



(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 I344995B1

(45)公告日：中華民國 100 (2011) 年 07 月 11 日

(21)申請案號：098134758

(22)申請日：中華民國 98 (2009) 年 10 月 14 日

(51)Int. Cl. : C22C38/00 (2006.01)

(30)優先權：2008/11/11 日本 2008-288859

(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：熊谷達也 KUMAGAI, TATSUYA (JP)；宇佐見明 USAMI, AKIRA (JP)；岡正春
OKA, MASA HARU (JP)

(74)代理人：惲軼群；陳文郎

(56)參考文獻：

JP 2005-97725A

JP 2007-302974A

JP 2007-308743A

申請專利範圍項數：4 項 圖式數：10 共 40 頁

(54)名稱

高強度厚鋼板及其製造方法

HIGH STRENGTH THICK STEEL SHEET AND PRODUCING METHOD THEREFOR

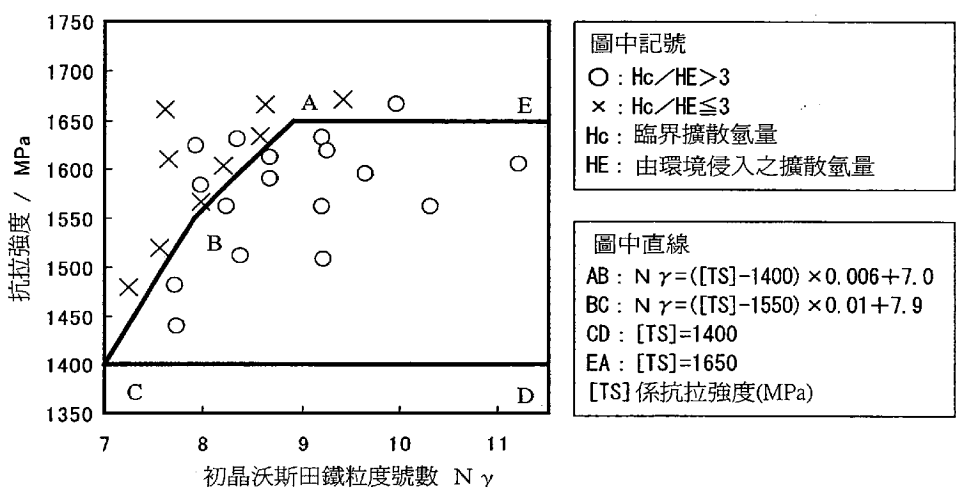
(57)摘要

本發明係關於一種高強度厚鋼板，其特徵在於含有，以質量%計，C：0.18%以上，0.23%以下；Si：0.1%以上，0.5%以下；Mn：1.0%以上，2.0%以下；P：0.020%以下；S：0.010%以下；Cu：超過 0.5%，3.0%以下；Ni：0.25%以上，2.0%以下；Nb：0.003%以上，0.10%以下；Al：0.05%以上，0.15%以下；B：0.0003%以上，0.0030%以下；N：0.006%以下；剩餘部分由 Fe 及不可避免之雜質組成，而且，以[C]、[Si]、[Mn]、[Cu]、[Ni]、[Cr]、[Mo]、[V]、[B]分別表示 C、Si、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo、V、B 的濃度(質量%)時，具有滿足由 $P_{cm} = [C] + [Si]/30 + [Mn]/20 + [Cu]/20 + [Ni]/60 + [Cr]/20 + [Mo]/15 + [V]/10 + 5[B]$ 算出之焊接裂紋敏感性指標 P_{cm} 在 0.39% 以下的成分組成； A_{c3} 轉變點為 850°C 以下，麻田散鐵組織分率為 90% 以上，降伏強度為 1300MPa 以上，抗拉強度為 1400MPa 以上且在 1650MPa 以下；此外，抗拉強度和，用每 1mm² 試料片斷面之平均結晶粒數 m ，依據 $N_{\gamma} = -3 + \log_2 m$ 算出之初晶沃斯田鐵結晶粒度號數 N_{γ} ，在將前述抗拉強度表示成[TS] (MPa)的情形中，當前述抗拉強度小於 1550MPa 時，滿足 $N_{\gamma} \geq ([TS] - 1400) \times 0.006 + 7.0$ ，當前述抗拉強度在 1550MPa 以上時，滿足 $N_{\gamma} \geq ([TS] - 1550) \times 0.01 + 7.9$ 。

A high strength thick steel sheet includes the following components: 0.18 to 0.23 mass% of C; 0.1 to 0.5 mass% of Si; 1.0 to 2.0 mass% of Mn; 0.020 mass% or less of P; 0.010 mass% or less of S; greater than 0.5 mass% and 3.0 mass% or less of Cu; 0.25 to 2.0 mass% of Ni; 0.003 to 0.10 mass% of Nb; 0.05 to 0.15 mass% of Al; 0.0003 to 0.0030 mass% of B; 0.006 mass% or less of N; and balance composed of Fe and inevitable impurities. A weld crack sensitivity index P_{cm} of the high strength thick steel sheet is calculated by $P_{cm} = [C] + [Si]/30 + [Mn]/20 + [Cu]/20 + [Ni]/60 + [Cr]/20 + [Mo]/15 + [V]/10 + 5[B]$, and is 0.39 mass% or less. Herein, [C], [Si], [Mn], [Cu], [Ni], [Cr], [Mo], [V], and [B] are the concentrations (mass%) of C, Si, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, V, and B, respectively. The A_{c3} transformation point is less than or

equal to 850°C, a percentage value of a martensite structure is greater than or equal to 90%, the yield strength is greater than or equal to 1300 MPa, and the tensile strength is greater than or equal to 1400 MPa and less than or equal to 1650 MPa. A prior austenite grain size number N_γ is calculated by $N_\gamma = -3 + \log_2 m$ using an average number m of crystal grains per 1mm^2 in a cross section of a sample piece of the high strength thick steel sheet. If the tensile strength is less than 1550 MPa, the prior austenite grain size number N_γ satisfies the formula $N_\gamma = ([\text{TS}] - 1400) \times 0.006 + 7.0$. If the tensile strength is greater than or equal to 1550 MPa, the prior austenite grain size number N_γ satisfies the formula $N_\gamma = ([\text{TS}] - 1550) \times 0.01 + 7.9$. Herein, $[\text{TS}]$ (MPa) is the tensile strength.

第7圖



六、發明說明：

【發明所屬之技術領域】

發明領域

本發明係關於一種用於建設機械或產業機械之結構構件，耐延遲斷裂(Delayed Fracture)特性及焊接性優良，降伏強度在1300MPa以上且抗拉強度在1400MPa以上之高強度，板厚4.5mm以上，25mm以下之高強度厚鋼板及其製造方法。

本案是以2008年11月11日於日本提出申請之特願2008-288859號為基礎主張優先權，並將其內容援引於此。

【先前技術】

發明背景

近年來，以世界性的建設需要為背景，起重機和混凝土泵車等之建設機械的生產持續地發展，同時這些建設機械的大型化也在進行。為抑制伴隨建設機械的大型化所產生之重量增加，結構構件的輕量化需求進一步提高，朝著降伏強度900MPa至1100MPa級之高強度鋼的轉移發展。最近，更高強度之降伏強度1300MPa以上(抗拉強度為1400MPa以上)之結構構件用厚鋼板的需求持續升高。

通常，抗拉強度如果超過1200MPa，會有發生氫致延遲裂紋的可能性。因此，特別是對於降伏強度1300MPa(抗拉強度1400MPa)級之鋼板，要求要有高耐延遲斷裂特性。另外，越是形成高強度，在彎曲加工性或焊接性等之使用性能方面越不利。因此，針對這些使用性能也要求不能低

於習知的1100MPa級高強度鋼。

關於降伏強度1300MPa級之結構構件用厚鋼板之技術教示，在例如專利文獻1中教示了抗拉強度1370～1960 N/mm²級且抗氫脆特性也良好之鋼板的製造方法。然而，專利文獻1的技術，是關於厚度1.8mm之冷軋鋼板，其以70 °C/sec以上之高冷卻速度為前提，完全未就焊接性做考慮。

另一方面，使高強度鋼之耐延遲斷裂特性提高的技術，從過去就已知有使結晶粒徑微細化的技術。專利文獻2是該技術的例子。但是，該例中，為使耐延遲斷裂特性提高，必須使初晶沃斯田鐵結晶粒徑達到5μm以下。然而，在通常的製造程序中，要使厚鋼板的結晶粒徑微細化到這樣的尺寸並不容易。專利文獻2中所示技術是利用淬火前的急速加熱使初晶沃斯田鐵結晶粒徑微細化之技術。然而，因為急速加熱厚鋼板時，需要有特殊的加熱設備，故難以實現該技術。另外，因為隨著結晶微粒微細化，淬火性會降低，為確保強度合金元素必須比普通的情形來得多。因此，從焊接性和經濟性的觀點來看，過度的結晶微粒微細化也不合適。

在要求有耐磨耗性的用途中，相當於降伏強度1300 MPa級之高強度的鋼材被廣泛地使用，也有考慮耐延遲斷裂特性之鋼材的例子。例如，專利文獻3及專利文獻4中教示了耐延遲斷裂特性優良之耐磨耗鋼。專利文獻3及專利文獻4之抗拉強度分別為1400MPa～1500MPa，1450MPa～1600MPa。然而，專利文獻3及專利文獻4無論何者都未就

99年9月2日修正替換頁

降伏應力有所記載。因為硬度對耐磨耗性而言是重要因子，故抗拉強度會影響耐磨耗性。但是，因為降伏強度不太會影響耐磨耗性，故通常在耐磨耗鋼中並不考慮降伏強度。因此，該等之文獻中記載的鋼材，被認為並不適合作為建設機械或產業機械的結構構件。

專利文獻5是利用初晶沃斯田鐵粒子的伸長化和急速加熱回火使降伏強度1300MPa級的高強度螺栓鋼材之耐延遲斷裂特性提高。然而，因為急速加熱回火操作利用通常的厚板之熱處理設備是困難的，故難以應用到厚鋼板。

專利文獻6中，為提高鋼的耐候性並抑制螺栓零件的延遲斷裂，揭示了添加多量的Ni之技術。然而，因為添加2.3%以上之高價的Ni是必須條件，故從成本方面考慮對厚板的適用不實用。

專利文獻7中，為使生成的鑄織密化並使耐延遲斷裂性提高，揭示了同時添加P和Cu之技術。但是，若提高P量會有韌性降低之傾向。因此，降伏強度1300MPa級高強度厚鋼板中，因難以確保強度與韌性之平衡，故無法應用該技術。

像這樣，為經濟地獲得降伏強度1300MPa以上且抗拉強度1400MPa以上，並且具備耐延遲斷裂特性和，彎曲加工性、焊接性等之使用性能的結構構件用高強度厚鋼板(鋼材)，用習知技術是不足的。

先前技術文獻

專利文獻

- 專利文獻1 特開平7-90488號公報
專利文獻2 特開平11-80903號公報
專利文獻3 特開平11-229075號公報
專利文獻4 特開平1-149921號公報
專利文獻5 特開平9-263876號公報
專利文獻6 特開2001-107139號公報
專利文獻7 特開平8-311601號公報

【發明內容】

發明概要

發明欲解決之課題

本發明之目的在於提供一種可用於建設機械或產業機械的結構構件之耐延遲斷裂特性，彎曲加工特性及焊接性優良之降伏強度在1300MPa以上且抗拉強度在1400MPa以上的結構構件用高強度厚鋼板及其製造方法。

用以欲解決課題之手段

用以獲得降伏強度在1300MPa以上且抗拉強度在1400MPa以上之高強度之最經濟的手段是，利用從一定溫度開始之淬火熱處理將鋼材組織製成麻田散鐵。為獲得麻田散鐵組織，鋼的淬火性(hardenability)和冷卻速度必須適當。作為建設機械或產業機械的結構構件使用之厚鋼板的板厚，大體上為25mm以下。板厚為25mm時，藉水冷之淬火熱處理時，板厚中心部之平均冷卻速度通常為20°C/sec以上。因此，必須在20°C/sec以上的冷卻速度，將鋼材組成調整成具有形成麻田散鐵組織之充分的淬火性。本發明

99年9月之日修正替換頁

中之麻田散鐵組織被認為是淬火後幾乎成為全麻田散鐵(full martensite)的組織。具體而言，麻田散鐵組織分率為90%以上，剩餘之沃斯田鐵或肥粒鐵、變韌鐵等之麻田散鐵以外的組織分率小於10%。麻田散鐵組織分率如果低，為獲得一定強度就必須有過剩的合金元素。

為提高淬火性和強度，只要多添加合金元素即可。但是，如果增加合金元素焊接性會降低。發明人針對板厚25mm，初晶沃斯田鐵結晶粒度號數7至11，而且降伏強度在1300MPa以上且抗拉強度在1400MPa以上之各種鋼板，實施JIS Z 3158所規定之y型焊接裂紋試驗，調查焊接裂紋敏感性指標Pcm與預熱溫度之關係。其結果示於第1圖。為減輕焊接施工中之負荷，預熱溫度宜儘可能低。此處的目標是，板厚25mm的情形中，裂紋停止之預熱溫度，亦即根部裂紋(root crack)率為0之預熱溫度為175℃以下。根據第1圖，預熱溫度175℃時，為使根部裂紋率完全變成0之Pcm在0.39%以下，將該Pcm當作合金添加量的上限標準。

焊接裂紋受預熱溫度的影響大，第1圖中顯示了焊接裂紋與預熱溫度的關係。如前所述，為使175℃的預熱溫度下根部裂紋率完全變為0，Pcm必須為0.39%以下。為使150℃的預熱溫度下之根部裂紋率完全成為0，Pcm必須為0.37%以下。

另外，麻田散鐵組織鋼的耐延遲斷裂特性大幅地取決於強度。抗拉強度如果超過1200MPa，就有發生延遲斷裂之可能性。此外，隨著形成高強度，對延遲斷裂之敏感性

也增大。使麻田散鐵組織鋼的耐延遲斷裂特性提高之方法有，如上所述之使初晶沃斯田鐵粒徑微細化的方法。然而，隨著結晶粒子微細化，淬火性會降低，故為確保強度必須有較多量的合金元素。因此，從焊接性和經濟性的觀點來看，定出通過結晶粒子微細化所形成之粒徑的下限也是合適的。例如也可以將后述之初晶沃斯田鐵粒度號數定為12以下。

發明人就不過度地微細化結晶粒徑，而使麻田散鐵組織鋼的耐延遲斷裂特性提高之方法做了各種研究。其結果發現使由環境侵入之氫量降低的作法對耐延遲斷裂特性非常有效。得出所謂為使由環境侵入之氫量大幅降低，使鋼材的Cu量增加和P量降低的作法為有效之重要見解。透過添加Cu和降低P來降低侵入氫量的機制尚未明瞭。但是，使Cu量增加，P量降低，鋼材的耐蝕性並不會大幅變化。該種情形下，並未特別發現耐蝕性與侵入氫量降低的相關關係。

耐延遲斷裂特性的評價，是用延遲斷裂試驗以不斷裂之氫量上限值的「臨界擴散氫量」來做評價。該方法記載於，鐵和鋼，Vol.83(1997)，p454中。具體內容係，對第2圖所示形狀之缺口試驗片，利用圓棒電解充氫使試料含有各種量的擴散氫後，對試料表面施行電鍍處理以防止氫逸散。在大氣中，使該試驗片負荷預定的荷重並保持，測定一直到發生延遲斷裂為止的時間。延遲斷裂試驗中之負荷應力，為各鋼材的抗拉強度之0.8倍。第3圖是擴散氫量與直到延遲斷裂為止之斷裂時間的關係之一例。試料中所含

擴散氫量越少，達到延遲斷裂的時間越長。另外，擴散氫量在某一數值以下，不會發生延遲斷裂。試驗後迅速回收試驗片，用氣相層析儀以 $100^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ 的升溫條件升溫至 400°C ，並將測定到之氫量的積分值定義為「擴散氫量」。另外，將試驗片不發生斷裂之臨界氫量定義為「臨界擴散氫量 H_c 」。

另一方面，為評價從環境中侵入鋼材之氫量，進行腐蝕促進試驗。該試驗中，使用5mass% NaCl溶液，以示於第4圖之週期進行30日的反復乾濕操作。試驗後，將以和擴散氫量之測定相同的昇溫條件，用氣相層析儀，測定出之侵入鋼材中的氫量之積分值定義為「從環境侵入之擴散氫量 H_E 」。

「臨界擴散氫量 H_c 」如果比「從環境侵入之擴散氫量 H_E 」相對高很多，即認為耐延遲斷裂特性高。

將Cu及P對 H_E 的影響分別示於第5圖及第6圖。如第5圖所示，藉添加Cu， H_E 會降低。尤其是藉添加超過1.0%的Cu， H_E 會更顯著地降低。另外，如第6圖所示，對於P，則有其含量越高 H_E 越增大之傾向。

而且，發明人詳細檢討了鋼板的抗拉強度和初晶沃斯田鐵粒徑對麻田散鐵組織鋼的耐延遲斷裂特性帶來之影響。利用初晶沃斯田鐵粒度號數來評價初晶沃斯田鐵粒徑。第7圖是對含有1.20~1.55%的Cu，0.002~0.004%的P之麻田散鐵組織鋼，使抗拉強度和初晶沃斯田鐵粒徑變化，調查 H_c 及 H_E 的結果。第7圖中， H_c/H_E 大於3時，評

價耐延遲斷裂特性良好。另外，將 $H_c/HE > 3$ 表示成○，將 $H_c/HE \leq 3$ 表示成×。由第7圖得知，耐延遲斷裂特性因抗拉強度和初晶沃斯田鐵粒度號數(N_γ)而良好地獲得調整。

亦即，邊藉添加Cu及降低P來降低HE，邊藉將抗拉強度和初晶沃斯田鐵粒徑控制於一定的範圍來提高 H_c ，提高 H_c/HE 。顯示透過這種控制，可不依賴於過度的結晶粒子之微細化，確實地提高耐延遲斷裂特性。

具體而言，由第7圖，抗拉強度在1400MPa以上時，為確實地滿足 $H_c/HE > 3$ (沒有變成 $H_c/HE \leq 3$ 的情形)，以滿足以下之(a)及(b)的關係為宜。

$$(a) \text{ 抗拉強度為1400MPa以上，小於1550MPa時， } N_\gamma \geq ([TS] - 1400) \times 0.006 + 7.0$$

$$(b) \text{ 抗拉強度為1550MPa以上，1650MPa以下時， } N_\gamma \geq ([TS] - 1550) \times 0.01 + 7.9$$

此處，[TS]為抗拉強度(MPa)， N_γ 為初晶沃斯田鐵結晶粒度號數。滿足(a)、(b)的範圍用第7圖中以粗線圍出的範圍表示。再者，用JIS G 0551(2005)(ISO 643)之方法來測定初晶沃斯田鐵結晶粒度號數。亦即，初晶沃斯田鐵結晶粒度號數是使用每 1mm^2 試料片斷面的平均結晶粒數 m ，藉 $N_\gamma = -3 + \log_2 m$ 計算出。

另外，因為超過1650MPa時彎曲加工性會大幅降低，故將抗拉強度的上限定為1650MPa。

麻田散鐵組織鋼的強度，很大程度受到C量及回火溫度的影響。因此，為使降伏強度在1300MPa以上，且抗拉強

99年9月2日修正替換頁

度為1400MPa以上，1650MPa以下，必須適宜地選擇C量及回火溫度。第8圖及第9圖分別顯示C量及回火溫度對麻田散鐵組織鋼的降伏強度和抗拉強度的影響。

未施行回火熱處理的情形，亦即保持淬火過之狀態下，麻田散鐵組織鋼的降伏比低。因此，抗拉强度高，反之，降伏強度降低。為使降伏強度在1300MPa以上，C量必須約在0.24%以上。但是，在該C量下難以滿足抗拉強度1650MPa以下。

另一方面，在以450°C以上做過回火熱處理之麻田散鐵組織中，降伏比雖然增加，抗拉強度卻大幅下降。為確保1400MPa以上之抗拉強度，必須將C量定在約0.35%以上。但是，以該C量，為確保焊接性要使Pcm達到0.39%以下將是困難的。

在200°C以上，300°C以下之低溫下回火熱處理麻田散鐵組織鋼，不太會使抗拉強度降低且可提高降伏比。在此種情形中，就有可能滿足上述之降伏強度1300MPa以上，且抗拉強度1400MPa以上1650MPa以下的條件。

另外，在超過300°C，低於450°C左右之溫度對麻田散鐵組織鋼施行回火處理時，會有因為所謂的低溫回火脆化導致韌性降低之問題。然而，回火溫度若在200°C以上，300°C以下，因為該回火脆化情形不會發生，故韌性降低不會成為問題。

根據以上情況，獲致以200°C以上300°C以下之低溫對含有適宜的C量與合金元素之麻田散鐵組織鋼進行回火處

理，可藉而在未伴隨著韌性降低下使降伏比上升，得以利用較少的合金元素添加量讓1300MPa以上之降伏強度和，1400MPa以上，1650MPa以下之抗拉強度並立的知識。

本發明中，並不需要使初晶沃斯田鐵粒徑顯著的微細化。但是，必須對滿足上述(a)及(b)之初晶沃斯田鐵粒度號數做適當的粒徑控制。發明人對製造條件等做各種研究之結果，得出利用以下的製造方法，可以容易且安定地獲得滿足上述(a)及(b)之初晶沃斯田鐵粒度號數之多邊形整粒的知識。亦即，在鋼板中適量地添加Nb，在熱軋時做適度的軋製控制，將適度的加工應變導入淬火前之鋼板中。然後，以 A_{c3} 轉變點+20°C以上，且為870°C以下之範圍的加熱溫度，進行再加熱淬火。再加熱溫度剛好在 A_{c3} 轉變點之上時，沃斯田鐵化不充分而形成混粒組織(Duplex-grain Structure)，沃斯田鐵的平均粒徑反而變小。因此，將再加熱溫度定為 A_{c3} 轉變點+20°C以上。第10圖所示為淬火加熱溫度(再加熱溫度)與初晶沃斯田鐵粒徑的關係之一例。

根據這些知識，可獲得降伏強度1300MPa以上，且抗拉強度1400MPa以上(以1400~1650MPa為佳)，耐延遲斷裂特性及焊接性優良之板厚為4.5mm~25mm的厚鋼板。

本發明之要旨係如以下所述。

(1)一種高強度厚鋼板，特徵在於其含有，以質量%計，

C：0.18%以上，0.23%以下；Si：0.1%以上，0.5%

以下；Mn：1.0%以上，2.0%以下；P：0.020%以下；

S：0.010%以下；Cu：超過0.5%，3.0%以下；Ni：

0.25%以上，2.0%以下；Nb：0.003%以上，0.10%以下；Al：0.05%以上，0.15%以下；B：0.0003%以上，0.0030%以下；N：0.006%以下；剩餘部分由Fe及不可避免之雜質組成，而且，以[C]、[Si]、[Mn]、[Cu]、[Ni]、[Cr]、[Mo]、[V]、[B]分別表示C、Si、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo、V、B的濃度(質量%)時，具有滿足由 $P_{cm} = [C] + [Si]/30 + [Mn]/20 + [Cu]/20 + [Ni]/60 + [Cr]/20 + [Mo]/15 + [V]/10 + 5[B]$ 算出之焊接裂紋敏感性指標 P_{cm} 為0.39%以下的成分組成； A_{c3} 轉變點為850℃以下，麻田散鐵組織分率為90%以上，降伏強度為1300MPa以上，抗拉強度為1400Mpa以上且1650MPa以下，此外，抗拉強度和，用每 1mm^2 試料片斷面之平均結晶粒數 m ，依據 $N_{\gamma} = -3 + \log_2 m$ 算出之初晶沃斯田鐵結晶粒度號數 N_{γ} ，在以[TS](MPa)表示前述之抗拉強度的情形中，當前述抗拉強度小於1550MPa時，會滿足 $N_{\gamma} \geq ([TS] - 1400) \times 0.006 + 7.0$ ，當前述抗拉強度在1550MPa以上時，會滿足 $N_{\gamma} \geq ([TS] - 1550) \times 0.01 + 7.9$ 。

(2)上述(1)記載的高強度厚鋼板中，亦可進一步含有以質量%計，Cr：0.05%以上，1.5%以下；Mo：0.03%以上，0.5%以下；V：0.01%以上，0.10%以下之中的1種以上。

(3)上述(1)或(2)記載的高強度厚鋼板中，其板厚亦可為

4.5mm以上25mm以下。

(4)一種高強度厚鋼板的製造方法，特徵在於其係將具有如上述(1)或(2)記載的成分組成之鋼片或鑄片加熱至 1100°C 以上；施行在 930°C 以下， 860°C 以上的溫度範圍之累積板厚減少率為30%以上，65%以下，並在 860°C 以上結束軋製之熱軋，以形成板厚4.5mm以上，25mm以下的鋼板；冷卻後，將前述鋼板再加熱至 A_{c3} 轉變點 $+20^{\circ}\text{C}$ 以上，且為 870°C 以下之溫度；然後，從 600°C 到 300°C 為止使前述鋼板之板厚中心部以平均冷卻速度 $20^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上的冷卻條件進行加速冷卻直到 200°C 以下；之後，進一步在 200°C 以上， 300°C 以下的溫度範圍實施回火熱處理。

發明效果

若依據本發明，可經濟地提供一種用於建設機械或產業機械之結構構件的耐延遲斷裂特性，彎曲加工性及焊接性優良之降伏強度1300MPa以上，且抗拉強度1400MPa以上的高強度厚鋼板。

圖式簡單說明

第1圖顯示Pcm與y型焊接裂紋試驗中之裂紋停止預熱溫度之關係的圖表。

第2圖抗氫脆化特性評價用缺口試驗片的說明圖。

第3圖顯示擴散氫量與達到延遲斷裂之斷裂時間的關係之一例的圖表。

第4圖顯示腐蝕促進試驗的，乾濕及溫度變化之反復條

件的圖表。

第5圖顯示Cu量及從環境侵入之擴散氫量HE的關係之圖表。

第6圖顯示P量及從環境侵入之擴散氫量HE的關係之圖表。

第7圖顯示初晶沃斯田鐵粒度號數，抗拉強度及耐延遲斷裂特性之關係的圖表。

第8圖顯示麻田散鐵組織鋼的C量，回火溫度和降伏應力之關係的圖表。

第9圖顯示麻田散鐵組織鋼的C量，回火溫度和抗拉應力之關係的圖表。

第10圖顯示麻田散鐵組織鋼的淬火加熱溫度和初晶沃斯田鐵結晶粒度號數之關係的圖表。

【實施方式】

用以實施發明之形態

以下，將就本發明做詳細地說明。

首先，闡述本發明之鋼成分的限定理由。

C是會大幅影響麻田散鐵組織的強度之重要元素。本發明中，C含量係以，麻田散鐵組織分率為90%以上時，為獲得1300MPa以上的降伏強度和，1400MPa以上1650MPa以下的抗拉強度所必要的量來做決定。C量的範圍是0.18%以上0.23%以下。C量不足0.18%時，鋼板不具有所需之強度。另外，C量超過0.23%時，鋼板的強度會過大或，加工性發生劣化。為安定地確保強度，亦可將C量的下限控制在

0.19%，C量的上限控制在0.22%或0.21%。

Si有作為脫氧材及強化元素之作用，添加0.1%以上時可看到其效果。但是，若添加多量的Si， A_{c3} 點(A_{c3} 轉變點)會升高，而且也有阻礙韌性之虞。因此，將Si量的上限定為0.5%。為改善脫氧、強度及韌性，也可將Si量的下限控制在0.15%或0.20%，Si量的上限控制在0.40%或0.30%。

Mn是使淬火性、強度提高之有效元素，而且也具有降低 A_{c3} 點之效果。因此，Mn至少添加1.0%以上。但是，Mn量若超過2.0%會助長偏析，阻礙韌性和焊接性。因此，將Mn的添加上限定為2.0%。為確保強度和提高韌性等，也可將Mn量的下限控制在1.1%、1.2%或1.3%，將Mn量的上限控制在1.9%、1.8%或1.7%。

P作為雜質，是使耐延遲斷裂特性大幅降低之有害元素。若使含P超過0.020%，則使從環境侵入之氫量增加的同時，使晶界脆化。因此，必須將P量抑制在0.020%以下。合宜的P量為0.010%以下。為使耐延遲斷裂特性更高，亦可將P量限制在0.008%以下、0.006%以下或0.004%以下。

S是不可避免的雜質，是會讓耐延遲斷裂特性或焊接性降低之有害元素。因此，將S量抑制在0.010%以下。為使耐延遲斷裂特性或焊接性提高，亦可將S量限制在0.006%以下或0.003%以下。

Cu是使從環境侵入之氫量HE降低，使耐延遲斷裂特性提高之元素。如第5圖所示，透過添加超過0.5%的Cu降低HE。而且，透過添加超過1.0%的Cu會更顯著地降低HE。

99年9月2日修正替換頁

因此，將Cu的添加量定為超過0.50%，宜為超過1.0%。但是，添加超過3.0%的Cu會使焊接性降低。因此，Cu的添加量定為3.0%以下。為使耐延遲斷裂特性提高，還可將Cu量的下限控制在0.7%、1.0%或1.2%。為使焊接性提高，亦可將Cu量的上限控制在2.2%、1.8%或1.6%。

Ni是使淬火性及韌性提高之元素。另外，以質量%計添加Cu添加量一半左右以上的Ni會有抑制因高量的Cu添加導致版塊裂紋之效果。因此，Ni至少添加0.25%以上。為安定地使其發揮該效果，可將Ni量限制在0.5%以上、0.8%以上或0.9%以上。然而，因為Ni是高價元素，故將添加量定為2.0%以下。為進一步降低價格，還可將Ni量控制在1.6%以下或1.3%以下。

Nb具有在軋製中生成微細碳化物以擴大未再結晶溫度區域而提高控制軋製效果，將適當的應變導入淬火前之軋製組織的效果。另外，因釘扎效應而具有抑制淬火加熱時之沃斯田鐵粗大化的效果。因此，Nb是用以獲得本發明中預定的初晶沃斯田鐵粒徑所必要的元素。因此，Nb要添加0.003%以上。為安定地獲得這些效果，亦可將Nb控制在0.005%以上、0.008%以上或0.011%以上。但是，若過量地添加會阻礙焊接性，因此，添加量定在0.10%以下。為提高焊接性，亦可控制在0.05%以下、0.03%以下或0.02%以下。

在為確保淬火性提高時所必需之游離B而固定N的目的下，Al要添加0.05%以上。然而，因為Al的過量添加有時會使韌性降低，故Al量的上限定為0.15%。為使韌性更加提

高，亦可將Al量的上限控制在0.10%或0.08%。

B是為提高淬火性之有效的必須元素。為發揮該效果，B量必須在0.0003%以上。但是，若添加B超過0.0030%，有時會使焊接性或韌性降低。因此，B量定為0.0003%以上，0.0030%以下。為了確保確實的淬火性及防止焊接性或韌性降低，亦可將B量的下限控制在0.0005%或0.0008%，將B量的上限控制在0.0021%或0.0015%。

若過量地含有N，則使韌性降低的同時，還會形成BN而阻礙B的淬火性提升效果。因此，將N量控制在0.006%以下。

含有如上所述的元素，剩餘部分由Fe及不可避免之雜質組成的鋼，是本發明之鋼的基本組成。而且，本發明中，可在上述成分之外，添加Cr、Mo、V中的一種以上。

Cr會使淬火性提高，對強度提升是有效的。因此，Cr亦可添加0.05%以上。然而，過量地添加Cr會使韌性降低。因此，Cr的添加是定在1.5%以下。為了使韌性提高，亦可將Cr量控制在1.0%以下、0.5%以下或0.4%以下。

Mo會使淬火性提高，對強度的提升是有效的。因此，Mo亦可添加0.03%以上。但是，在回火溫度低之本發明的製造條件下，無法期待析出強化之效果，故即使多量地添加Mo，在強度提升效果上還是有限度。而且，Mo也是高價元素，因此，Mo的添加是定在0.5%以下。亦可依需要將Mo量的上限控制在0.35%或0.20%。

V也會使淬火性提高，對強度提升也是有效的。因此，

V亦可添加0.01%以上。然而，在回火溫度低之本發明的製造條件下，無法期待析出強化之效果，故即使多量地添加V，在強度提升效果上還是有其限度。而且，V也是高價元素，因此，V添加是定在0.10%以下。亦可依需要將V量控制在0.08%以下、0.06%以下或0.04%以下。

除以上之成分範圍的限定外，為能如上所述地確保焊接性，在本發明中係將成分組成限定成以下述(1)式表示之Pcm在0.39%以下的狀態。為使焊接性進一步提高，亦可定為0.38%以下或0.37%以下。

$$P_{cm}=[C]+[Si]/30+[Mn]/20+[Cu]/20+[Ni]/60+[Cr]/20+[Mo]/15+[V]/10+5[B]\cdots(1)$$

此處，[C]、[Si]、[Mn]、[Cu]、[Ni]、[Cr]、[Mo]、[V]、[B]分別為C、Si、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo、V、B的質量%。

此外，為防止焊接脆化，亦可將用下述(2)式表示之碳當量Ceq定為0.80以下。

$$C_{eq}=[C]+[Si]/24+[Mn]/6+[Ni]/40+[Cr]/5+[Mo]/4+[V]/14\cdots(2)$$

接著，將就製造方法做描述。

首先，加熱上述鋼成分組成的鋼片或鑄片並進行熱軋。為使Nb充分地固溶，加熱溫度定在1100℃以上。

此外，進行對初晶沃斯田鐵粒度號數7.0以上之適度的粒徑控制。因此，在熱軋時必須實行適度的控制軋製，將適度的加工應變導入淬火前之鋼板中，並將淬火加熱溫度

設成 A_{c3} 轉變點 $+20^{\circ}\text{C}$ 以上，且為 870°C 以下之範圍內。

在熱軋時之控制軋製中，係軋製成在 930°C 以下， 860°C 以上之溫度範圍的累積板厚減少率在30%以上，65%以下之狀態，並在 860°C 以上結束軋製做成板厚4.5mm以上25mm以下之厚鋼板。該控制軋製的目的在於，將適度的加工應變導入再加熱淬火前之鋼板中。另外，控制軋製的上述溫度範圍是適量含有Nb之本發明鋼的未再結晶溫度區域。當在該未再結晶溫度區域的累積板厚減少率不足30%時，加工應變不足。因此，再加熱時之沃斯田鐵變得粗大。而，當在未再結晶溫度區域之累積板厚減少率超過65%，同時軋製結束溫度小於 860°C 時，加工應變會變成過量。此時，加熱時之沃斯田鐵有形成混粒組織的情形。因此，即使淬火加熱溫度在下述之適當範圍內，依然無法獲得初晶沃斯田鐵粒度號數7.0以上的整粒組織。

熱軋後冷卻鋼板，再加熱至 A_{c3} 轉變點 $+20^{\circ}\text{C}$ 以上，且為 870°C 以下之溫度，然後進行加速冷卻至 200°C 以下之淬火熱處理。淬火加熱溫度當然必須高於 A_{c3} 轉變點。但是，若將加熱溫度定為剛好在 A_{c3} 轉變點上，會有組織變成混粒無法進行合適的粒徑控制之情形。淬火加熱溫度若不在 A_{c3} 轉變點 $+20^{\circ}\text{C}$ 以上，將無法確實地獲得多邊形的(等方性之)整粒。因此，為了將淬火加熱溫度定為 870°C 以下，鋼材的 A_{c3} 轉變點必須在 850°C 以下。再者，因為韌性和耐延遲斷裂特性會降低，一部分含有粗大粒子之混粒組織並不合適。另外，淬火加熱時，並不須要特別地實行急速加熱。

再者，已有數種 A_{c3} 轉變點的計算式被提出。但是，因為在本鋼種之成分範圍中計算式的精度低，所以是用熱膨脹測定法等實測 A_{c3} 轉變點。

淬火熱處理之冷卻過程中是以，在板厚中心部之從 600°C 至 300°C 為止的平均冷卻速度為 $20^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上的條件，使鋼板加速冷卻至 200°C 以下。透過該冷卻操作，在板厚 4.5mm 以上 25mm 以下之鋼板中，可獲得組織分率為90%以上之麻田散鐵組織。因為板厚中心部之冷卻速度無法直接測定，所以是根據板厚、表面溫度、冷卻條件，以傳熱計算算出。

保持淬火過之狀態的麻田散鐵組織降伏比低。因此，當目的是要藉時效效果使降伏強度上升時，要在 200°C 以上、 300°C 以下之溫度範圍進行回火熱處理。回火溫度不足 200°C 時，無時效效果，降伏強度不增加。反之，回火溫度若超過 300°C ，韌性會因回火脆化而降低。因此，回火熱處理是在 200°C 以上、 300°C 以下進行。回火熱處理的時間，如果在15分鐘左右以上即可。

熔製具有示於表1及表2之成分組成的A~AF的鋼並製得鋼片。以示於表3之1~14的本發明之實施例和，示於表5之15~46的比較例的各種製造條件，將這些鋼片製成板厚 $4.5\sim 25\text{mm}$ 的鋼板。

針對這些鋼板，評價降伏強度、抗拉強度、初晶沃斯田鐵粒度號數、麻田散鐵組織分率、焊接裂紋性、彎曲加工性、耐延遲斷裂特性、韌性。將1~14的本發明之實施例

的結果示於表4，將15～46之比較例的結果示於表6。另外，
實測A_{c3}轉變點。

【表1】

表1 (質量%)

	鋼成分	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al	Nb	V	B	N	Ceq*	Pcm**	A _{c3} (°C)
實施例	A	0.204	0.21	1.72	0.002	0.002	0.79	0.54			0.07	0.011		0.0011	0.0039	0.513	0.351	825
	B	0.197	0.31	1.72	0.003	0.001	1.41	0.91			0.07	0.011		0.0013	0.0031	0.519	0.386	810
	C	0.221	0.23	1.35	0.002	0.001	1.12	0.64			0.07	0.014		0.0011	0.0033	0.472	0.368	807
	D	0.187	0.18	1.21	0.004	0.003	2.11	1.11			0.08	0.017		0.0012	0.0036	0.424	0.384	802
	E	0.198	0.16	1.54	0.012	0.002	1.47	1.11			0.06	0.015		0.0012	0.0032	0.489	0.378	808
	F	0.201	0.13	1.33	0.004	0.002	1.28	0.69	0.55		0.07	0.013		0.0013	0.0032	0.555	0.381	802
	G	0.191	0.15	1.46	0.004	0.002	1.05	0.70		0.35	0.07	0.017		0.0021	0.0038	0.546	0.367	830
	H	0.194	0.31	1.88	0.003	0.002	1.19	0.67			0.08	0.027	0.054	0.0012	0.0029	0.541	0.380	815
	I	0.197	0.21	1.15	0.003	0.002	1.34	0.82	0.32	0.15	0.08	0.012	0.035	0.0012	0.0031	0.522	0.378	821
	J	0.201	0.24	1.48	0.003	0.001	1.12	0.58	0.41	0.11	0.09	0.015		0.0015	0.0045	0.582	0.384	814

*Ceq=C+Si/24+Mn/6+Ni/40+Cr/5+Mo/4+V/14
**Pcm= C+Si/30+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5B

【表2】

表2

(質量%)

	鋼成分	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al	Nb	V	B	N	Ceq*	Pcm**	A _{cs} (°C)
比較例	K	<u>0.164</u>	0.32	1.89	0.004	0.002	1.35	0.75			0.06	0.016		0.0013	0.0034	0.511	0.356	817
	L	<u>0.251</u>	0.25	1.16	0.005	0.001	1.05	0.66			0.07	0.012		0.0012	0.0035	0.471	0.387	804
	M	0.192	<u>0.01</u>	1.77	0.004	0.001	1.37	0.74			0.08	0.009		0.0012	0.0042	0.506	0.368	799
	N	0.197	<u>0.79</u>	1.51	0.006	0.001	1.38	0.85			0.06	0.012		0.0008	0.0029	0.503	0.386	844
	O	0.211	0.35	<u>0.71</u>	0.003	0.002	1.41	0.95			0.06	0.018		0.0011	0.0040	0.368	0.350	830
	P	0.189	0.15	<u>2.32</u>	0.003	0.002	1.05	0.65			0.06	0.016		0.0012	0.0039	0.598	0.379	805
	Q	0.192	0.3	1.77	<u>0.026</u>	0.002	1.32	0.84			0.08	0.014		0.0014	0.0034	0.521	0.378	810
	R	0.199	0.24	1.66	0.005	<u>0.013</u>	1.52	0.92			0.06	0.015		0.0009	0.0029	0.509	0.386	806
	S	0.215	0.32	1.92	0.004	0.001	<u>0.30</u>	1.21			0.06	0.016		0.0008	0.0032	0.579	0.361	805
	T	0.182	0.12	1.25	0.005	0.002	<u>3.42</u>	0.42			0.06	0.017		0.0011	0.0033	0.406	<u>0.432</u>	812
	U	0.202	0.24	1.47	0.004	0.002	1.35	<u>0.18</u>			0.07	0.016		0.0012	0.0029	0.462	0.360	840
	V	0.192	0.25	1.03	0.003	0.001	1.05	0.87	<u>1.65</u>		0.06	0.014		0.0014	0.0034	0.726	<u>0.408</u>	804
	W	0.192	0.20	1.05	0.005	0.002	1.38	0.74		<u>0.67</u>	0.08	0.019		0.0012	0.0029	0.561	0.383	830
	X	0.199	0.24	1.35	0.006	0.001	1.75	0.87			<u>0.22</u>	0.017		0.0012	0.0032	0.456	0.383	818
	Y	0.212	0.24	1.61	0.004	0.002	1.25	0.67			0.09	<u>0.001</u>		0.0014	0.0041	0.507	0.381	810
	Z	0.209	0.28	1.41	0.003	0.002	1.46	0.86			0.07	<u>0.133</u>		0.0015	0.0035	0.477	0.384	809
	AA	0.204	0.29	1.55	0.004	0.002	1.08	0.61			0.06	0.014	<u>0.188</u>	0.0015	0.0033	0.503	0.382	820
	AB	0.197	0.31	1.45	0.003	0.001	1.56	0.80			0.07	0.016		<u>0.0001</u>	0.0032	0.472	0.372	811
	AC	0.201	0.25	1.25	0.003	0.002	1.34	0.95			0.07	0.015		<u>0.0052</u>	0.0033	0.444	0.381	809
	AD	0.211	0.24	1.52	0.003	0.001	1.32	0.87			0.06	0.014		0.0012	<u>0.0093</u>	0.496	0.382	812
	AE	0.218	0.24	1.75	0.003	0.002	1.68	0.85			0.07	0.015		0.0013	0.0041	0.541	<u>0.418</u>	806
	AF	0.185	0.44	1.05	0.003	0.003	1.02	0.41	0.92		0.12	0.012		0.0013	0.0033	0.573	0.363	<u>856</u>

*Ceq=C+Si/24+Mn/6+Ni/40+Cr/5+Mo/4+V/14

**Pcm= C+Si/30+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5B

【表3】

表3

	鋼板	鋼成分	板厚 (cm)	加熱溫度 (℃)	930℃以下 860℃以上 之累積板厚 減少率(%)	軋製結束 溫度 (℃)	淬火 加熱溫度 (℃)	600℃~300℃ 冷卻速度(計算值) (℃/sec)	加速冷卻 結束溫度 (℃)	回火 溫度 (℃)
實施例	1	A	25	1150	40	863	860	25	< 200	250
	2	B	12	1150	45	870	865	92	< 200	200
	3	B	25	1150	40	871	835	26	< 200	200
	4	C	4.5	1200	60	880	835	163	< 200	250
	5	C	25	1150	45	872	835	29	< 200	250
	6	D	25	1150	45	864	835	22	< 200	250
	7	E	25	1150	50	860	840	26	< 200	300
	8	E	16	1150	55	866	835	57	< 200	225
	9	F	25	1150	45	875	830	25	< 200	300
	10	G	25	1200	50	861	855	28	< 200	250
	11	H	8	1150	60	865	840	101	< 200	225
	12	H	25	1150	35	864	840	22	< 200	250
	13	I	25	1150	55	878	850	26	< 200	225
	14	J	25	1150	45	866	840	29	< 200	200

【表4】

表4

	鋼板	初晶沃斯 田鐵粒度 號數	麻田散 鐵組織 分率 (%)	降伏強 度 (MPa)	抗拉強 度 (MPa)	y型焊接 裂紋試 驗結果	彎曲加 工性試 驗結果	Hc (ppm)	HE (ppm)	Hc/HE	-20℃吸 收能 (J)
實施例	1	7.9	> 90	1341	1508	合格	合格	0.42	0.06	7.0	57
	2	8.8	> 90	1425	1574	—	合格	0.31	0.04	7.8	51
	3	10.1	> 90	1391	1534	合格	合格	0.29	0.02	14.5	56
	4	9.4	> 90	1389	1561	—	合格	0.31	0.04	7.8	67*
	5	9.7	> 90	1338	1492	合格	合格	0.45	0.01	45.0	64
	6	10.3	> 90	1377	1552	合格	合格	0.30	0.02	15.0	55
	7	9.8	> 90	1371	1539	合格	合格	0.42	0.06	7.0	65
	8	10.0	> 90	1381	1541	—	合格	0.32	0.02	16.0	57
	9	10.2	> 90	1402	1580	合格	合格	0.28	0.03	9.3	48
	10	8.9	> 90	1357	1520	合格	合格	0.45	0.04	11.3	51
	11	9.8	> 90	1389	1542	—	合格	0.36	0.01	36.0	50*
	12	9.5	> 90	1387	1517	合格	合格	0.46	0.02	23.0	52
	13	8.7	> 90	1364	1555	合格	合格	0.50	0.04	12.5	57
	14	10.1	> 90	1398	1612	合格	合格	0.27	0.01	27.0	50

*小尺寸夏比試驗片(以4號試驗片為基準變換吸收能)

【表5】

表5

	鋼板	鋼成分	板厚 (mm)	加熱 溫度 (℃)	930℃以下 860℃以上 的累積板厚 減少率(%)	軋製結 束溫度 (℃)	淬火 加熱溫 度(℃)	600℃~300℃ 冷卻速度 (計算值) (℃/sec)	加速冷 卻結束 溫度 (℃)	回 火溫 度 (℃)
比較 例	15	<u>K</u>	25	1150	50	863	840	24	< 200	225
	16	L	25	1150	45	872	835	25	< 200	250
	17	<u>M</u>	25	1150	55	880	840	29	< 200	250
	18	<u>N</u>	25	1150	50	871	865	29	< 200	225
	19	<u>O</u>	25	1150	50	865	850	24	< 200	225
	20	<u>P</u>	25	1150	50	864	835	24	< 200	250
	21	<u>Q</u>	25	1150	45	869	840	26	< 200	200
	22	<u>R</u>	25	1150	45	880	840	25	< 200	250
	23	<u>S</u>	25	1150	60	864	850	27	< 200	250
	24	<u>T</u>	25	1150	50	880	845	25	< 200	250
	25	<u>V</u>	25	1150	50	866	865	27	< 200	250
	26	<u>U</u>	25	1150	55	869	835	28	< 200	225
	27	<u>W</u>	25	1150	45	867	855	26	< 200	250
	28	<u>X</u>	25	1150	50	880	840	24	< 200	225
	29	<u>Y</u>	25	1150	45	862	840	25	< 200	225
	30	<u>Z</u>	25	1150	40	873	840	29	< 200	225
	31	<u>AA</u>	25	1150	50	871	850	26	< 200	250
	32	<u>AB</u>	25	1150	45	869	840	25	< 200	250
	33	<u>AC</u>	25	1150	50	867	840	28	< 200	250
	34	<u>AD</u>	25	1150	45	865	850	26	< 200	250
	35	<u>AE</u>	25	1150	45	872	840	26	< 200	250
	36	<u>AF</u>	25	1150	45	865	<u>880</u>	24	< 200	225
	37	C	25	<u>1000</u>	45	866	840	25	< 200	250
	38	A	25	1150	<u>20</u>	862	<u>840</u>	25	< 200	225
	39	B	25	1150	45	868	<u>885</u>	28	< 200	225
	40	C	25	1150	55	867	850	<u>15</u>	< 200	250
	41	A	25	1150	45	868	850	26	< 200	無
	42	A	25	1150	50	868	850	27	< 200	<u>350</u>
	43	A	25	1150	50	871	850	27	< 200	<u>450</u>
	44	A	25	1150	<u>80</u>	864	<u>840</u>	24	< 200	225
	45	A	25	1150	50	<u>820</u>	850	26	< 200	250
	46	A	25	1150	50	867	850	21	<u>300</u>	250

【表6】

表6

	鋼板	初晶沃斯田鐵粒度 號數	麻田 散鐵 組織分率 (%)	降伏強度 (MPa)	抗拉強度 (MPa)	y型焊接裂 紋試驗結果	彎曲 加工性 試驗結果	Hc (ppm)	HE (ppm)	Hc/HE	-20℃ 吸收能 (J)
比較 例	15	9.4	> 90	<u>1249</u>	1438	合格	合格	0.47	0.03	15.7	64
	16	10.0	> 90	1460	<u>1699</u>	不合格	不合格	0.21	0.09	<u>2.3</u>	29
	17	9.4	> 90	1331	1495	合格	合格	0.35	0.03	11.7	<u>19</u>
	18	8.2	> 90	1365	1551	合格	合格	0.20	0.08	<u>2.5</u>	<u>17</u>
	19	9.3	> 90	<u>1277</u>	1451	合格	合格	0.39	0.04	9.8	60
	20	9.6	> 90	1452	1644	不合格	合格	0.27	0.07	3.9	<u>21</u>
	21	9.1	> 90	1350	1520	不合格	合格	0.31	0.14	<u>2.2</u>	39
	22	9.4	> 90	1370	1539	合格	合格	0.15	0.08	<u>1.9</u>	31
	23	8.3	> 90	1391	1561	合格	合格	0.32	0.12	<u>2.7</u>	60
	24	8.1	> 90	1421	1610	不合格	合格	0.26	0.03	8.7	29
	25	7.9	> 90	1338	1515	合格	合格	0.38	0.04	9.5	<u>22</u>
	26	9.1	> 90	1430	1619	不合格	合格	0.22	0.05	4.4	34
	27	8.6	> 90	1419	1611	合格	合格	0.21	0.06	3.5	<u>19</u>
	28	9.1	> 90	1345	1529	合格	合格	0.35	0.03	11.7	<u>21</u>
	29	<u>7.3</u>	> 90	1397	1564	合格	合格	0.12	0.05	<u>2.4</u>	35
	30	8.7	> 90	1399	1576	不合格	合格	0.26	0.07	3.7	39
	31	8.9	> 90	1400	1608	合格	合格	0.36	0.09	4.0	<u>16</u>
	32	9.2	<u>75</u>	<u>1266</u>	1452	合格	合格	0.48	0.04	12.0	71
	33	8.8	> 90	1380	1550	合格	合格	0.31	0.07	4.4	<u>20</u>
	34	8.4	<u>80</u>	<u>1277</u>	1409	合格	合格	0.42	0.03	14.0	30
	35	8.8	> 90	1360	1540	不合格	合格	0.31	0.05	6.2	36
	36	<u>7.4</u>	> 90	1389	1559	合格	合格	0.14	0.05	<u>2.8</u>	55
	37	<u>7.3</u>	> 90	1325	1561	合格	合格	0.09	0.04	<u>2.3</u>	36
	38	<u>6.8</u>	> 90	1354	1578	合格	合格	0.11	0.04	<u>2.8</u>	42
	39	<u>7.1</u>	> 90	1369	1564	合格	合格	0.09	0.04	2.3	48
	40	8.7	<u>60</u>	<u>1177</u>	<u>1389</u>	合格	合格	0.52	0.03	17.3	75
	41	8.9	> 90	<u>1275</u>	1611	合格	合格	0.27	0.03	9.0	54
	42	9.2	> 90	1382	1480	合格	合格	0.47	0.10	4.7	<u>19</u>
	43	9.2	> 90	<u>1272</u>	<u>1351</u>	合格	合格	0.84	0.19	4.4	45
	44	<u>6.9</u>	> 90	1385	1482	合格	合格	0.12	0.05	<u>2.4</u>	55
	45	<u>6.8</u>	> 90	1402	1506	合格	合格	0.11	0.05	<u>2.2</u>	42
	46	8.4	<u>50</u>	1312	<u>1387</u>	合格	合格	0.24	0.07	3.4	54

*小尺寸夏比試驗片(以4號試驗片為基準變換吸收能。)

降伏強度和抗拉強度是指，採取JIS Z 2201中規定之1A號抗拉試驗片，依照JIS Z 2241規定之抗拉試驗進行測定。降伏強度在1300MPa以上為合格，抗拉強度以1400～1650 MPa為合格。

初晶沃斯田鐵粒度號數，是用JIS G 0551(2005)的方法進行測定，抗拉強度和初晶沃斯田鐵粒度號數滿足前述(a)、(b)時為合格。

為評價麻田散鐵的組織分率，使用從板厚中心部附近採取到之樣品，以穿透式電子顯微鏡，在5000倍的倍率下對 $20\mu\text{m}\times 30\mu\text{m}$ 的範圍做5個視野的觀察。測定各視野中之麻田散鐵組織的面積，從各面積的平均值算出麻田散鐵組織分率。此時，麻田散鐵組織的差排密度(dislocation density)高，在 300°C 以下的回火熱處理中，僅生成極微量的雪明碳鐵(cementite)。因此，麻田散鐵組織可與變韌鐵組織等區別。

為評價焊接裂紋性，以JIS Z 3158中規定之y型焊接裂紋試驗進行評價。供評價之鋼板的板厚，除實施例2、4、8、11之外全部為25mm，進行供熱15kJ/cm的 CO_2 焊接。試驗結果，在預熱溫度 175°C 下如果根部裂紋率為0即評價為合格。另外，針對板厚不足25mm的實施例2、4、8、11之鋼板，因為推測其焊接性與同一成分之實施例3、5、7、12相同，故省略y型焊接裂紋試驗。

為評價彎曲加工性，以JIS Z 2248中規定之方法，使用JIS 1號試驗片(使試驗片的長度方向成為與鋼板的軋製方向垂直之方向)，進行180度彎曲以形成板厚4倍的彎曲半徑

(4t)。將彎曲試驗後，彎曲部的外側未發生斷裂也無其他缺陷之情形評價為合格。

為評價耐延遲斷裂特性，測定各鋼板的「臨界擴散氫量 H_c 」及「由環境侵入之擴散氫量 H_E 」。 H_c/H_E 超過3時，評價為耐延遲斷裂特性良好。

為評價韌性，從板厚中心部對軋製方向呈直角地採取 JIS Z 2201 4號夏比試驗片，對3個試驗片在 -20°C 進行夏比衝擊試驗。計算各試驗片吸收能之平均值，以該平均值在27J以上為目標。再者，關於板厚8mm的鋼板(實施例11)是使用5mm之小尺寸的夏比試驗片，板厚4.5mm的鋼板(實施例4)是使用3mm之小尺寸的夏比試驗片。對於小尺寸的夏比試驗片，以假定如果是4號夏比試驗片的板寬時(亦即，板寬10mm)之吸收能在27J以上做為目標值。

另外， A_{c3} 轉變點是使用富士電波工機製之Formastor-FII，以 $2.5^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 之升溫速度條件利用熱膨脹測定加以測定。

再者，表1及表2中加了底線之化學成分(鋼成分組成)、 P_{cm} 值、 A_{c3} 點之數值，表示其不滿足本發明之條件。表3～6中加了下線之數值，表示不滿足本發明之製造條件者，或者特性不足者。

在表3及表4之本發明實施例1～14，全部滿足前述之降伏強度、抗拉強度、初晶沃斯田鐵粒度號數、麻田散鐵組織分率、焊接裂紋性、彎曲加工性、耐延遲斷裂特性、韌性之目標值。相對於此，表5及表6之比較例15～34中，表

中用下線標示之化學成分脫離本發明所限定之範圍。因此，比較例15～34中，儘管是在本發明之製造條件的範圍內，降伏強度、抗拉強度、初晶沃斯田鐵粒度號數、麻田散鐵組織分率、焊接裂紋性、彎曲加工性、耐延遲斷裂特性、韌性當中還是會有一個以上不滿足目標值。

比較例35之鋼成分組成雖然在本發明的範圍內，惟因Pcm值脫離本發明之範圍，故焊接裂紋性不合格。比較例36之鋼成分組成雖然在本發明的範圍內，惟因 A_{c3} 點脫離本發明之範圍，故無法獲得低淬火加熱溫度。因此，初晶沃斯田鐵晶粒的微細化變得不充分，耐延遲斷裂特性不合格。比較例37～46中，雖然鋼成分組成、Pcm值、 A_{c3} 點之每一項都在本發明之範圍內，惟並不滿足本發明之製造條件。因此，降伏強度、抗拉強度、初晶沃斯田鐵粒度號數、麻田散鐵組織分率、焊接裂紋特性、彎曲加工性、耐延遲斷裂特性、韌性當中會有一個以上不滿足目標值。亦即，比較例37因為加熱溫度低，Nb未固溶，故沃斯田鐵的微細化不充分。因此，比較例37之耐延遲斷裂特性不合格。比較例38因為在 930°C 以下、 860°C 以上之累積板厚減少率低，故沃斯田鐵的微細化不充分。因此，耐延遲斷裂特性不合格。比較例39，因為淬火加熱溫度超過 880°C ，故沃斯田鐵的微細化不充分。因此，耐延遲斷裂特性不合格。比較例40因為從 600°C 至 300°C 為止的冷卻速度小，故無法獲得90%以上的麻田散鐵組織分率。因此，降伏強度低，是不合格的。比較例41因為未做回火，故降伏強度低，是不合

格的。比較例42因為回火溫度超過 300°C ，故韌性低，是不合格的。比較例43因為回火溫度較比較例42還高，故強度低，是不合格的。比較例44因為在 930°C 以下、 860°C 以上的累積板厚減少率高，故沃斯田鐵的微細化不充分。因此，比較例44的耐延遲斷裂特性不合格。比較例45因為軋製結束溫度低，故沃斯田鐵的微細化不充分，因此，比較例45的耐延遲斷裂特性不合格。比較例46因為加速冷卻結束溫度高，故淬火不足，無法獲得90%以上的麻田散鐵組織分率。因此，比較例46抗拉強度低，並不合格。再者，在比較例46中是將鋼板加速冷卻至 300°C 後，空冷至 200°C ，又回火至 250°C 。

產業之可利用性

本發明可提供一種耐延遲斷裂特性及焊接性優良之高强度厚鋼板及其製造方法。

【圖式簡單說明】

第1圖顯示Pcm與y型焊接裂紋試驗中之裂紋停止預熱溫度之關係的圖表。

第2圖抗氫脆化特性評價用缺口試驗片的說明圖。

第3圖顯示擴散氫量與達到延遲斷裂之斷裂時間的關係之一例的圖表。

第4圖顯示腐蝕促進試驗的，乾濕及溫度變化之反復條件的圖表。

第5圖顯示Cu量及從環境侵入之擴散氫量HE的關係之圖表。

第6圖顯示P量及從環境侵入之擴散氫量HE的關係之圖表。

第7圖顯示初晶沃斯田鐵粒度號數，抗拉強度及耐延遲斷裂特性之關係的圖表。

第8圖顯示麻田散鐵組織鋼的C量，回火溫度和降伏應力之關係的圖表。

第9圖顯示麻田散鐵組織鋼的C量，回火溫度和抗拉應力之關係的圖表。

第10圖顯示麻田散鐵組織鋼的淬火加熱溫度和初晶沃斯田鐵結晶粒度號數之關係的圖表。

【主要元件符號說明】

(無)

(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：98134758

※ 申請日：98.10.14

※ IPC 分類：C22C 38/00

一、發明名稱：(中文/英文)

高強度厚鋼板及其製造方法

HIGH STRENGTH THICK STEEL SHEET AND PRODUCING METHOD THEREFOR

二、中文發明摘要：

本發明係關於一種高強度厚鋼板，其特徵在於含有，以質量%計，C：0.18%以上，0.23%以下；Si：0.1%以上，0.5%以下；Mn：1.0%以上，2.0%以下；P：0.020%以下；S：0.010%以下；Cu：超過0.5%，3.0%以下；Ni：0.25%以上，2.0%以下；Nb：0.003%以上，0.10%以下；Al：0.05%以上，0.15%以下；B：0.0003%以上，0.0030%以下；N：0.006%以下；剩餘部分由Fe及不可避免之雜質組成，而且，以[C]、[Si]、[Mn]、[Cu]、[Ni]、[Cr]、[Mo]、[V]、[B]分別表示C、Si、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo、V、B的濃度(質量%)時，具有滿足由 $P_{cm} = [C] + [Si]/30 + [Mn]/20 + [Cu]/20 + [Ni]/60 + [Cr]/20 + [Mo]/15 + [V]/10 + 5[B]$ 算出之焊接裂紋敏感性指標 P_{cm} 在0.39%以下的成分組成； A_{c3} 轉變點為850℃以下，麻田散鐵組織分率為90%以上，降伏強度為1300MPa以上，抗拉強度為1400MPa以上且在1650MPa以下；此外，抗拉強度和，用每1mm²試料片斷面之平均結晶粒數 m ，依據 $N_{\gamma} = -3 + \log_2 m$ 算出之初晶沃斯田鐵結晶粒度號數 N_{γ} ，在將前述抗拉強度表示成[TS](MPa)的情形中，當前述抗拉強度小於1550MPa時，滿足 $N_{\gamma} \geq ([TS] - 1400) \times 0.006 + 7.0$ ，當前述抗拉強度在1550MPa以上時，滿足 $N_{\gamma} \geq ([TS] - 1550) \times 0.01 + 7.9$ 。

三、英文發明摘要：

A high strength thick steel sheet includes the following components: 0.18 to 0.23 mass% of C; 0.1 to 0.5 mass% of Si; 1.0 to 2.0 mass% of Mn; 0.020 mass% or less of P; 0.010 mass% or less of S; greater than 0.5 mass% and 3.0 mass% or less of Cu; 0.25 to 2.0 mass% of Ni; 0.003 to 0.10 mass% of Nb; 0.05 to 0.15 mass% of Al; 0.0003 to 0.0030 mass% of B; 0.006 mass% or less of N; and balance composed of Fe and inevitable impurities. A weld crack sensitivity index P_{cm} of the high strength thick steel sheet is calculated by $P_{cm} = [C] + [Si] / 30 + [Mn] / 20 + [Cu] / 20 + [Ni] / 60 + [Cr] / 20 + [Mo] / 15 + [V] / 10 + 5[B]$, and is 0.39 mass% or less. Herein, [C], [Si], [Mn], [Cu], [Ni], [Cr], [Mo], [V], and [B] are the concentrations (mass%) of C, Si, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, V, and B, respectively. The A_{c3} transformation point is less than or equal to 850°C, a percentage value of a martensite structure is greater than or equal to 90%, the yield strength is greater than or equal to 1300 MPa, and the tensile strength is greater than or equal to 1400 MPa and less than or equal to 1650 MPa. A prior austenite grain size number N_{γ} is calculated by $N_{\gamma} = -3 + \log_2 m$ using an average number m of crystal grains per 1mm^2 in a cross section of a sample piece of the high strength thick steel sheet. If the tensile strength is less than 1550 MPa, the prior austenite grain size number N_{γ} satisfies the formula $N_{\gamma} = ([TS] - 1400) \times 0.006 + 7.0$. If the tensile strength is greater than or equal to 1550 MPa, the prior austenite grain size number N_{γ} satisfies the formula $N_{\gamma} = ([TS] - 1550) \times 0.01 + 7.9$. Herein, [TS] (MPa) is the tensile strength.

七、申請專利範圍：

1. 一種高強度厚鋼板，其特徵在於含有以質量%計，

C：0.18%以上，0.23%以下

Si：0.1%以上，0.5%以下

Mn：1.0%以上，2.0%以下

P：0.020%以下

S：0.010%以下

Cu：超過0.5%，3.0%以下

Ni：0.25%以上，2.0%以下

Nb：0.003%以上，0.10%以下

Al：0.05%以上，0.15%以下

B：0.0003%以上，0.0030%以下

N：0.006%以下，

剩餘部分由Fe及不可避免之雜質組成，而且[C]、[Si]、[Mn]、[Cu]、[Ni]、[Cr]、[Mo]、[V]、[B]分別為C、Si、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo、V、B的濃度(質量%)時，具有滿足依 $P_{cm} = [C] + [Si] / 30 + [Mn] / 20 + [Cu] / 20 + [Ni] / 60 + [Cr] / 20 + [Mo] / 15 + [V] / 10 + 5[B]$ 算出之焊接裂紋敏感性指標 P_{cm} 為0.39%以下之成分組成；

A_{c3} 轉變點為850℃以下，麻田散鐵組織分率為90%以上，降伏強度為1300MPa以上，抗拉強度為1400MPa且1650MPa以下，而且，抗拉強度和，用每1mm²試料片斷面之平均結晶粒數 m ，依據 $N_{\gamma} = -3 + \log_2 m$ 算出之初晶沃

斯田鐵結晶粒度號數 N_γ ，在將前述抗拉強度表示成 $[TS](\text{MPa})$ 的情形中，當前述抗拉強度不足 1550MPa 時，滿足 $N_\gamma \geq ([TS] - 1400) \times 0.006 + 7.0$ ，當前述抗拉強度在 1550MPa 以上時，滿足 $N_\gamma \geq ([TS] - 1550) \times 0.01 + 7.9$ 。

2. 如申請專利範圍第1項記載的高強度厚鋼板，其進一步含有以質量%計，

Cr ：0.05%以上，1.5%以下

Mo ：0.03%以上，0.5%以下

V ：0.01%以上，0.10%以下

之中的1種以上。

3. 如申請專利範圍第1項或第2項記載的高強度厚鋼板，其板厚為 4.5mm 以上 25mm 以下。
4. 一種高強度厚鋼板的製造方法，其特徵在於係將具有如申請專利範圍第1項或第2項記載之成分組成的鋼片或鑄片加熱至 1100°C 以上；

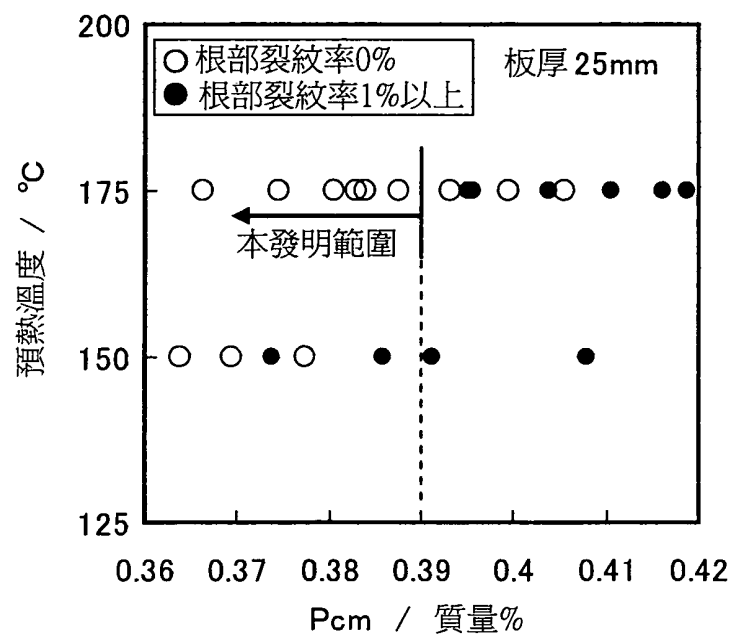
施行在 930°C 以下， 860°C 以上的溫度範圍之累積板厚減少率為30%以上，65%以下，並在 860°C 以上進行結束軋製之熱軋，以形成板厚 4.5mm 以上， 25mm 以下之鋼板；

冷卻後，將前述鋼板再加熱至 A_{c3} 轉變點 $+20^\circ\text{C}$ 以上，而且在 870°C 以下之溫度；

然後，以從 600°C 至 300°C 為止之前述鋼板的板厚中心部之平均冷卻速度為 $20^\circ\text{C}/\text{sec}$ 以上的冷卻條件進行加速冷卻至 200°C 以下；

之後，進一步在 200°C 以上， 300°C 以下的溫度範圍
進行回火熱處理。

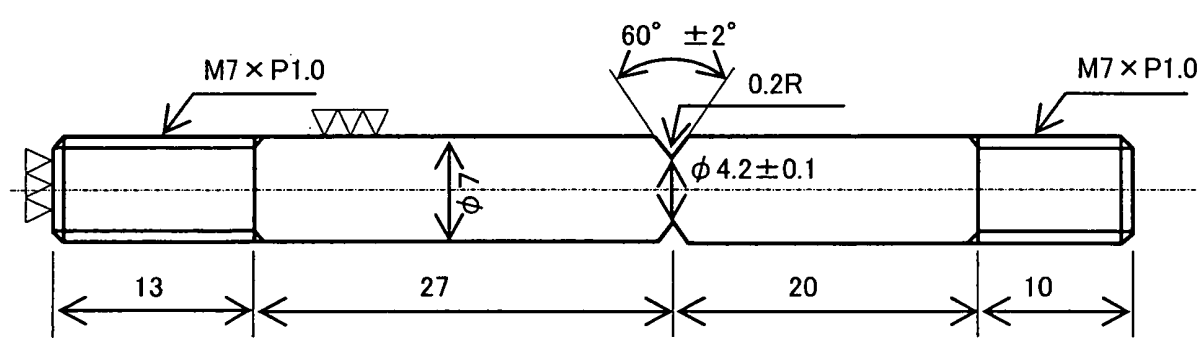
第1圖



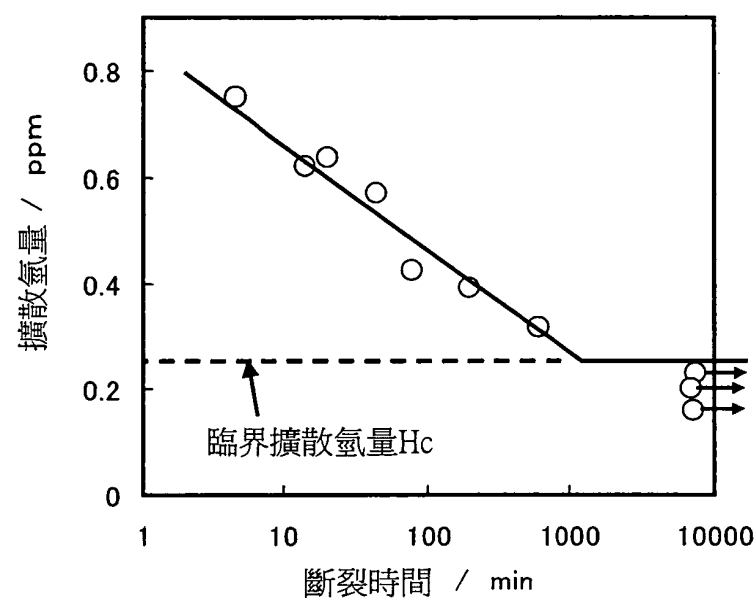
$$P_{cm} = [C] + [Si]/30 + [Mn]/20 + [Cu]/20 + [Ni]/60 + [Cr]/20 + [Mo]/15 + [V]/10 + 5[B]$$

[C], [Si], [Mn], [Cu], [Ni], [Cr], [Mo], [V], [B] 分別表示 C, Si, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, V, B 質量%

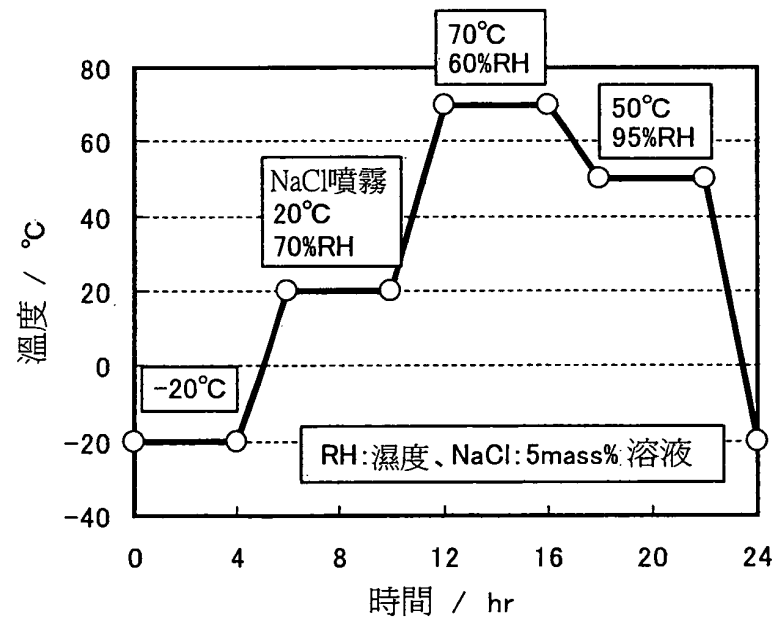
第2圖



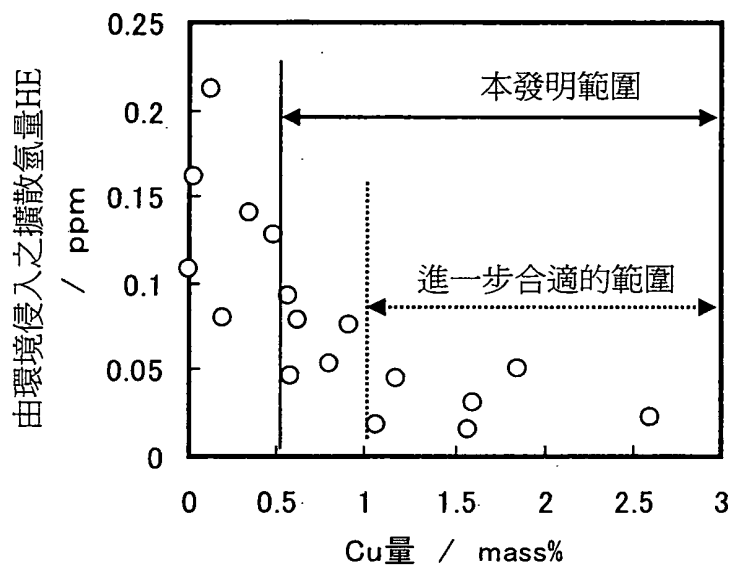
第3圖



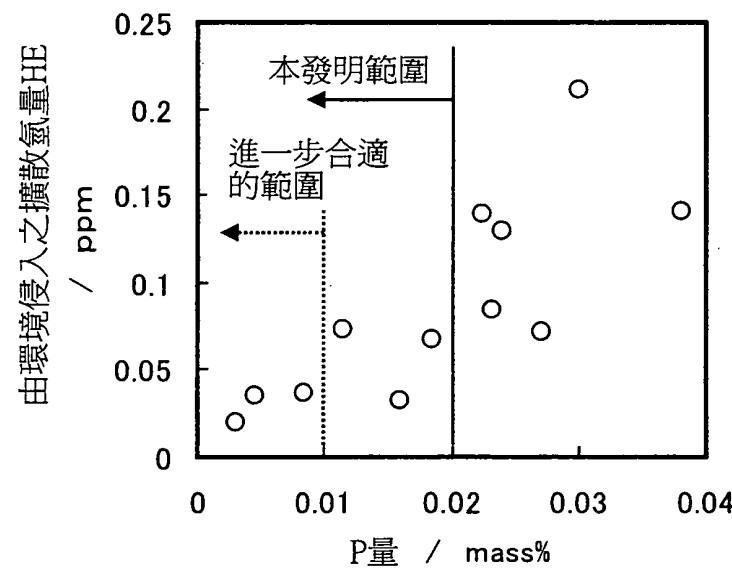
第4圖



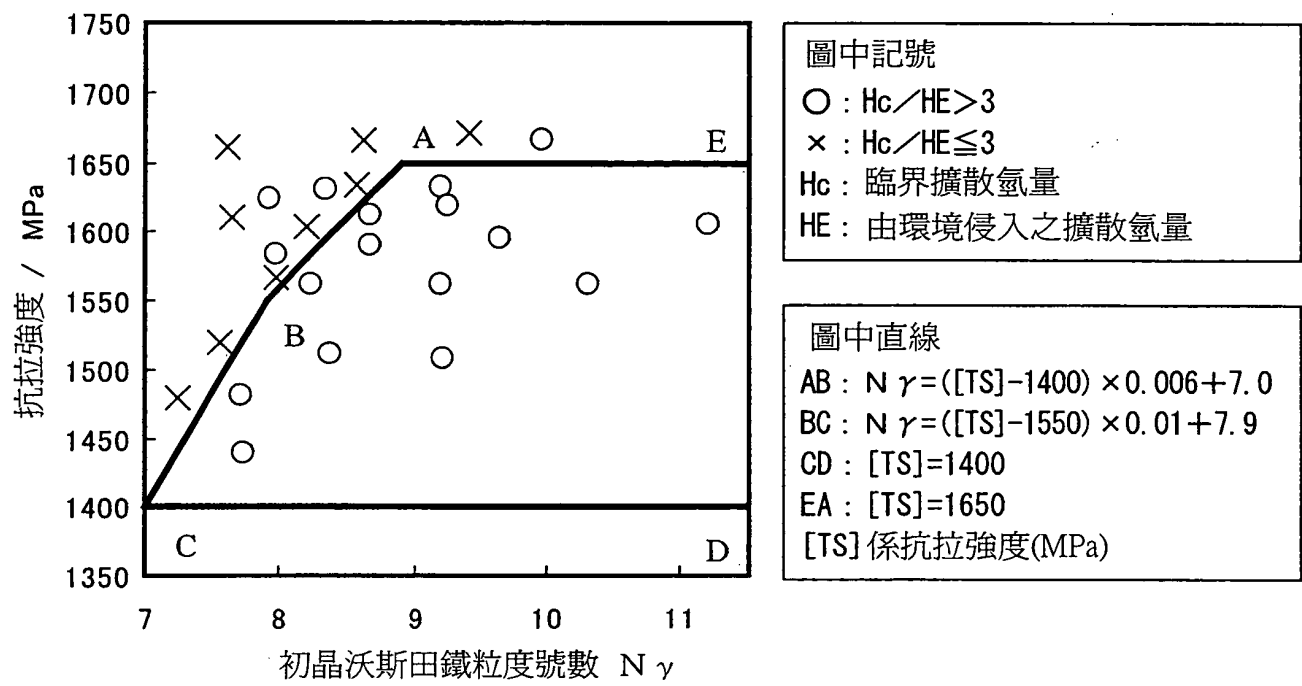
第5圖



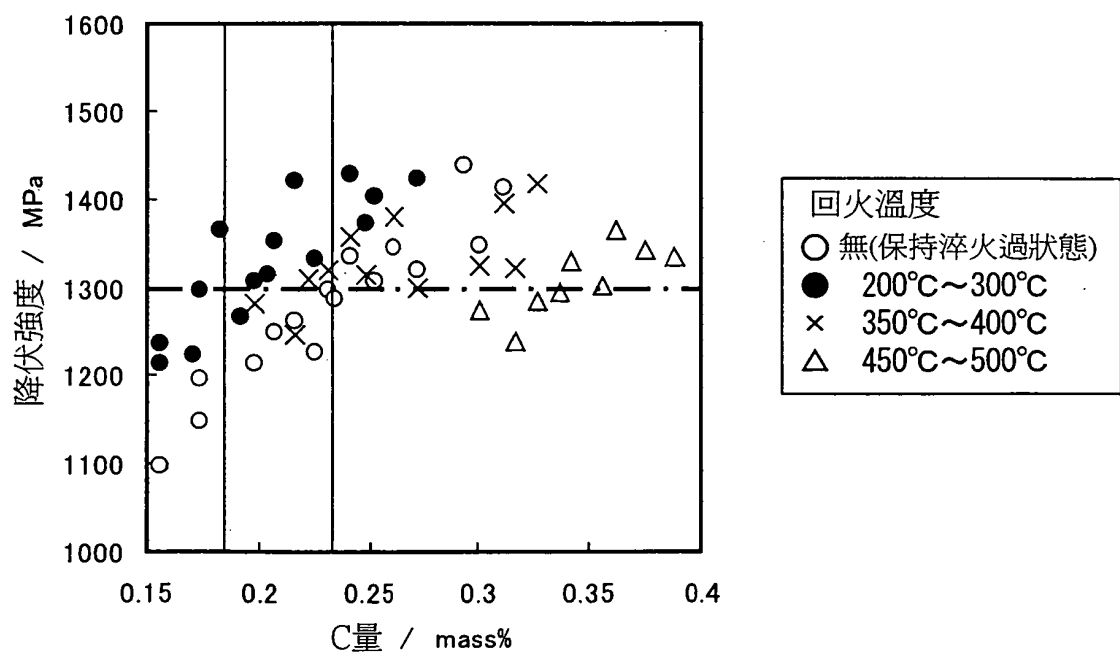
第6圖



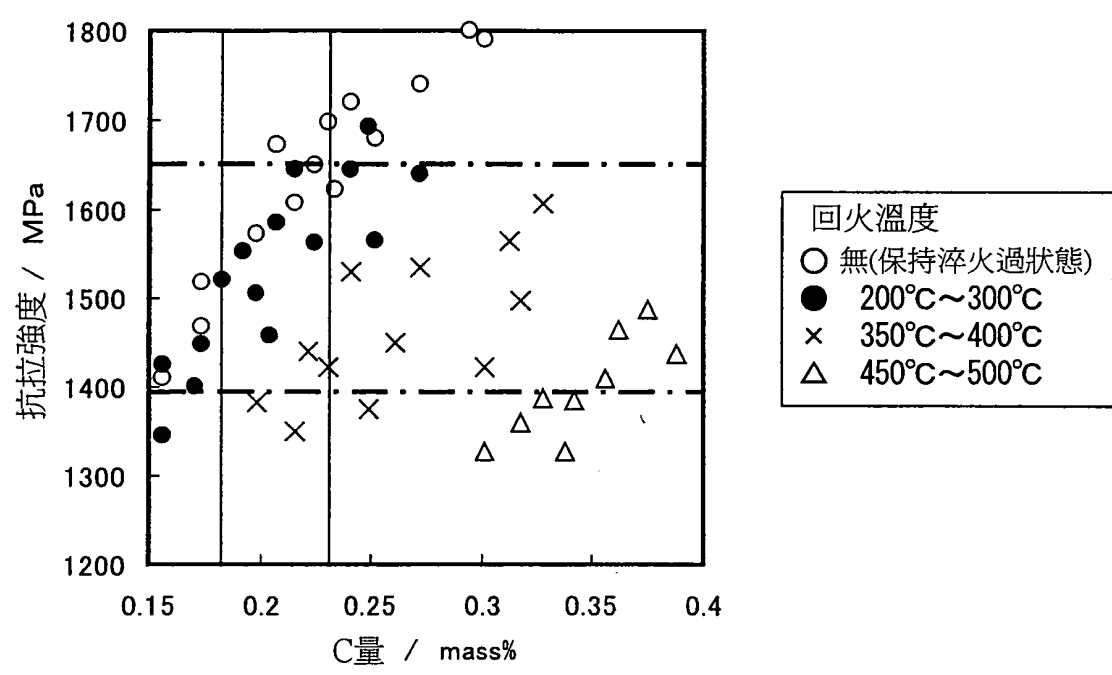
第7圖



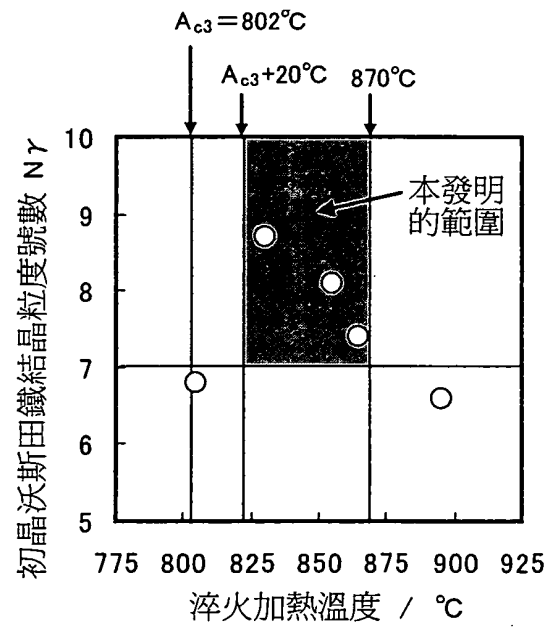
第8圖



第9圖



第10圖



四、指定代表圖：

(一)本案指定代表圖為：第 (7) 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：