行接合亦可。

粗軋步驟中，主要於再結晶溫度範圍進行軋延，其各軋縮道次之軋縮率，本發明中並未限定。但，粗軋之各道次之軋縮率為10%以下時，不能導入再結晶所必要之充分的應變，有產生僅藉由晶界移動之晶粒成長，生成粗大晶粒，使低溫韌性劣化之虞，故宜於再結晶溫度範圍中各軋縮道次以超過10%之軋縮率進行。同樣，於再結晶溫度區域之各軋縮道次之軋縮率為25%以上時，特別是於後段之低溫範圍中，藉由於軋縮中反覆導入差排與回復，形成差排胞壁，產生自亞晶界朝大角度晶界變化之動態再結晶。該動態再結晶粒主體之微組織般之差排密度高之粒與非差排密度高之粒混合存在之組織中，由於短時間發生晶粒成長，故至未再結晶範圍軋延前成長為較粗大之晶粒，藉由之後之未再結晶範圍軋延生成晶粒，有低溫韌性劣化之虞。因此，再結晶溫度範圍之各軋縮道次之軋縮率宜未達25%。

精軋步驟中，進行未再結晶溫度範圍之軋延，但粗軋完成時點之溫度未到達未再結晶溫度範圍之情形，亦可視必要進行時間等待，至溫度降低到未再結晶溫度範圍，或視必要藉由粗/精軋站間之冷卻裝置進行冷卻。後者因為可縮短時間等待之時間，故不僅生產性提升，且可抑制再結晶粒之成長，改善低溫韌性，因此較佳。

未再結晶溫度範圍之合計軋縮率未達65%時，控制軋延不充分，舊沃斯田鐵粒粗大化，變態後不能獲得粒狀的微組織，無法期待藉由有效結晶粒徑之細粒化效果所帶來

之FATT_{85%}之改善效果，故未再結晶溫度範圍之合計軋縮率係65%以上。進而，為得到優異的低溫韌性，宜為70%以上。另一方面，超過85%時，因過度軋延，肥粒鐵變態之核之差排密度增大，於微組織混入多邊形肥粒鐵，又，藉由高溫下之肥粒鐵變態，Nb之析出強化成為過時效、強度降低，且因結晶旋轉，變態後之集合組織之異向性變得顯著，塑性異向性增大，並且有因發生分離而招致吸收能量降低之虞，故未再結晶溫度範圍之合計軋縮率係85%以下。

精軋完成溫度係於830°C~870°C完成。特別是於板厚中心部未達830°C時，於延性破壞破裂發生顯著的分離，吸收能量明顯降低，故精軋完成溫度係於板厚中心部以830°C以上完成。又，關於板表面溫度亦宜為830°C以上。另一方面，870°C以上時，即使包含Ti氮化物之析出物於鋼中最佳存在，亦有因再結晶而沃斯田鐵粒徑粗大化，低溫韌性劣化之虞。又，進而於低溫之Ar₃變態點溫度以下進行精軋時，成為二相域軋延，因發生分離而吸收能量降低，且於肥粒鐵相中，因該軋縮使差排密度增大，Nb之析出強化成為過時效，強度降低。又，加工肥粒鐵組織之延性降低。

關於精軋之各站之軋延道次排程，即使無特別限定亦可獲得本發明之效果，但由板形狀精度之觀點，最終站之軋延率宜未達10%。

於此，所謂Ar₃變態點溫度係藉由例如以下之計算式，以與鋼成分之關係簡易地表示。即：

$$Ar_3 = 910 - 310 \times \%C + 25 \times \%Si - 80 \times \%Mn_{eq}$$

其中， $M_{neq} = Mn + Cr + Cu + Mo + Ni / 2 + 10(Nb - 0.02)$

或者， $M_{neq} = Mn + Cr + Cu + Mo + Ni / 2 + 10(Nb - 0.02) + 1$ ：

添加B之情形。

精軋完成後，開始冷卻。冷卻開始溫度並無特別限定，但由未達 Ar_3 變態點溫度開始冷卻時，於微組織中大量含有多邊形肥粒鐵，有強度降低之虞，故冷卻開始溫度宜為 Ar_3 變態點溫度以上。

設自冷卻開始至 $650^{\circ}C$ 之溫度範圍之冷卻速度為 $2^{\circ}C/sec$ 以上、 $50^{\circ}C/sec$ 以下。該冷卻速度未達 $2^{\circ}C/sec$ 時，於微組織中大量含有多邊形肥粒鐵，有強度降低之虞。另一方面，超過 $50^{\circ}C/sec$ 之冷卻速度時，由於有熱應變所造成之板翹曲之虞，故為 $50^{\circ}C/sec$ 以下。

又，因於破斷面發生分離而不能獲得特定之吸收能量之情形，設其冷卻速度為 $15^{\circ}C/sec$ 以上。進而，於 $20^{\circ}C/sec$ 以上，因不用變更鋼成分、不會使低溫韌性劣化，可使強度提升，故冷卻速度宜為 $20^{\circ}C/sec$ 以上。

由 $650^{\circ}C$ 至捲取之溫度範圍之冷卻速度可係空冷或相當空冷之冷卻速度。但，為最大限度發揮Nb等之析出強化之效果，為不使析出物因粗大化而成為過時效，由 $650^{\circ}C$ 至捲取之平均冷卻速度宜為 $5^{\circ}C/sec$ 以上。

冷卻後係有效活用作為熱軋鋼板製造步驟之特徵之捲取步驟。冷卻停止溫度及捲取溫度係 $500^{\circ}C$ 以上、 $650^{\circ}C$ 以下之溫度範圍。於超過 $650^{\circ}C$ 停止冷卻後捲取時，包含Nb之析出物成為過時效，析出強化未能充分展現。又，形成

包含Nb之粗大的析出物，有成為破壞起點，使延性破壞停止能、低溫韌性及耐酸性劣化之虞。另一方面，於未達500℃完成冷卻、進行捲取時，不能得到為獲得目標強度極為有效的包含Nb之微細析出物，無法得到目標強度。因此，停止冷卻、進行捲取之溫度範圍係500℃以上、650℃以下。

實施例

以下，藉由實施例進而說明本發明。

具有表2所示之化學成分之A~R之鋼，係藉由轉爐熔製後，以CAS或RH實施二次精練。脫氧處理係於二次精練步驟實施，如表1所示，於Ti投入前藉由Si濃度調整熔鋼之溶氧，其後，以Ti、Al、Ca進行逐次脫氧。此等之鋼係連續鑄造後，直送或再加熱，以粗軋後之精軋軋縮至20.4mm之板厚，以輸送台冷卻後捲取。其中，關於表中之化學組成之表示係質量%。又，表2中記載之N*係表示 $N-14/48 \times Ti$ 之值。

表 1

鋼	製造條件				備考
	熔製步驟				
	Ti投入前 Si濃度 (%)	平衡溶氧 濃度 (%)	Ti、Al、Ca之投 入順序	Ti脫氧後之 至Al投入之 時間(min)	
A	0.05	0.0037	Ti→Al→Ca	1.0	本發明
B	0.115	0.0036	Ti→Al→Ca	21.0	比較例
C	0.048	0.0083	Ti→Al→Ca	1.0	比較例
D	0.121	0.0032	Al→Ti→Ca	-	比較例
E	0.132	0.0030	Ti→Al→Ca	1.0	本發明
F	0.052	0.0077	Ti→Al→Ca	2.0	本發明
G	0.050	0.0074	Ti→Al→Ca	1.5	本發明
H	0.056	0.0068	Ti→Al→Ca	0.6	本發明
I	0.165	0.0024	Ti→Al→Ca	2.0	本發明
J	0.132	0.0029	Ti→Al→Ca	3.0	本發明
K	0.188	0.0022	Ti→Al→Ca	2.5	本發明
L	0.121	0.0030	Ti→Al→Ca	4.5	本發明
M	0.132	0.0031	Ca→Al→Ti	-	比較例
N	0.101	0.0029	Ti→Al→Ca	5.0	本發明
O	0.160	0.0022	Ti→Al→Ca	2.1	本發明
P	0.131	0.0028	Ti→Al→Ca	2.9	本發明
Q	0.184	0.0021	Ti→Al→Ca	2.3	本發明
R	0.120	0.0031	Ti→Al→Ca	4.4	本發明

表2

化學組成(單位：質量%)																						
鋼	C	Si	Mn	P	S	O	Al	N	Nb	Ti	V	Mo	Cr	Cu	Ni	V+Mo+Cr	Cu+Ni	Ca	N*	Nb-93/14xN*	其他	備考
A	0.045	0.14	1.76	0.009	0.001	0.0019	0.023	0.0038	0.077	0.012	0.039	0.09	0.19	0.19	0.27	0.32	0.46	0.0011	0.0003	0.0750		本發明
B	0.046	0.13	1.73	0.011	0.001	0.0018	0.020	0.0038	0.075	0.012	0.038	0.10	0.20	0.20	0.28	0.34	0.48	0.0012	0.0003	0.0730		比較鋼
C	0.047	0.13	1.75	0.008	0.001	0.0017	0.020	0.0042	0.076	0.013	0.036	0.09	0.19	0.20	0.26	0.32	0.46	0.0011	0.0004	0.0733		比較鋼
D	0.045	0.14	1.75	0.010	0.001	0.0018	0.022	0.0039	0.077	0.013	0.039	0.08	0.18	0.18	0.29	0.30	0.47	0.0011	0.0001	0.0763		比較鋼
E	0.071	0.25	1.87	0.008	0.002	0.0017	0.020	0.0037	0.039	0.012	0.000	0.00	0.20	0.16	0.15	0.20	0.31	0.0008	0.0002	0.0377		比較鋼
F	0.059	0.25	1.74	0.002	0.002	0.0019	0.023	0.0034	0.056	0.011	0.070	0.26	0.21	0.25	0.24	0.54	0.49	0.0009	0.0002	0.0547	REM：0.0020%	本發明
G	0.029	0.29	1.65	0.003	0.002	0.0017	0.020	0.0043	0.101	0.014	0.032	0.24	0.16	0.23	0.22	0.43	0.45	0.0010	0.0002	0.0996		本發明
H	0.066	0.22	1.54	0.009	0.001	0.0022	0.029	0.0033	0.051	0.021	0.030	0.11	0.11	0.11	0.13	0.25	0.24	0.0022	-0.0028	0.0698		比較鋼
I	0.067	0.25	1.60	0.010	0.002	0.0021	0.022	0.0038	0.068	0.003	0.055	0.07	0.11	0.09	0.10	0.24	0.19	0.0010	0.0029	0.0486		比較鋼
J	0.016	0.49	1.79	0.028	0.001	0.0011	0.007	0.0037	0.110	0.012	0.080	0.28	0.10	0.28	0.25	0.46	0.53	0.0010	0.0002	0.1087		比較鋼
K	0.050	0.20	1.85	0.010	0.002	0.0022	0.020	0.0041	0.073	0.013	0.050	0.29	0.01	0.18	0.26	0.34	0.44	0.0021	0.0003	0.0710		本發明
L	0.044	0.19	1.78	0.011	0.002	0.0022	0.028	0.0054	0.101	0.018	0.01	0.23	0.22	0.00	0.29	0.45	0.29	0.0026	0.0002	0.1000	B：0.0008%	本發明
M	0.049	0.15	1.75	0.007	0.001	0.0016	0.020	0.0035	0.075	0.011	0.040	0.10	0.20	0.20	0.50	0.34	0.70	0.0009	0.0003	0.0730		比較鋼
N	0.054	0.22	1.80	0.009	0.002	0.0016	0.018	0.0044	0.081	0.014	0.100	0.01	0.25	0.25	0.13	0.35	0.38	0.0010	0.0003	0.0789		本發明
O	0.055	0.07	1.79	0.008	0.001	0.0020	0.007	0.0038	0.058	0.012	0.01	0.30	0.01	0.25	0.25	0.30	0.50	0.0009	0.0003	0.0560		本發明
P	0.058	0.25	1.79	0.002	0.002	0.0023	0.048	0.0036	0.053	0.012	0.077	0.24	0.21	0.25	0.25	0.53	0.50	0.0000	0.0001	0.0523		比較鋼
Q	0.061	0.24	1.70	0.002	0.002	0.0021	0.020	0.0060	0.056	0.018	0.070	0.00	0.00	0.00	0.00	0.07	0.00	0.0011	0.0008	0.0510		比較鋼
R	0.060	0.35	1.21	0.021	0.002	0.0024	0.023	0.0020	0.081	0.006	0.100	0.25	0.25	0.24	0.25	0.60	0.49	0.0009	0.0003	0.0793		本發明

詳細製造條件如表3所示。於此，所謂「成分」係表2所示各扁鋼胚片之記號，所謂「輕軋縮」係連續鑄造中最終凝固時之輕軋縮作業之有無，所謂「加熱溫度」係扁鋼胚加熱溫度實際成效，所謂「熔體化溫度」係以 $SRT(^{\circ}C) = 6670 / (2.26 - \log([\%Nb] \times [\%C])) - 273$ 算出之溫度，所謂「保持時間」係實際成效扁鋼胚加熱溫度之保持時間，所謂「道次間冷卻」係為縮短於未再結晶溫度範圍軋延前所產生之溫度等待時間而進行之軋延站間冷卻之有無，所謂「未再結晶範圍合計軋縮率」係於未再結晶溫度範圍所實施之軋延之合計軋縮率，所謂「FT」係精軋完成溫度，所謂「Ar3變態點溫度」係計算Ar3變態點溫度，所謂「至650℃為止之冷卻速度」係冷卻開始溫度~通過650℃之溫度範圍時之平均冷卻速度，所謂「CT」係捲取溫度。

表3
製造條件

製造條件																							
鋼 號	成分	輕軋縮	加熱 溫度 (°C)	熔體化 溫度 (°C)	保持 時間 (min)	再結晶範圍各道次軋延率 (%)											道次間 冷卻	未再結晶 範圍合計壓 下率 (%)	FT (°C)	Ar3 變態點 溫度 (°C/sec)	冷卻 速度 (°C/sec)	CT (°C)	備考
						1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11							
1	A	有	1180	1140	30	15	12	13	13	13	14	20	22	-	-	有	75	850	665	10	600	本發明	
2	A	無	1080	1140	30	15	12	13	13	13	14	20	22	-	-	無	75	850	665	10	600	比較鋼	
3	A	無	1280	1140	30	15	12	13	13	13	14	20	22	-	-	無	75	850	665	10	600	比較鋼	
4	A	無	1180	1140	5	15	12	13	13	13	14	20	22	-	-	有	75	850	665	10	600	比較鋼	
5	A	有	1180	1140	30	15	12	9	10	10	12	12	12	16	13	-	無	75	850	665	11	600	本發明
6	A	無	1180	1140	30	15	10	11	11	10	11	11	13	27	-	無	75	850	665	15	600	本發明	
7	A	無	1180	1140	30	15	12	13	13	13	14	20	22	18	-	無	62	850	665	10	600	比較鋼	
8	A	無	1180	1140	30	15	12	13	13	13	-	-	-	-	-	無	86	850	665	17	600	比較鋼	
9	A	無	1180	1140	30	15	12	13	13	13	14	20	22	-	-	無	75	660	665	10	600	比較鋼	
10	A	有	1180	1140	30	15	12	13	13	13	14	20	22	-	-	有	75	850	665	1	600	比較鋼	
11	A	無	1180	1140	30	15	12	13	13	13	14	20	22	-	-	有	75	850	665	10	450	比較鋼	
12	B	無	1170	1139	20	15	12	13	13	13	14	20	22	16	13	-	有	75	830	665	15	570	比較鋼
13	C	無	1170	1144	20	15	12	13	13	13	14	20	22	16	13	-	無	75	830	665	15	570	比較鋼
14	D	無	1170	1140	20	15	12	9	10	10	12	12	12	-	-	無	82	830	667	15	570	比較鋼	
15	E	無	1170	1111	20	15	12	13	13	13	14	20	22	-	-	無	75	830	695	15	570	比較鋼	
16	F	無	1170	1134	20	15	12	13	13	13	14	20	22	-	-	有	75	830	663	25	570	本發明	
17	G	無	1230	1119	20	15	12	13	13	13	14	20	22	-	-	有	75	850	652	12	600	本發明	
18	H	無	1200	1136	30	15	12	13	13	13	14	20	22	16	13	-	無	75	850	715	13	600	比較鋼
19	I	無	1200	1177	30	15	12	13	13	13	14	20	22	-	-	無	75	850	703	10	600	比較鋼	
20	J	無	1200	1057	30	15	12	13	13	13	14	20	22	-	-	無	0	970	639	10	600	比較鋼	
21	K	有	1200	1147	30	15	12	13	13	13	14	20	22	-	-	無	75	850	661	10	600	本發明	
22	L	無	1200	1173	30	23	14	15	16	17	20	19	-	-	-	無	75	850	646	5	600	本發明	
23	M	無	1200	1148	30	15	12	13	13	13	14	20	22	-	-	無	80	850	655	5	600	比較鋼	
24	N	無	1200	1171	30	15	12	13	13	13	14	20	22	16	13	-	無	75	830	581	30	600	本發明
25	O	無	1200	1129	30	15	12	13	13	13	14	20	22	16	13	-	無	75	830	587	30	600	本發明
26	P	無	1200	1125	30	15	12	13	13	13	14	20	22	16	13	-	無	75	830	583	30	600	比較鋼
27	Q	無	1200	1138	30	15	12	13	13	13	14	20	22	16	13	-	無	75	830	652	30	600	比較鋼
28	R	無	1200	1185	30	15	12	13	13	13	14	20	22	16	13	-	無	75	830	603	30	600	本發明

如此所得到之鋼板之材質如表4所示。調查方法如下所述。

微組織之調查係自鋼板板寬方向之端部，將由板寬(W)之 $1/4W$ 或 $3/4W$ 位置切出之試料於軋延方向截面研磨，使用Natarl(音譯)(乙醇97%、硝酸3%)試劑進行蝕刻，藉由使用光學顯微鏡以200~500倍之倍率觀察之板厚之 $1/2t$ 視野之照片進行調查。又，所謂包含Ti氮化物之析出物之平均圓相當直徑係將與上述同一試料，使用光學顯微鏡以1000倍之倍率觀察距鋼板表面之板厚(t)之 $1/4t$ 之部分所得之20視野以上之微組織照片，採用由圖像處理裝置等由該照片獲得之值，定義為其平均值。

又，成為包含Ti氮化物之析出物之核的包含Ca、Ti與Al之複合氧化物之比例，係定義為以上述微組織照片觀察到之包含Ti氮化物之析出物中包含成為核之複合氧化物者之比例(包含成為核之複合氧化物之包含Ti氮化物之析出物之個數)/(包含觀察到之Ti氮化物之析出物之總數)。進而，該核之複合氧化物組成之特定係於各視野，分析1個以上，以掃描式電子顯微鏡所附加之能量分散型X射線光譜儀(Energy Dispersive X-ray Spectroscopy: EDS)或電子能量損失光譜儀(Electron Energy Loss Spectroscopy: EELS)進行確認。

拉伸試驗係由C方向切出JIS Z 2201記載之5號試驗片，依照JIS Z 2241之方法實施。夏比衝擊試驗係由板厚中心之C方向切出JIS Z 2202記載之試驗片，依照JIS Z 2242之方法實施。DWTT(Drop Weight Tear Test)試驗係由C方向切出 $300\text{mmL} \times 75\text{mmW} \times \text{板厚}(T)\text{mm}$ 之短長條狀之試驗片，

製作對其實施5mm之衝壓缺口之試驗片。HIC試驗係依照NACETM0284進行。

表4中，所謂「微組織」係距鋼板表面之板厚之1/2t部分之微組織。所謂「Zw」係連續冷卻變態組織，定義為包含 α_B° 、 α_B 、 α_q 、 γ_r 、MA之一種或二種以上之微組織。「PF」係表示多邊形肥粒鐵，「加工F」係表示加工肥粒鐵，「P」係表示波來鐵，「 $\alpha_B + \alpha_q$ 之分率」係表示Granular bainitic ferrite(α_B)及Quasi-polygonal ferrite(α_q)之合計之面積分率。

所謂「析出強化粒徑」係指利用三維原子探針法測定出之對析出強化有效之包含Nb之析出物之尺寸。所謂「析出強化粒子密度」係指利用三維原子探針法測定出之對析出強化有效之包含Nb之析出物密度。所謂「平均圓相當直徑」係指以上述方法測定之包含Ti氮化物之析出物之平均圓相當直徑。所謂「含有比例」係指上述包含Ti氮化物之析出物中包含成為核之複合氧化物者之個數比例。所謂「複合氧化物之組成」係以EELS進行分析後，結果若檢出各元素則為○，未檢出則為×。「拉伸試驗」結果係表示C方向JIS5號試驗片之結果。「FATT_{85%}」係表示DWT試驗中延性破裂率為85%之試驗溫度。「吸收能量 $vE_{-20^\circ C}$ 」係表示夏比衝擊試驗中於-20℃所得之吸收能量。所謂「破裂單位」係指以100倍前後之倍率，於藉由SEM之5視野以上以破裂測定所得之破裂單位之平均值。又，「強度-vE平衡」係以「TS」與「吸收能量 $vE_{-20^\circ C}$ 」之積表示。進而，「CAR」係表示藉由HIC試驗求得之破裂面積率。

表 4

鋼號	微組織			包含Ti氮化物之析出物		複合氧化物之組成			機械性質					HIC			
	微組織	$\alpha_B + \alpha_q$ 之 分率 (%)	析出強化 粒徑 (nm)	析出強化 粒子密度 (個/ M^3)	包含Ti氮化物 之析出物		Ca之 有無	Al之 有無	Ti之 有無	拉伸試驗			韌性評價試驗				
					平均圓相當 直徑 (μM)	含有 比例 (%)				YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	FATT _{80°} (°C)		吸收能量 ($VE_{30°C}$) (J)	破裂 單位 (μM)	強度-yE 平衡 ($MPa \cdot J$)
1	Zw	85	1.5	10×10^{22}	2	60	○	○	○	578	708	32	-45	330	233640	0	本發明
2	Zw	55	5.0	1×10^{18}	2	60	○	○	○	520	644	36	-40	260	167440	4	比較鋼
3	Zw	15	1.8	5×10^{22}	2	60	○	○	○	590	721	31	-5	220	158620	6	比較鋼
4	Zw	50	4.5	1×10^{19}	2	60	○	○	○	550	670	34	-45	250	167500	5	比較鋼
5	Zw	90	2.0	4×10^{22}	2	60	○	○	○	583	711	32	-30	305	216855	0	本發明
6	Zw	80	2.2	3×10^{22}	2	60	○	○	○	571	699	33	-25	285	199215	3	本發明
7	Zw	20	1.3	20×10^{22}	2	60	○	○	○	592	722	32	0	170	122740	3	比較鋼
8	PF+Zw	-	7.0	5×10^{17}	2	60	○	○	○	550	674	33	-5	155	104470	4	比較鋼
9	加工F+P	-	6.0	3×10^{17}	2	60	○	○	○	566	693	24	-10	130	90090	5	比較鋼
10	PF+P	-	30.0	4×10^{22}	2	60	○	○	○	548	671	34	-35	240	161040	1	比較鋼
11	Zw	60	0.8	50×10^{20}	2	60	○	○	○	481	636	36	-40	250	159000	5	比較鋼
12	Zw	55	1.5	15×10^{22}	6	25	○	○	○	582	710	32	-5	255	181050	8	比較鋼
13	Zw	60	1.3	20×10^{22}	6	25	○	○	○	588	715	32	-5	250	178750	4	比較鋼
14	Zw	55	1.3	10×10^{22}	6	35	○	○	×	581	707	33	0	245	173215	6	比較鋼
15	Zw+P	-	3.0	3×10^{22}	2.5	60	○	○	○	530	644	36	-20	190	122360	9	比較鋼
16	Zw	75	1.2	5×10^{22}	2	65	○	○	○	612	745	31	-35	270	201150	5	本發明
17	Zw	90	1.0	30×10^{22}	2.5	50	○	○	○	604	736	31	-20	320	235520	5	本發明
18	Zw+P	-	2.5	5×10^{22}	2	50	○	○	○	574	701	33	-15	150	105150	8	比較鋼
19	Zw+P	-	1.5	10×10^{22}	2	55	○	○	○	581	716	32	-10	140	100240	5	比較鋼
20	PF	-	-	-	1	50	○	○	○	520	641	36	-40	250	160250	6	比較鋼
21	Zw	65	1.5	4×10^{22}	3	90	○	○	○	564	710	33	-35	280	198800	0	本發明
22	Zw	55	2.0	15×10^{22}	3	55	○	○	○	580	692	33	-40	310	214520	4	本發明
23	Zw	50	2.5	5×10^{22}	5	25	×	○	×	595	722	32	0	150	108300	5	比較鋼
24	Zw	70	1.5	10×10^{22}	2	65	○	○	○	590	713	32	-20	265	188945	6	本發明
25	Zw	85	1.1	5×10^{22}	2	65	○	○	○	567	691	33	-35	310	214210	7	本發明
26	Zw	70	1.2	5×10^{22}	5	85	○	○	○	609	736	31	-5	220	161920	9	比較鋼
27	Zw	55	1.8	5×10^{22}	6	25	○	○	○	598	611	33	-10	210	128310	9	比較鋼
28	Zw	65	1.3	5×10^{22}	2	65	○	○	○	593	725	32	-30	270	195750	4	本發明

PF：多邊形肥粒鐵、P：波來鐵、 $\alpha_B + \alpha_q$ ：Granular bainitic ferrite(α_B)及Quasi-polygonal ferrite(α_q)

本發明係鋼號1、5、6、16、17、21、22、24、25、28之10鋼，其特徵在於：含有特定量之鋼成分，其微組織係將平均直徑1~3nm之包含Nb之析出物以平均密度 $3\sim 30\times 10^{22}$ 個/ m^3 分散之連續冷卻變態組織，進而 α_B 及/或 α_q 之體積分率為50%以上之鋼板中所含之包含Ti氮化物之析出物之平均圓相當直徑為0.1~3 μm ，進而，其中之個數5成以上含有包含Ca、Ti與Al之複合氧化物，可得到作為造管前之素材之具有相當X80級之拉伸強度之延性破壞停止性能優異之管線用高強度熱軋鋼板。進而，鋼號1、5、21由於進行輕軋縮，故作為耐酸性指標之「CAR」達成目標之3%以下。

上述以外之鋼係因以下理由而在本發明之範圍外。

鋼號2係因為加熱溫度在本發明申請專利範圍第4項之範圍外，故包含Nb之析出物之平均直徑(析出強化粒徑)及平均密度(析出強化粒子密度)在申請專利範圍第1項之範圍外，無法得到充分之析出強化之效果，因此強度-vE平衡低。

鋼號3係因為加熱溫度在本發明申請專利範圍第4項之範圍外，故舊沃斯田鐵粒粗大化，於變態後無法得到期望之連續冷卻變態組織，FATT_{85%}為高溫。

鋼號4係因為加熱保持時間在本發明申請專利範圍第4項之範圍外，故無法得到充分之析出強化效果，因此強度-vE平衡低。

鋼號7係因為未再結晶溫度範圍之合計軋縮率在本發明申請專利範圍第4項之範圍外，故舊沃斯田鐵粒粗大化，於變態後無法得到期望之連續冷卻變態組織，FATT_{85%}為高溫。

鋼號8係因為未再結晶範圍合計軋縮率在本發明申請專利範圍第4項之範圍外，故無法得到申請專利範圍第1項所記載之目標的微組織等，強度-vE平衡低。

鋼號9係因為精軋溫度在本發明申請專利範圍第4項之範圍外，故無法得到申請專利範圍第1項所記載之目標的微組織等，強度-vE平衡低。

鋼號10係因為冷卻速度在本發明申請專利範圍第4項之範圍外，故無法得到申請專利範圍第1項所記載之目標的微組織，強度-vE平衡低。

鋼號11係因為CT在本發明申請專利範圍第4項之範圍外，故無法得到充分的析出強化效果，因此強度-vE平衡低。

鋼號12係因為於熔製步驟中，Ti脫氧後至投入Al之時間在本發明申請專利範圍第4項之範圍外，故包含Ti氮化物之析出物直徑之成為核的氧化物之分散不足，因此申請專利範圍第1項記載之作為目標的氮化物徑超過 $3\mu\text{m}$ ，FATT_{85%}為高溫。

鋼號13係因為於熔製步驟中，Ti投入前之溶氧量與平衡溶氧量在本發明申請專利範圍第4項之範圍外，故申請專利範圍第1項記載之作為目標的氮化物徑超過 $3\mu\text{m}$ ，FATT_{85%}為高溫。

鋼號14係因為於熔製步驟中逐次脫氧元素之投入順序在本發明申請專利範圍第4項之範圍外，故申請專利範圍第1項記載之作為目標的氮化物徑超過 $3\mu\text{m}$ ，FATT_{85%}為高溫。

鋼號15係因為C含量等在本發明申請專利範圍第1項之

範圍外，故無法得到目標的微組織，強度-vE平衡低。

鋼號18係因為C含量等在本發明申請專利範圍第1項之範圍外，故無法得到目標的微組織，強度-vE平衡低。

鋼號19係因為C含量等在本發明申請專利範圍第1項之範圍外，故無法得到目標的微組織，強度-vE平衡低。

鋼號20係因為C含量等在本發明申請專利範圍第1項之範圍外，故無法得到目標的微組織，強度-vE平衡低。

鋼號23係因為於熔製步驟中逐次脫氧元素之投入順序在本發明申請專利範圍第4項之範圍外，故申請專利範圍第1項記載之作為目標的氮化物徑超過 $3\mu\text{m}$ ，FATT_{85%}為高溫。

鋼號26係因為Ca含量在本發明申請專利範圍第1項之範圍外，故申請專利範圍第1項記載之作為目標的氮化物徑超過 $3\mu\text{m}$ ，FATT_{85%}為高溫。

鋼號27係因為V、Mo、Cr及Cu、Ni之含量在本發明申請專利範圍第1項之範圍外，故作為素材無法得到相當X80級之拉伸強度。

產業之可利用性

藉由將本發明之熱軋鋼板用於電縫鋼管及螺旋鋼管，即使於要求嚴格的耐破壞特性之寒冷地中，例如超過半英寸(12.7mm)之較厚板厚，亦可製造API5L-X80規格以上之高強度的管線。進而，藉由本發明之製造方法，可低價且大量地穩定製造電縫鋼管及螺旋鋼管用熱軋鋼板。因此，藉由本發明，在嚴酷條件下之管線之敷設比先前容易，在掌握世界性能源流通之關鍵之管線網之構築上，確信具有大幅貢獻。

【圖式簡單說明】

第1圖係顯示包含Ti氮化物之析出物徑與DWTT脆性破裂單位之關係圖。

【主要元件符號說明】

(無)

發明專利說明書

(本說明書格式、順序，請勿任意更動，※記號部分請勿填寫)

※申請案號：98117427

C22C 38/00 (2006.01)

※申請日：98.5.26

※IPC 分類：C22C 38/42 (2006.01)

一、發明名稱：(中文/英文)

C22C 38/44 (2006.01)

低溫韌性與延性破壞停止性能優異之管線用高強度熱軋鋼板及其製造方法

C22C 38/50 (2006.01)

C22C 38/58 (2006.01)

二、中文發明摘要：

C21D 8/02 (2006.01)

本發明之目的係提供一種即使於要求嚴格的耐破壞特性之地域中亦能耐其使用，且即使較厚的板厚，亦能兼備API5L-X80規格以上之高強度且低溫韌性與延性破壞停止性能之管線用之熱軋鋼板(hot coil)、及可低價且穩定地製造該鋼板之方法。

為此，前述鋼板之特徵在於：作為鋼材成分，以特定範圍含有C、Si、Mn、Al、N、Nb、Ti、Ca、V、Mo、Cr、Cu、Ni，剩餘部分由Fe及不可避免的雜質構成；且其微組織係連續冷卻變態組織，於該連續冷卻變態組織中含有平均直徑1~3nm、且以平均密度 $3\sim 30\times 10^{22}$ 個/ m^3 分散之包含Nb之析出物，且含有分率50%以上之粒狀變韌肥粒鐵及/或準多邊形肥粒鐵，進而含有包含Ti氮化物之析出物，其平均圓相當直徑係0.1~3 μm ，且以其個數含有50%以上之包含Ca、Ti與Al之複合氧化物。

三、英文發明摘要：

七、申請專利範圍：

1. 一種低溫韌性與延性破壞停止性能優異之管線用高強度熱軋鋼板，係以質量%計，含有：

$$C = 0.02 \sim 0.06\%,$$

$$Si = 0.05 \sim 0.5\%,$$

$$Mn = 1 \sim 2\%,$$

$$P \leq 0.03\%,$$

$$S \leq 0.005\%,$$

$$O = 0.0005 \sim 0.003\%,$$

$$Al = 0.005 \sim 0.03\%,$$

$$N = 0.0015 \sim 0.006\%,$$

$$Nb = 0.05 \sim 0.12\%,$$

$$Ti = 0.005 \sim 0.02\%,$$

$$Ca = 0.0005 \sim 0.003\%, \text{ 且}$$

$$N-14/48 \times Ti \geq 0\%,$$

$$Nb-93/14 \times (N-14/48 \times Ti) > 0.05\%$$

進而含有：

$$V \leq 0.3\% (\text{不包含 } 0\%),$$

$$Mo \leq 0.3\% (\text{不包含 } 0\%),$$

$$Cr \leq 0.3\% (\text{不包含 } 0\%), \text{ 且}$$

$$0.2\% \leq V + Mo + Cr \leq 0.65\%,$$

又，含有：

$$Cu \leq 0.3\% (\text{不包含 } 0\%),$$

$$Ni \leq 0.3\% (\text{不包含 } 0\%), \text{ 且}$$

$$0.1\% \leq \text{Cu} + \text{Ni} \leq 0.5\%,$$

並且，剩餘部分係由Fe及不可避免的雜質所構成之鋼板；其特徵在於，其微組織係連續冷卻變態組織，於該連續冷卻變態組織中含有平均直徑1~3nm且以平均密度 $3 \sim 30 \times 10^{22}$ 個/ m^3 分散之包含Nb之析出物，含有分率50%以上之粒狀變韌肥粒鐵(Granular bainitic ferrite) α_B 及/或準多邊形肥粒鐵(Quasi-Polygonal ferrite) α_q ；

進而，含有包含Ti氮化物之析出物；

該包含Ti氮化物之析出物係平均圓相當直徑0.1~3 μm ，且其個數中含有50%以上之包含Ca、Ti與Al之複合氧化物。

2. 如申請專利範圍第1項之低溫韌性與延性破壞停止性能優異之管線用高強度熱軋鋼板，其中進而以質量%計，含有 $B = 0.0002 \sim 0.003\%$ 。
3. 如申請專利範圍第1或2項中任1項之低溫韌性與延性破壞停止性能優異之管線用高強度熱軋鋼板，其中進而以質量%計，含有 $REM = 0.0005 \sim 0.02\%$ 。
4. 一種低溫韌性與延性破壞停止性能優異之管線用高強度熱軋鋼板之製造方法，其特徵在於：

調整用以獲得具有申請專利範圍第1~3項中任1項之成分之熱軋鋼板的熔鋼時，於調整成Si濃度為0.05~0.2%、溶氧濃度為0.002~0.008%之熔鋼中，以最終含量為0.005~0.3%之範圍添加Ti進行脫氧後，於5分鐘以內添加最終含量為0.005~0.02%之Al，進而添加最終含

量為0.0005~0.003%之Ca，之後，添加不足之合金成分元素，並將使之凝固後之扁鋼胚冷卻後，將該扁鋼胚加熱至由式(1)所算出之熔渣再加熱溫度(SRT)以上、1260℃以下之溫度範圍，進而於該溫度範圍保持20分鐘以上，接著藉由熱軋於830℃~870℃之溫度範圍完成將未再結晶溫度範圍之合計軋縮率設為65%~85%之軋延後，以2℃/sec以上、50℃/sec以下之冷卻速度冷卻直至650℃之溫度範圍，並於500℃以上、650℃以下進行捲取；

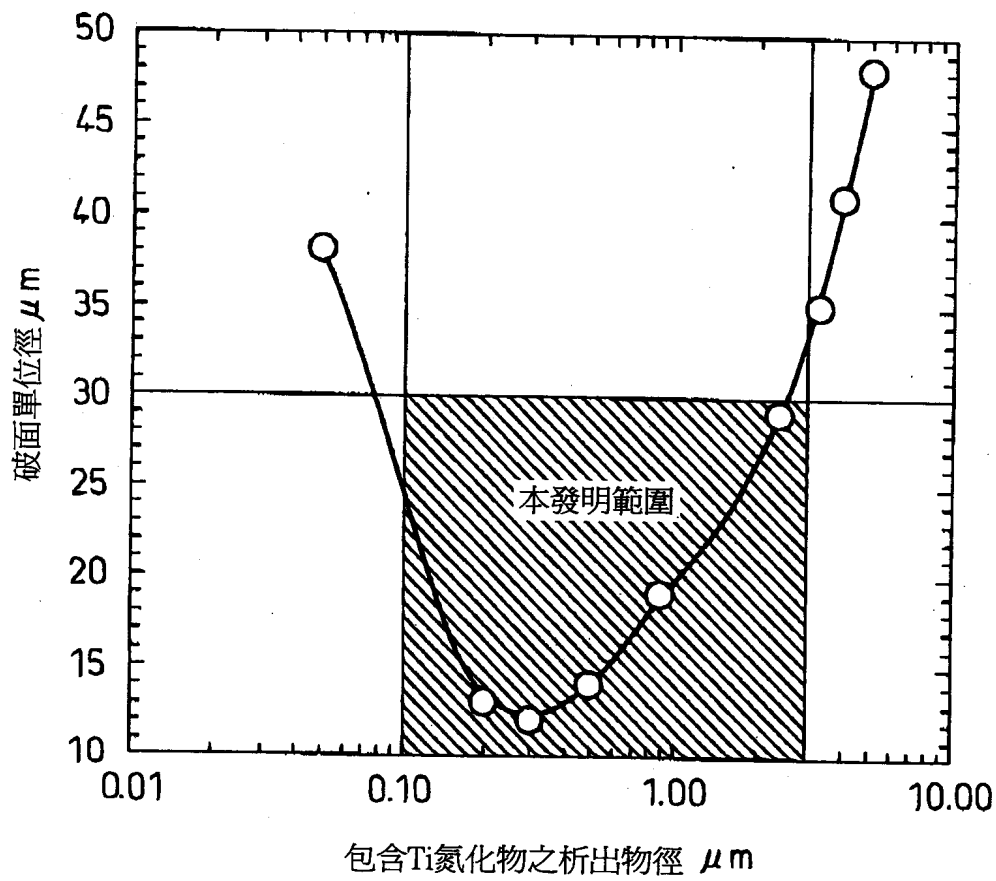
$$SRT(^{\circ}C)=6670/(2.26-\log([\%Nb]\times[\%C]))-273...(1)$$

於此， $[\%Nb]$ 及 $[\%C]$ 係分別表示鋼材中之Nb及C之含量(質量%)。

5. 如申請專利範圍第4項之低溫韌性與延性破壞停止性能優異之管線用高強度熱軋鋼板之製造方法，其係於前述未再結晶溫度範圍之軋延前進行冷卻。
6. 如申請專利範圍第4或5項之低溫韌性與延性破壞停止性能優異之管線用高強度熱軋鋼板之製造方法，其中以連續鑄造製造前述扁鋼胚時，一面控制軋縮量一面輕軋縮，使與扁鋼胚之最終凝固位置之凝固收縮相抵。

1/1

第 1 圖



四、指定代表圖：

(一)本案指定代表圖為：第 (1) 圖。

(二)本代表圖之元件符號簡單說明：

(無)

五、本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式：