

發明專利說明書

(本說明書格式、順序及粗體字，請勿任意更動，※記號部分請勿填寫)

※ 申請案號：9710282

※ 申請日期：97.3.3.

※IPC 分類：C21D 8/02 (2006.01)
C22C 28/40 (2006.01)
C21D 1/5 (2006.01)

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 PLATE AND METHOD OF PRODUCING SAME

二、申請人：(共 1 人)

姓名或名稱：(中文/英文)

新日本製鐵股份有限公司 / NIPPON STEEL CORPORATION

代表人：(中文/英文)

嶋宏 / SHIMA, HIROSHI

住居所或營業所地址：(中文/英文)

日本國東京都千代田區大手町二丁目 6 番 3 號

6-3, OTEMACHI 2-CHOME, CHIYODA-KU, TOKYO 100-8071, JAPAN

國 籍：(中文/英文)

日本 / JAPAN

三、發明人：(共 4 人)

姓 名：(中文/英文)

1. 白幡浩幸 / SHIRAHATA, HIROYUKI

2. 藤岡政昭 / FUJIOKA, MASAOKI

3. 兒島明彦 / KOJIMA, AKIHIKO

4. 田中洋一 / TANAKA, YOICHI

國 籍：(中文/英文)

1. 日本 / JAPAN

2. 日本 / JAPAN

3. 日本 / JAPAN

4. 日本 / JAPAN

四、聲明事項：

☐ 主張專利法第二十二條第二項 ☐ 第一款或 ☐ 第二款規定之事實，其事實發生日期為：。

☒ 申請前已向下列國家（地區）申請專利：

【格式請依：受理國家（地區）、申請日、申請案號 順序註記】

☒ 有主張專利法第二十七條第一項國際優先權：

1. 日本、 2007/03/05、 2007-054279

☐ 無主張專利法第二十七條第一項國際優先權：

☐ 主張專利法第二十九條第一項國內優先權：

【格式請依：申請日、申請案號 順序註記】

☐ 主張專利法第三十條生物材料：

☐ 須寄存生物材料者：

國內生物材料 【格式請依：寄存機構、日期、號碼 順序註記】

國外生物材料 【格式請依：寄存國家、機構、日期、號碼 順序註記】

☐ 不須寄存生物材料者：

所屬技術領域中具有通常知識者易於獲得時，不須寄存。

九、發明說明：

【發明所屬之技術領域】

發明領域

本發明係有關於一種抑止脆性裂縫傳播特性(以下簡
5 稱止裂性。)優異之高強度厚鋼板(以下亦稱高強度高止裂性
厚鋼板或高止裂性鋼板(HIAREST)。)及其製造方法。

特別是，本發明係有關於一種以板厚50mm以上之厚板
材(以下簡稱厚板材。)製成、屈服強度達390~460Mpa級時、
10 $K_{Ic} = 600 \text{N}/\text{mm}^{1.5}$ 之溫度(以下簡稱止裂性指標 $T_{K_{Ic} = 6000}$ 。)仍為-10℃以下之抑止脆性裂縫傳播特性優異之高強度厚
鋼板及其製造方法。

另，應用本發明之鋼板，適用於造船、建築、橋樑、
坦克車、海洋結構物等熔接結構物。又，本發明鋼板亦可
加工於鋼管、支柱等後作為二次加工品流通。

15 本申請案係依據2007年3月5日日本專利申請案特願第
2007—54279號主張優先權，並引用其內容於此。

【先前技術】

發明背景

隨著近年鋼結構之大型化，對所使用之鋼材之厚板高
20 強度化的要求，以及從確保安全性之觀點言之對抑止脆性
裂縫傳播特性(止裂性)之要求日趨嚴格。然而，一般若強度
或板厚增大，確保止裂性之困難度將急遽增加，並成為阻
礙高強度厚鋼板運用於鋼結構上之重要因素。同時需求者
對短交期化之需要亦年年擴大，故提高鋼板製作作業之生

產性乃迫切之要求。

使鋼材之止裂性提升之冶金學上主要因素，已知有(i)晶粒微化、(ii)Ni添加、(iii)脆化二次相控制、(iv)纖構控制等。

- 5 關於(i)之晶粒微化方法，專利文獻1(日本專利公開公報特開平第02-129318號)刊載有一技術。該方法係於Ar3點以上之非再結晶區施以壓下率50%以上之輥軋後，於700～750℃之範圍內進行30～50%之二相區輥軋。此外，專利文獻2(日本專利公報特公平第06-004903號)、專利文獻3(日本
10 專利公報特開第2003-221619號)則記載一種將鋼板晶粒微化之特殊方法，係於輥軋前或粗軋結束後將鋼片表面冷卻，增加與內部之溫度差之狀態下開始輥軋再予以復熱，使表層部生成細粒肥粒鐵。

- (ii)之Ni添加，係藉由助長低溫區之交叉滑動，抑制脆
15 性裂縫之傳播(請參照非專利文獻1：田村今男著，「鋼鐵材料強度學」，日刊工業新聞社發行，1969年7月5日，p.125。)使基材之止裂性提高(請參照非專利文獻：長谷部、川口，「錐形DCB測試下Ni添加鋼板之抑止脆裂傳播特性」，鐵與鋼，vol.61 (1975)，p.875。)。

- 20 (iii)之脆化二次相控制方法，專利文獻4(日本專利公開公報特開昭第59-047323號)刊載有一技術。該技術係於母相之肥粒鐵中使脆化相之麻田散鐵微細分散。

 關於(iv)之纖構控制，專利文獻5(日本專利公報特開第2002-241891號)刊載有一方法，係以超低碳之變韌體鋼於低

溫大氣壓下進行輥軋，並延軋製面平行發展(211)面。

【發明內容】

發明揭示

發明欲解決之問題

5 但，專利文獻1所刊載之方法，對象係微結構為肥粒鐵主體且強度較低、板厚為20mm左右之低溫用鋼。因此，若應用於本發明對象之板厚50mm以上之厚板材，則就扁胚厚度之觀點而言，將難以確保壓下率。此外並有溫度等待時間長且生產性顯著降低之問題。

10 又，同一文獻所記載之方法，亦難確保屈服強度390Mpa以上。

 專利文獻2、3所記載之發明若應用於本發明對象之厚板材，即使結構型態相同仍有止裂性確保困難、表層肥粒鐵微化效果相對變小之問題。進而，製造程序有板厚方向
15 之溫度控制更為困難，且復熱過程中不得不增加輥軋壓下率，而大加阻礙了生產性。

 又，如上述(ii)僅藉由添加Ni製造具有所需之止裂性之鋼板，則有合金成本耗費太過之問題。因此，為減少Ni添加量，將Ni添加與結構微化等並用以確保止裂性，但仍有
20 Ni添加與並用之其他因子對止裂性造成之影響未經分離與量化之測試，而Ni添加型高止裂性鋼板之製造方針業已明確化等難以言明之狀況。

 又，厚板材難以如專利文獻4所刊載之發明所述將麻田散鐵微細分散。且高強度厚鋼板中，此種脆化相有降低脆

裂發生特性之虞。

又，專利文獻5所刊載之發明若應用於厚板材，則有軋軋效率極端降低，不適合工業性生產之問題。

故如上所述，本發明標的之以板厚50mm以上之厚板材
5 製成、屈服強度達390~460Mpa級時止裂性指標 $T_{Kca}=6000$ 仍
為-10℃以下、可運用於大型結構並可穩定且有效率地製造
高止裂性鋼板之技術尚未確立。

本發明即有鑑於上述情況而產生者，目的在於提供一
種作為大型結構用鋼時具有充分之止裂性，並可進行工業
10 性穩定且有效率之製造、抑止脆性裂縫傳播特性優異之高
強度厚鋼板及其製造方法。

解決問題之手段

本發明係可解決上述問題且抑止脆性裂縫傳播特性優
異之高強度厚鋼板及其製造方法，其要旨如下：

15 [1] 一種高強度厚鋼板，係按質量%含有C：0.01~
0.14%、Si：0.03~0.5%、Mn：0.3~2.0%、P：0.020%以下、
S：0.010%以下、Ni：0.5~4.0%、Nb：0.005~0.050%、Ti：
0.005~0.050%、Al：0.002~0.10%、N：0.0010~0.0080%，
剩餘部分由Fe及不可避免的雜質組成，且下列公式(1)所規
20 定之 Ceq 為0.30~0.50%；

該鋼板係以體積分率佔60%以上之變韌鐵為主體之微
結構，且，波來鐵分率佔5%以下，又，就分別由表裡兩面
至板厚之5%深度之表層區域中之微結構而言，圓相當直徑
超過25 μ m之粗大肥粒鐵之分率係10%以下，且雪明碳鐵之

之界線所得結果之一例。

第2圖所示者係止裂性隨Ni添加量產生之變化圖。

第3圖所示者係Ni量與有效晶體粒徑對止裂性之影響圖。

5 第4圖所示者係波來鐵分率與止裂性之關係圖。

第5圖所示者係雪明碳鐵之平均圓相當直徑與止裂性之關係圖。

第6圖所示者係由表裡面至板厚5%之區域中圓相當直徑超過25 μm 之粗大肥粒鐵分率與止裂性之關係圖。

10 第7圖所示者係為賦予預定止裂性所必須之Ni量與有效晶體粒徑之關係圖。

第8圖所示者係為賦予預定止裂性所必須之有效晶體粒徑之板厚相依性圖表。

第9圖所示者係為賦予預定止裂性所必須之Ni量與精
15 軋溫度之關係圖。

第10圖所示者係為賦予預定止裂性所必須之精軋溫度之板厚相依性圖表。

【實施方式】

實施發明之最佳型態

20 以下，就本發明之實施型態詳細說明。

本發明者等係以具有變韌鐵主體(體積分率60%以上)之微結構之鋼為對象，進行屈服強度390~460MPa級鋼之止裂性控制因素之實驗性檢討，得出即使為板厚50mm以上之厚板材仍可穩定確保止裂性之方法。本發明之重點即在

於下列(1)~(5)之新發現。

(1) 脆性裂縫傳播時之破壞單位並非表面之晶體粒徑，而是須與以EBSP進行晶體方位分析所得之粒徑有非常良好之對應。具體言之，使軋軋方向與最接近直角之T方向之<001>軸形成一致所必須之角度(裂縫傳播偏角)在20°以上之晶界(圓相當直徑小於8 μ m之晶粒除外)所圍繞之晶粒中，等抗裂縫傳播區域之平均圓相當直徑(有效晶體粒徑)(含圓相當直徑小於8 μ m之晶粒在內)與止裂性有良好相關。

(2) Ni若添加0.5%以上則明顯出現止裂性提升之效果。Ni之效果與晶粒細化之效果係分別獨立，且大約加法定律成立。即，添加Ni之部分，即使結構較粗仍可確保同等之止裂性，並可降低精軋溫度之高溫化等製造負荷。

(3) 有效晶體粒徑雖微細，但波來鐵分率若超過5%，粗大波來鐵將容易成為脆性破壞之起點，止裂性亦降低。為避免此一情形，必須控制加速冷卻過程之冷卻速度及停止溫度。

(4) 平均圓相當直徑0.5 μ m以下之微細雪明碳鐵有助於止裂性提升。為將雪明碳鐵之大小保持在微細狀態，須控制軋軋後之加速冷卻、及後續進行之熱處理條件。

(5) 表層部生成之粗大肥粒鐵分率若超過10%，即使板厚平均之有效晶體粒徑微細，止裂性仍會降低。為避免此一情形，必須控制精軋溫度、冷卻開始溫度不過度降低。

以下，針對構成本發明之各要件詳細說明。

一般控制變韌體鋼之韌性之基本結構單位，非舊沃斯田鐵粒徑，係稱為包體(packet)或塊體(block)之區域(關於「包體、塊體」，請參照非專利文獻：松田、井上、三村、岡村著「低合金精煉高張力鋼之韌性與有效晶體粒徑」，

- 5 Proc. of Int. sympo. on Toward Improved Ductility and Toughness, Climax Molybdenum Co., Kyoto (1971), p.47)之大小，該區域越小則韌性越高。

然而，一般之光學顯微鏡下之結構觀察，難以測量包體或塊體之大小，且若混有肥粒鐵，則極難客觀定義基本
10 結構單位。

因此，本發明人等首先利用不含Ni之鋼片在種種條件下製造板厚50mm之鋼板，為進行止裂性評價，以WES 3003所記載之方法為基礎，使用於500mm之正方形試片上加工有深度29mm之切口之試片進行溫度梯度型ESSO測試。隨
15 後以掃描式電子顯微鏡觀察試片之斷口，測量由稱為撕裂脊(tear ridge)之延性破裂部所包圍之劈裂面單位(斷口單位)，確認該單位與止裂性間有良好相關。

其次，於垂直於上述斷口之截面進行EBSP測量，藉由比較斷口正下方之晶粒中晶體方位分析結果與斷口照片，
20 詳細檢討形成斷口單位界線之條件。第1圖所示者為其一例。以EBSP方位圖為基礎對等方位區域內之代表點進行分析，於第1圖中顯示以被認為是劈裂面之{100}面構成之立方體，及假設裂縫延{100}面傳播時預想之方向。

第1圖中之數字，係為使最接近之<001>軸達到一致之

必要角度(裂縫傳播偏角)，並係為容許垂直於T方向之{100}面旋轉以達一致之必要角度。由此可確認，裂縫傳播方向明確變化的是如(a)、(b)、(c)、(f)所示裂縫傳播偏角為 20° 以上者，且由斷口觀察結果可知實際已形成斷口單位界線。惟，即使角度為 20° 以上，仍有如(d)至(e)所示在尺寸較小區域未改變傳播方向之情形。推測應是裂縫之旋轉或部分存在之延性斷口之故。此例可確認係見於圓相當直徑小於 $8\mu\text{m}$ 之區域，斷口觀察亦未形成明確界線。求取有效晶體粒徑時若存有小於 $8\mu\text{m}$ 之區域，應與相鄰的任一區域合併，調查其兩側領域間之偏角，並決定等抗裂縫傳播區域之界線。如上所述，由EBSP分析結果，扣除未達 $8\mu\text{m}$ 之晶粒後，決定裂縫傳播偏角為 20° 以上之界線，並算出該界線所圍繞區域之平均圓相當直徑，即可推測有效晶體粒徑。

由此可知，詳細調查測得之有效晶體粒徑與止裂性之關係後，為賦予可應用於大型結構用鋼之等級之止裂性，必須以 800°C 以下之低溫進行精軋，另一方面為使屈服強度為 390MPa 以上須確保冷卻開始溫度，因此欲有效率且穩定地製造非常困難。

因此詳細檢討Ni添加之效果以作為解決上述問題之手段。利用對Ni、Mn之平衡做各種改變以使微結構、強度大略相同所鑄成之鋼片，以相同之製造條件製造板厚 50mm 及 80mm 之鋼板，並藉由ESSO測試調查止裂性。結果證實，儘管有效晶體粒徑幾乎看不見變化，但Ni量越多則止裂性有更加提高之趨勢。情形如第2圖所示。

此處以抑止脆性裂縫傳播特性 $K_{Ic} = 6000 \text{ N/mm}^{1.5}$ 之溫度 ($T_{K_{Ic} = 6000}$) 評價止裂性。由第2圖可知，Ni量達0.5%以上則止裂性明顯提升。觀察ESSO試片之斷口，可確認隨著Ni量增加使三維凹凸更加顯著。此應係固溶Ni助長交叉滑動，使裂縫之進展方向更加無規則化。

其次，以將Ni添加與有效晶體粒徑微化之效果分離與量化為目的，調查上述含Ni鋼片於種種條件下輥軋製成之鋼板之止裂性。結果發現，晶粒細化之止裂性提升效果與Ni量無相依性，可約略相加。情形如第3圖所示。即，藉由活用適量之Ni，儘管未將有效晶體粒徑微化亦可確保止裂性。因此，若不論Ni合金成本只求鋼材製造效率，則藉由Ni添加可使精軋溫度高溫化，且溫度等待時間得以縮短，故可顯著提高厚板材之生產性。

本發明人等亦針對有效晶體粒徑以外之結構因素對止裂性造成之影響加以檢討。此係由於業已確認儘管有效晶體粒徑微細，止裂性仍不充分。

其中一個結構因素係混雜於變韌鐵主體結構中之波來鐵。波來鐵結構之分率若變高，則較大之波來鐵增加，此將成為脆性破壞之起點，因此止裂性亦將劣化。故如第4圖所示，波來鐵分率必須為5%以下。

又，業已確認特別是變韌鐵中所含之雪明碳鐵之大小亦將影響止裂性。如第5圖所示，雪明碳鐵之平均圓相當直徑若超過 $0.5 \mu\text{m}$ 則止裂性降低。推測此係由於微細雪明碳鐵於主裂縫傳播之前，在與基材之界面生成微裂縫，緩和裂

縫前端之應力狀態。另一方面，雪明碳鐵若粗大化，將與波來鐵同樣成為誘發脆性破壞之主要因素，且止裂性亦降低。

5 進而更知道生成於表層部之粗大肥粒鐵亦使止裂性降低。該表層粗大肥粒鐵係將硬化能較低之鋼以低於 Ar_3 之溫度輥軋時，或，即使以 Ar_3 以上完成輥軋但加速冷卻之開始仍降低 Ar_3 時生成，如第6圖所示，由表裡面至板厚5%之區域中圓相當直徑超過 $25\mu m$ 之肥粒鐵之分率若為10%以下，即可避免顯著之止裂性降低問題。

10 考量上述結構因素，且為使高強度高止裂性厚鋼板之製造方針明確化，乃使用符合上述波來鐵、雪明碳鐵、表層肥粒鐵相關條件之鋼板，更詳細分析有效晶體粒徑、Ni量、板厚對止裂性之影響。得出之結果發現有效晶體粒徑之條件必須為下列d以下。

15
$$d = (7.11 \times [Ni\%] + 11) \times (1.2 - t/300)$$

其中[Ni]係表示Ni含量(質量%)，t係表示板厚(mm)。

上述d係將以板厚50mm之板材之有效晶體粒徑與Ni對止裂性之影響為基礎由第7圖導出之線性式，與依據研磨含有Ni：2%之板厚80mm之板材表裡面使板厚產生變化時之
20 測試結果，由第8圖導出之板厚效果公式加以組合而成者。有效晶體粒徑較上述d大時，由具有脆性裂縫之晶粒傳播至其他晶粒時形成撕裂脊之頻率不足，故抑制裂縫傳播之效果變小，且止裂性降低。

繼之說明本發明之製造條件之限定理由。

本發明中鋼片之加熱溫度設定為950~1150℃。再加熱溫度小於950℃則合金元素之溶體化不完全而成為材質不均之原因，若超過1150℃則加熱沃斯田鐵之粒徑將粗大化而有最後難以使結構微化之虞。

- 5 其次粗軋必須以900℃以上之溫度、30%以上之累積壓下率進行。若不符合該等條件則沃斯田鐵晶粒無法充分進行再結晶並形成混粒結構，成為材質不均之原因。

繼續進行之精軋，由控制止裂性之有效晶體粒徑微化觀點而言係最重要之程序，以Ar₃(冷卻時，沃斯田鐵開始析
10 出出肥粒鐵之溫度)以上、下列T(℃)以下之溫度，並以40%以上之累積壓下率進行。

$$T = (37 \times [\text{Ni}] + 810) \times (1.1 - t / 500)$$

其中[Ni]係表示Ni含量(質量%)，t係表示板厚(mm)。

- 上述T係將依據前述實驗結果由顯示符合 $T_{Kca=6000} \leq -$
15 10℃所必須之Ni量與精軋溫度之關係的第9圖求出之線性式，與依據利用含有2%Ni之鋼片並對板厚與精軋溫度做各種變化時之測試結果，由第10圖導出之板厚效果公式加以組合而成者。溫度若小於Ar₃則表層部將生成圓相當直徑超過25μm之粗大加工肥粒鐵，且止裂性、強度韌性、延性皆
20 降低。反之，若溫度超過上述T，或累積壓下率小於40%，則因有效晶體粒徑未充分微化，故止裂性降低。藉由按Ni添加量選擇較上述T稍低之溫度，可減少精軋前之溫度等待時間，並可有效率地製造高強度厚鋼板。

精軋結束後由Ar₃以上之溫度，依板厚平均以8℃/s以

上之冷卻速度加速冷卻至 500°C 以下之溫度。冷卻開始溫度為 Ar_3 以下則表層部之粗大肥粒鐵分率將超過10%，且止裂性降低。若冷卻速度小於 $80^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ，或冷卻停止溫度高於 500°C ，則不僅強度不足，有效晶體粒徑之微化不完全，且原本有助於提升止裂性之雪明碳鐵粗大化，或波來鐵生成超過5%，以致止裂性降低。

加速冷卻後，為調整強度與韌性可以 $300\sim 600^{\circ}\text{C}$ 之溫度進行回火處理。回火處理溫度小於 300°C 則延性或韌性之改善不足，若超過 600°C 則雪明碳鐵將粗大化，以致止裂性降低。

以下說明本發明之成分限定理由。

C(碳)係有助於生成雪明碳鐵、防止結構粗大化之元素，並為可以低廉價格提高強度所不可或缺之元素，因此添加0.01%以上。此外，若添加量增加則難以確保大熱輸入量HAZ(Heat Affected Zone)之韌性，雪明碳鐵亦容易粗大化，故以0.14%為上限。

Si(矽)係便宜之脫氧元素，為使基材之固溶強化應添加0.03%以上，但若超過0.5%將使熔接性與HAZ韌性劣化，因此上限為0.5%。

Mn(錳)係提升母材之強度與韌性之有效元素故添加0.3%以上，但過度添加會使HAZ韌性、熔接裂痕性劣化，因此以2.0%為上限。

P(磷)、S(硫)之含量越少越佳，但為對其等進行工業化減少需花費許多成本，因此P上限為0.02%，S上限為0.01%。

Ni(鎳)可有效確保強度與提升止裂性、HAZ韌性，因此添加0.5%以上，但Ni量之增加將使鋼片成本提高，故限制為4.0%以下。

Nb(鈮)之微量添加有助於微化結構、強化變態、強化析出，係確保母材強度之有效元素，故添加0.005%以上，但若過度添加則使HAZ硬化並使韌性顯著劣化，因此以0.050%為上限。

Ti(鈦)之微量添加可微化結構、強化析出、生成微細TiN，可有效提升母材之強度、韌性及HAZ韌性，故添加0.005%以上，但若過度添加將使HAZ韌性顯著降低，因此以0.050%為上限。

Al(鋁)係重要之脫氧元素因此添加0.002%以上，但若過度添加將損壞鋼片之表面性質，形成對韌性有害之夾雜物，故以0.10%為上限。

N(氮)係與Ti共同形成氮化物並提高HAZ韌性，故添加0.0010%以上，但若過度添加將因固溶N造成脆化，故限定為0.0080%以下。

Cu(銅)、Cr(鉻)、Mo(鉬)皆可提升硬化能，並對高強度化有效，故添加0.05%以上。但若過度添加將使HAZ韌性降低，因此Cu限定為1.5%以下，Cr及Mo限定為1.0%以下。

V(釩)可強化析出而有助於強度上升，因此添加0.005%以上，但若添加超過0.10%將使HAZ韌性降低，故以此(0.10%)為上限。

B(硼)係提升硬化能之元素，藉由適量添加可有效提高

鋼之強度，但過度添加則有損熔接性，因此限制於0.0002～0.0030%之範圍內。

Mg(鎂)、Ca(鈣)、REM可形成微細氧化物或硫化物而有助於提升HAZ韌性，但過度添加將使夾雜物粗大化並降低韌性，因此限制Mg於0.0003～0.0050%之範圍內、Ca於0.0005～0.0030%之範圍內、REM於0.0005～0.010%之範圍內。另外，所謂REM係La、Ce等稀土元素。

進而，為使母材強度與接合特性並存，須限制下列公式所示之 C_{eq} 於0.30～0.50之範圍內。若 C_{eq} 小於0.30%，將難以確保板厚50mm以上之厚板材之母材屈服強度為390MPa以上，若超過0.50%則難以確保熔接性、接合韌性，且可能因強度過高而使止裂性降低。

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

其中[元素符號]係表示元素之含量(質量%)。即，若元素符號為X，則[X]乃表示元素X之含量(質量%)。

【實施例】

以下藉由實施例使本發明之效果更加明確。此外，本發明並非以下列實施例為限，在不變更要旨之範圍內皆可經適當變更後實施。

利用具有表1之化學成分之鋼片，以表2、表3之製造條件試做板厚50～80mm之鋼板。表、表5顯示結構、母材強度、止裂性。

表層粗大肥粒鐵分率(表層粗大 α 分率)，係由鋼板最表

【表 1】

鋼	C	Si	Mn	P	S	Ni	Nb	Ti	Al	N	Cu	Cr	Mo	V	B	Mg	Ca	REM	Ceq
A	0.033	0.22	1.42	0.013	0.003	0.56	0.036	0.018	0.026	0.0037	-	-	-	-	-	-	0.0016	-	0.31
B	0.090	0.15	0.72	0.005	0.003	1.80	0.007	0.015	0.025	0.0041	-	-	-	-	0.0011	-	-	-	0.33
C	0.072	0.36	1.03	0.006	0.004	1.22	0.011	0.007	0.011	0.0021	0.28	0.18	-	-	-	-	-	-	0.38
D	0.061	0.24	0.56	0.008	0.002	3.54	0.006	0.009	0.022	0.0031	-	-	-	-	-	-	-	-	0.39
E	0.080	0.45	1.00	0.007	0.003	1.41	0.018	0.022	0.075	0.0054	0.45	-	-	0.044	-	-	-	-	0.38
F	0.110	0.33	0.65	0.009	0.002	1.98	0.009	0.013	0.030	0.0038	-	-	0.56	-	-	-	-	-	0.46
G	0.077	0.20	1.50	0.004	0.002	1.16	0.013	0.009	0.039	0.0018	-	-	-	-	0.0015	-	-	0.0041	0.40
H	0.080	0.18	1.03	0.006	0.004	1.56	0.011	0.010	0.006	0.0041	-	0.72	-	-	-	0.0023	-	-	0.50
I	0.014	0.14	1.71	0.010	0.003	0.75	0.014	0.042	0.019	0.0035	1.39	-	-	0.066	0.0025	-	-	-	0.45
J	0.132	0.23	0.79	0.008	0.002	0.97	0.009	0.008	0.028	0.0036	-	-	-	-	-	0.0018	0.0012	-	0.33
K	0.083	0.27	1.44	0.006	0.002	0.63	0.005	0.009	0.020	0.0027	-	-	-	-	-	-	-	-	0.37
L	0.093	0.08	1.37	0.007	0.005	1.11	0.012	0.012	0.015	0.0030	0.84	-	-	-	-	-	-	-	0.45
M	0.058	0.04	1.05	0.005	0.002	1.46	0.017	0.018	0.024	0.0031	-	0.68	-	-	-	-	-	-	0.47
N	0.083	0.16	1.16	0.004	0.003	1.37	0.025	0.020	0.038	0.0071	-	-	-	0.089	-	-	-	-	0.39
O	0.052	0.25	1.20	0.006	0.004	2.88	0.011	0.011	0.029	0.0046	-	-	-	-	-	0.0030	-	-	0.44
P	0.030	0.30	0.97	0.012	0.008	2.35	0.020	0.007	0.012	0.0022	-	-	-	-	-	-	-	0.0028	0.35
Q	0.060	0.12	1.02	0.008	0.001	0.52	0.008	0.014	0.032	0.0025	-	0.50	0.34	-	-	-	0.0009	-	0.43
R	0.146	0.34	0.92	0.003	0.003	1.20	0.010	0.008	0.018	0.0026	-	-	-	-	-	-	-	-	0.38
S	0.099	0.45	0.98	0.010	0.009	0.30	0.015	0.020	0.072	0.0050	0.44	0.14	0.15	0.050	-	-	-	-	0.38
T	0.071	0.30	1.76	0.017	0.008	2.38	0.020	0.008	0.014	0.0025	-	-	-	-	-	-	-	0.0070	0.52

底線係非本發明之範圍。

【表2】

區分	編號	鋼	扁胚厚度 (mm)	板厚 (mm)	加熱		粗 軋		精 軋		加速冷卻		熱處理溫度 (°C)			
					溫度 (°C)	溫度 (°C)	開始溫度 (°C)	結束溫度 (°C)	Ar3 (°C)	T (°C)	冷卻速度 (°C/s)	開始溫度 (°C)		停止溫度 (°C)		
本發 明 例	1	A	180	60	1135	1009	992	31	805	778	774	814	16	748	458	-
	2	B	240	65	1058	980	964	33	825	803	745	850	15	786	306	-
	3	B	220	55	1072	1005	978	48	850	829	742	868	10	799	475	-
	4	C	280	70	1050	983	966	43	810	792	752	821	12	770	213	550
	5	D	300	80	997	921	902	39	860	841	677	885	9	822	255	-
	6	E	220	50	1088	1011	985	49	833	806	733	862	12	788	280	-
	7	E	220	60	1065	998	975	41	825	801	737	845	11	785	116	395
	8	F	200	65	1026	960	932	40	819	798	690	857	15	784	141	485
	9	F	250	75	1020	954	927	40	815	792	694	839	9	778	184	-
	10	G	250	70	1120	1014	987	38	798	775	724	819	55	760	239	-
	11	H	300	80	1075	1009	984	40	791	773	731	816	56	761	275	-
	12	H	250	60	1070	1010	981	58	810	792	724	850	43	775	306	-
	13	I	250	60	1056	984	962	40	805	784	718	821	60	765	425	586
	14	I	220	50	1055	986	960	50	820	797	715	838	55	773	384	-
	15	J	200	55	1090	1003	981	45	815	795	769	837	50	776	269	-
	16	K	200	60	1010	970	948	40	800	782	753	817	50	765	346	-
	17	L	220	70	1076	996	970	36	805	786	715	817	50	770	280	-
	18	M	280	80	1095	1013	988	38	800	781	743	812	54	769	135	523
	19	N	220	65	1141	1057	1020	34	822	803	736	835	55	788	304	-
	20	O	250	75	970	926	907	44	845	824	663	871	46	807	286	-
	21	P	200	50	1122	1024	1001	53	880	860	709	897	47	842	401	-
	22	Q	200	60	1020	965	934	45	810	789	765	813	45	773	346	500

$T = (37 \times [\text{Ni}] + 810) \times (1.1 - t / 500)$

【表3】

區分	編號	鋼	扁胚厚度 (mm)	板厚 (mm)	加熱		粗 軋		精 軋				加速冷卻		熱處理溫度 (℃)		
					溫度 (℃)	開始溫度 (℃)	結束溫度 (℃)	累積壓下率 (%)	開始溫度 (℃)	A ₃ (℃)	T (℃)	結束溫度 (℃)	冷卻速度 (℃/s)	開始溫度 (℃)		停止溫度 (℃)	
本發明例	23	A	180	60	1135	1006	990	31	782	774	814	52	15	739	467	-	
	24	B	240	65	1060	983	965	33	827	804	850	59	5	788	303	-	
	25	B	220	55	1071	1005	980	48	891	870	742	868	52	10	826	480	-
	26	C	280	70	1055	987	962	43	812	793	752	821	56	12	772	218	635
	27	D	300	80	996	918	901	58	860	840	677	885	36	9	821	263	-
	28	E	220	50	1090	1012	982	49	835	807	733	862	55	12	705	251	-
	29	E	220	60	1164	998	977	41	825	802	737	845	54	11	785	110	395
	30	F	200	65	1025	959	930	40	875	847	690	857	46	15	825	192	487
	31	F	200	75	1020	955	927	25	815	790	694	839	50	9	778	182	-
	32	G	210	70	1186	1071	1036	26	795	772	724	819	55	13	758	235	-
	33	H	300	80	1075	1005	981	40	790	772	731	816	56	9	763	528	-
	34	I	250	60	1055	985	960	40	805	786	718	821	60	0.5	-	-	-
	35	J	200	55	1093	1002	979	58	815	794	769	837	35	12	777	258	-
	36	K	200	60	1010	970	948	40	840	822	753	817	50	11	805	375	-
	37	L	220	70	1076	997	972	36	805	786	715	817	50	4	771	276	-
	38	M	280	80	1097	1013	990	38	800	780	743	812	54	8	769	138	620
	39	N	200	65	1141	1056	1018	28	820	801	736	835	55	10	788	303	-
	40	O	250	75	973	929	908	44	845	825	663	871	46	9	808	543	-
	41	P	200	50	1122	1024	1001	53	705	693	709	897	47	16	680	395	-
	42	Q	200	60	1020	965	934	45	810	790	765	813	45	12	741	334	503
	43	R	280	70	1050	985	966	43	810	794	747	820	56	12	768	220	575
	44	S	220	50	1085	1012	983	49	804	780	776	821	55	13	759	286	-
	45	T	200	50	1120	1029	1005	53	878	860	631	898	47	15	844	405	-

$T = (37 \times [\text{Ni}] + 810) \times (1.1 - t / 500)$

底線係非本發明之範圍。

【表4】

區分	編號	鋼	板厚(mm)	結構						母材強度		止裂性 T _{KCa} =6000 (°C)
				變韌鐵 分率 (%)	波來鐵 分率 (%)	表層粗大 α分率 (%)	平均θ 粒度 (μm)	平均有效 晶體粒度 (μm)	d (μm)	YP (MPa)	TS (MPa)	
本發明例	1	A	60	63	1.5	5.3	0.24	14	15	443	566	-24
	2	B	65	73	3.0	1.8	0.37	21	23	450	568	-21
	3	B	55	75	3.4	1.4	0.39	23	24	467	577	-28
	4	C	70	74	2.3	1.2	0.40	17	19	462	550	-20
	5	D	80	72	1.0	0.8	0.17	31	34	426	539	-23
	6	E	50	80	2.2	2.5	0.28	20	22	485	605	-36
	7	E	60	79	2.5	3.0	0.30	20	21	512	602	-32
	8	F	65	76	3.4	1.3	0.32	23	25	488	584	-30
	9	F	75	79	4.1	2.2	0.36	23	24	483	601	-28
	10	G	70	87	0.9	2.3	0.28	18	19	474	580	-23
	11	H	80	89	1.6	1.6	0.39	20	21	469	570	-21
	12	H	60	92	1.4	1.1	0.31	20	22	478	593	-24
	13	I	60	90	0.2	8.4	0.10	15	16	502	604	-22
	14	I	50	95	0.1	7.2	0.08	16	17	519	626	-27
	15	J	55	71	2.5	1.3	0.37	16	18	469	561	-25
	16	K	60	75	2.0	4.4	0.30	14	15	458	573	-24
	17	L	70	86	2.3	2.8	0.35	16	18	490	620	-20
	18	M	80	84	1.8	2.5	0.40	17	20	486	572	-19
	19	N	65	78	2.1	3.0	0.31	18	20	464	587	-23
	20	O	75	85	1.5	2.0	0.24	26	30	471	599	-20
	21	P	50	66	0.8	4.6	0.16	25	29	453	574	-27
	22	Q	60	91	1.2	2.5	0.22	14	15	467	597	-24

$$d = (7.11 \times [Ni] + 11) \times (1.2 - t / 300)$$

【表5】

區分	編號	鋼	板厚(mm)	結構					母材強度		止裂性
				變韌鐵 分率 (%)	波來鐵 分率 (%)	表層粗大 α分率 (%)	平均θ 粒度 (μm)	平均有效 晶體粒度 (μm)	YP (MPa)	TS (MPa)	
比較例	23	A	60	58	1.8	12	0.46	15	410	521	11
	24	B	65	68	7.2	2.8	0.61	23	412	523	14
	25	B	55	78	3.8	1.0	0.40	26	470	582	12
	26	C	70	73	2.3	1.1	0.82	17	452	541	16
	27	D	80	74	1.1	0.8	0.15	37	431	544	13
	28	E	50	72	2.3	1.4	0.30	21	443	557	3
	29	E	60	79	2.6	3.8	0.34	24	510	602	8
	30	F	65	77	3.5	0.5	0.23	29	486	585	5
	31	F	75	79	4.5	2.6	0.33	26	480	597	9
	32	G	70	87	0.9	3.6	0.31	22	472	583	12
	33	H	80	82	1.2	1.3	0.55	20	427	531	21
	34	I	60	80	6.2	9.7	0.60	22	454	567	10
	35	J	55	70	2.7	2.0	0.36	21	465	556	4
	36	K	60	77	2.1	4.0	0.36	19	463	580	8
	37	L	70	81	5.3	3.5	0.53	18	480	607	11
	38	M	80	83	1.9	2.5	0.76	19	475	559	15
	39	N	65	79	2.3	3.1	0.35	22	465	586	12
	40	O	75	80	1.7	2.7	0.54	28	462	585	14
	41	P	50	61	0.9	1.6	0.18	26	464	583	7
	42	Q	60	86	1.4	1.3	0.26	15	455	576	10
	43	R	70	82	4.2	1.0	0.57	18	483	576	20
	44	S	50	85	2.0	3.2	0.29	16	482	603	7
	45	T	50	93	0.4	0.5	0.48	28	521	667	17

$$d = (7.11 \times [\text{Ni}] + 11) \times (1.2 - t / 300)$$

底線係非本發明之範圍。

HAZ韌性亦降低。

No.44因Ni量少故止裂性不充分。

No.45因Ceq高，故強度過度提升，且止裂性降低。

【產業上之可利用性】

- 5 藉由本發明之應用，可以穩定且有效率之製造方法提供以板厚50mm以上之厚板材製成、屈服強度達390～460Mpa級時止裂性指標 $T_{Kca}=6000$ 仍為 -10°C 以下、可運用於大型結構之高止裂性鋼板，故產業上之利用性極大。

【圖式簡單說明】

- 10 第1圖係以EBSP解析晶體方位圖與等抗裂縫傳播區域之界線所得結果之一例。

第2圖所示者係止裂性隨Ni添加量產生之變化圖。

第3圖所示者係Ni量與有效晶體粒徑對止裂性之影響圖。

- 15 第4圖所示者係波來鐵分率與止裂性之關係圖。

第5圖所示者係雪明碳鐵之平均圓相當直徑與止裂性之關係圖。

第6圖所示者係由表裡面至板厚5%之區域中圓相當直徑超過 $25\mu\text{m}$ 之粗大肥粒鐵分率與止裂性之關係圖。

- 20 第7圖所示者係為賦予預定止裂性所必須之Ni量與有效晶體粒徑之關係圖。

第8圖所示者係為賦予預定止裂性所必須之有效晶體粒徑之板厚相依性圖表。

第9圖所示者係為賦予預定止裂性所必須之Ni量與精

軋溫度之關係圖。

第10圖所示者係為賦予預定止裂性所必須之精軋溫度之板厚相依性圖表。

【主要元件符號說明】

(無)

五、中文發明摘要：

一種高強度厚鋼板，係由含Ni鋼構成，且係變韌鐵主體組織並且波來鐵分率為5%以下，表裡面板厚度5%之表層區域中圓相當直徑超過25 μm 之粗大肥粒鐵之分率佔10%以下，雪明碳鐵之平均圓相當直徑為0.5 μm 以下。將垂直於軋板方向之截面內除前述表層區域以外之內部區域，按每一等方位區域區分，沿平行於板厚之T方向畫出切割法之測定線，且將該測定線上，除圓相當直徑小於8 μm 之等方位區域外，連續相鄰之多數等方位區域之<001>軸中最接近T方向之<001>軸間相互形成之角度小於20°的該等方位區域視為一個等抗裂縫傳播區域時，前述等抗裂縫傳播區域之平均圓相當直徑係 $d = (7.11 \times [\text{Ni}] + 11) \times (1.2 - t/300)$ (μm) 以下。

六、英文發明摘要：

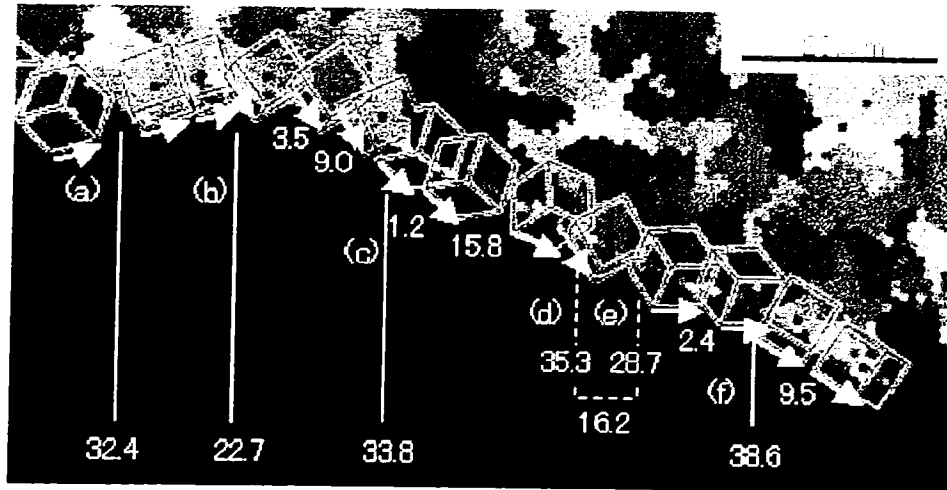
A high-strength thick steel plate having: a composition of Ni-containing steel; bainite-dominated structure having a pearlite fraction of not greater than 5%; front and back surface portions each having a depth of 5% of the plate thickness, where fraction of coarse ferrite having a circle equivalent diameter of larger than 25 μm is not greater than 10%; mean circle equivalent diameter of cementite of not greater than 0.5 μm ; and mean circle equivalent diameter of iso-crack propagation resisting regions of not greater than $d (\mu\text{m}) = (7.11 \times [\text{Ni}] + 11) \times (1.2 - t/300) (\mu\text{m})$,

where each of the iso-crack propagation resisting regions is defined such that

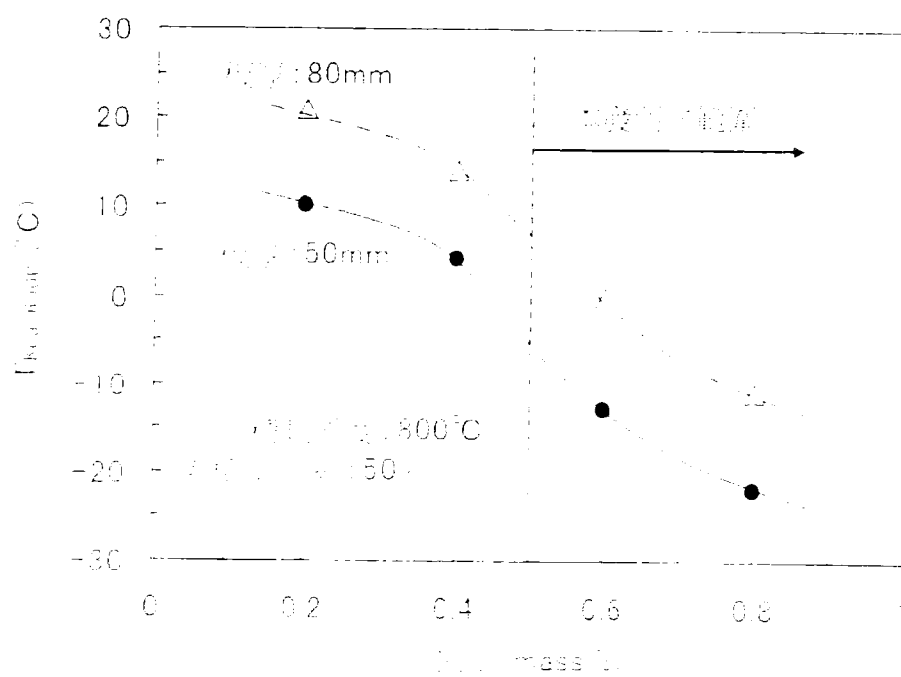
when inner portion excluding the surface portions in a section perpendicular to the rolling direction of the steel plate is partitioned to isotropic regions, measuring line of cutting method is drawn along T direction in parallel to the plate thickness, plural isotropic regions continuously aligned and adjacent to each other are identified excluding isotropic regions having a circle equivalent diameter of smaller than 8 μm , and an angle between <100> axes close to the T direction of each pair of the identified isometric regions is measured,

the continuously aligned isometric regions satisfying the angle of not greater than 20° are regarded to constitute one iso-crack propagation resisting region.

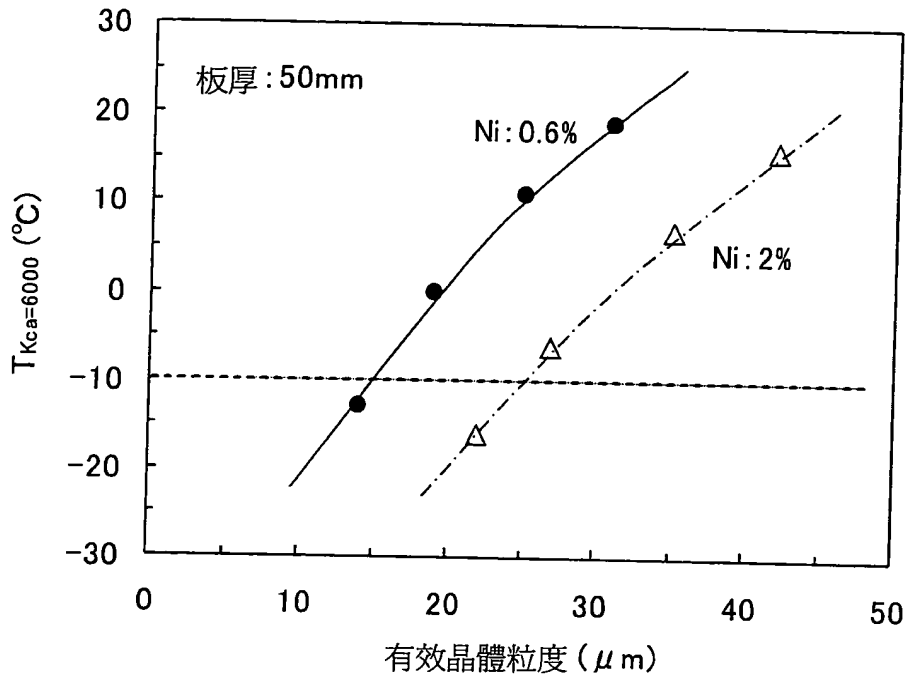
第1圖



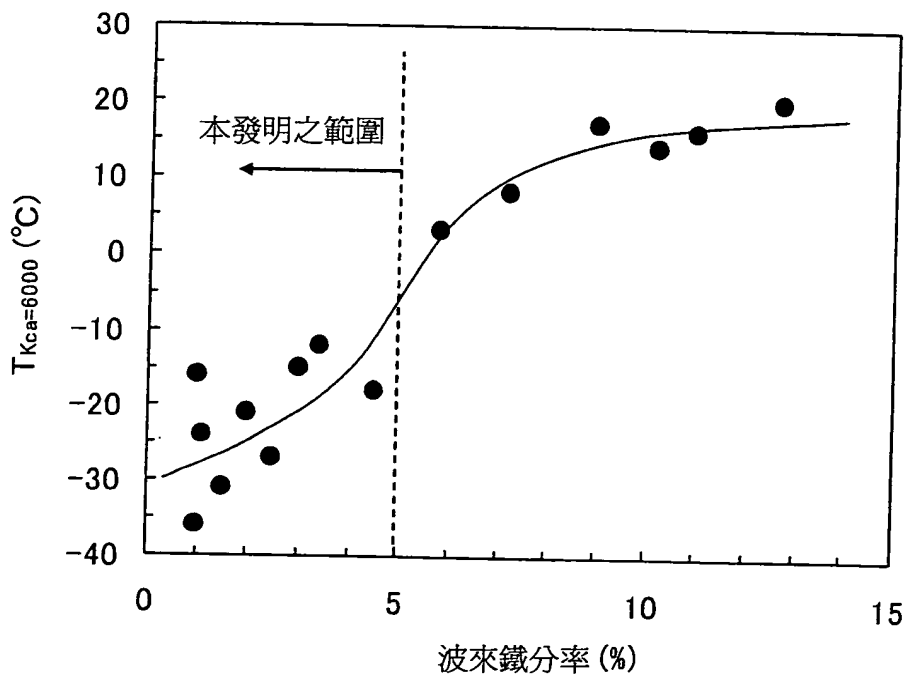
第2圖



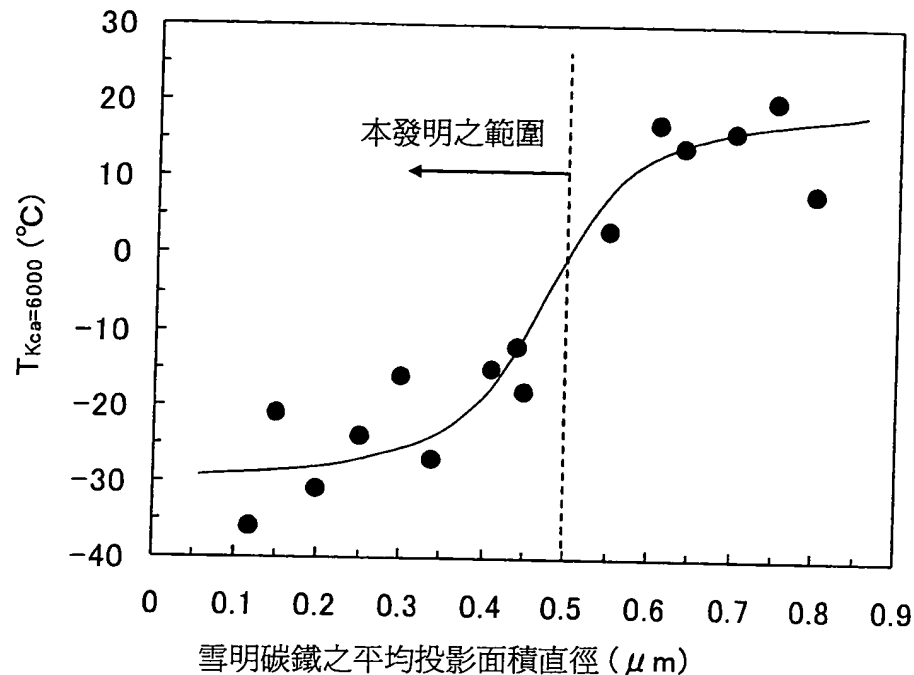
第3圖



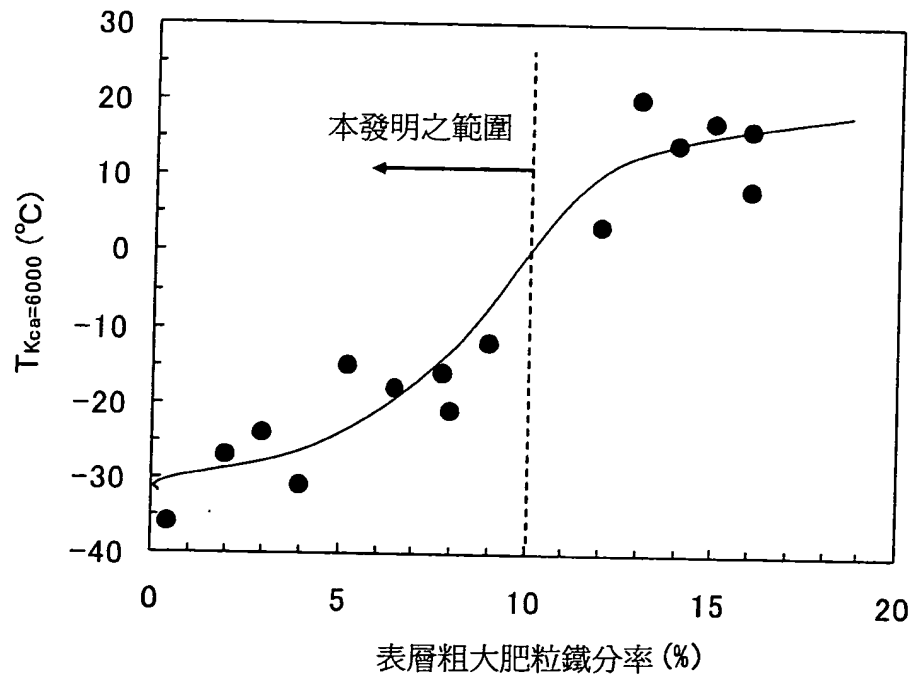
第4圖



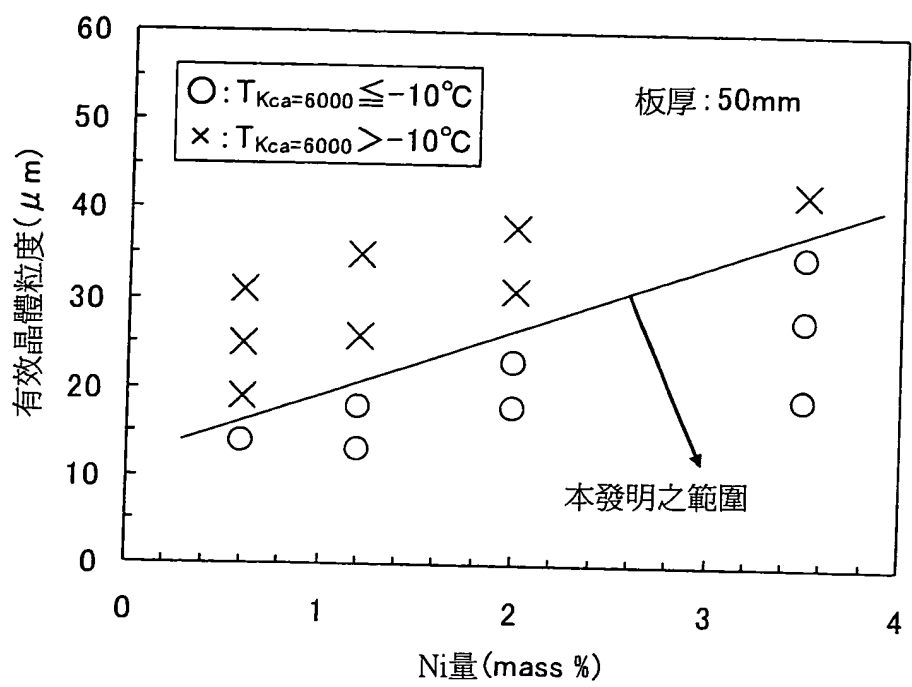
第5圖



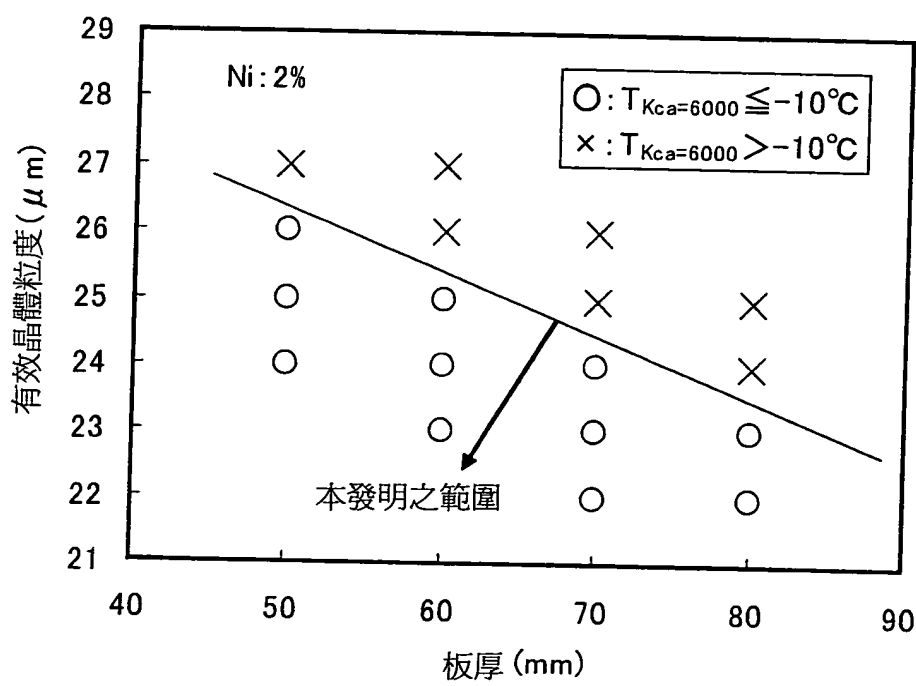
第6圖



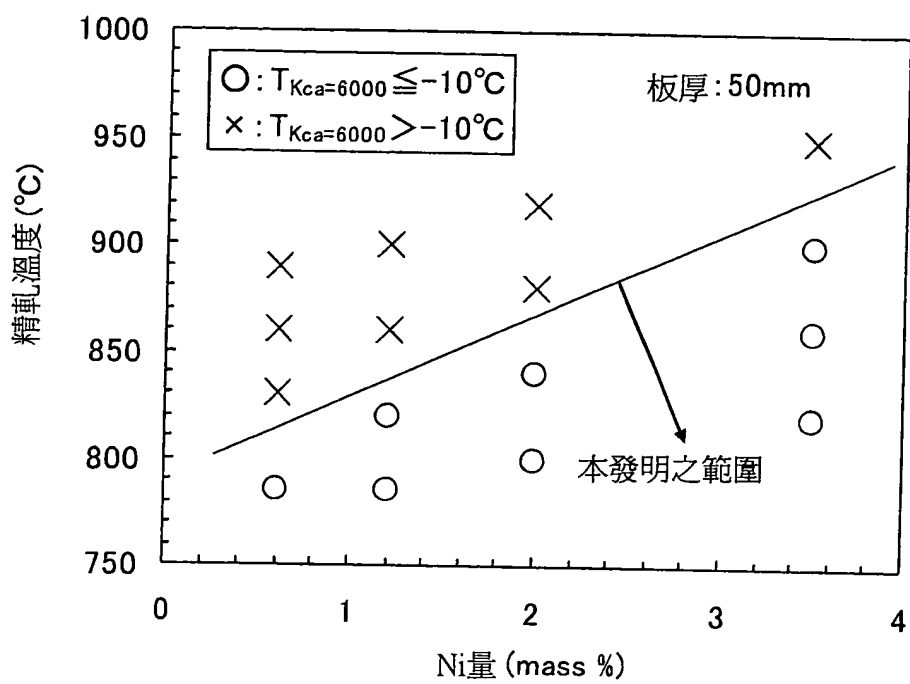
第7圖



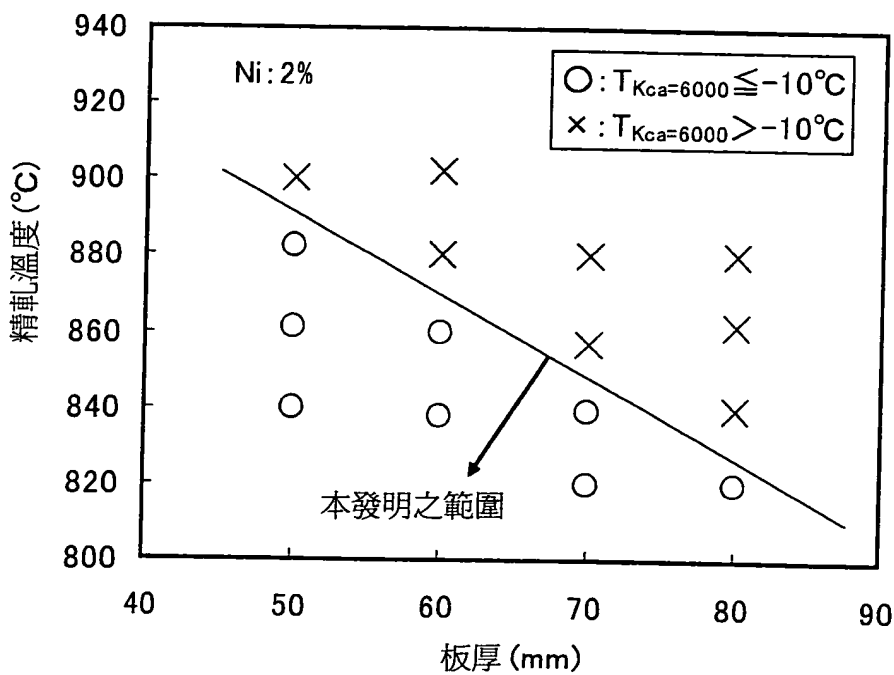
第8圖



第9圖



第10圖



七、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)

八、本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式：

第 97107282 號專利申請案說明書替換頁

平均圓相當直徑係 $0.5\mu\text{m}$ 以下；

又，以垂直於軋板方向之截面為T截面，以與該T截面內之板面平行之方向為T方向時，就該T截面內除前述表層區域以外之內部區域，使用電子背向散射圖形(Electron Back Scattering Pattern：以下簡稱EBSP。)進行晶體方位分析，將該T截面結構按每一晶體方位相等之區域(等方位區域)區分，再於該等方位區域所區分之T截面結構，使用以JIS G 0551為依據之切割法，畫出前述T方向之任意測定線，且將該測定線上，除圓相當直徑小於 $8\mu\text{m}$ 之等方位區域外，連續相鄰之多數圓相當直徑 $8\mu\text{m}$ 以上之等方位區域各自之3個 $\langle 001 \rangle$ 軸中最接近前述T方向之 $\langle 001 \rangle$ 軸間相互形成之角度(裂縫傳播偏角)小於 20° 的前述測定線上連續相鄰多數等方位區域，與前述測定線上相鄰之圓相當直徑小於 $8\mu\text{m}$ 之等方位區域合併視為一個區域(等抗裂縫傳播區域)時，前述等抗裂縫傳播區域藉由前述切割法算出之平均圓相當直徑(有效晶體粒徑)係 $8\mu\text{m}$ 以上並為下列公式(2)之 $d(\mu\text{m})$ 以下，

$$\text{Ceq} = [\text{C}] + [\text{Mn}] / 6 + ([\text{Cu}] + [\text{Ni}] / 15 + ([\text{Cr}] + [\text{Mo}] + [\text{V}]) / 5 \quad \dots(1)$$

$$d = (7.11 \times [\text{Ni}] + 11) \times (1.2 - t / 300) \quad \dots(2)$$

其中[X]係表示元素X之含量(質量%)，t係表示板厚(mm)。

[2] 如上述[1]之抑止脆性裂縫傳播特性優異之高強度厚鋼板，其按質量%更含有Cu：0.05～1.5%、Cr：0.05～1.0%、Mo：0.05～1.0%、V：0.005～0.10%、B：0.0002～

第 97107282 號專利申請案說明書替換頁

99 年 8 月

0.0030% 中之 1 種或 2 種以上。

[3] 如上述 [1] 或 [2] 之抑止脆性裂縫傳播特性優異之高強度厚鋼板，其按質量%更含有 Mg：0.0003～0.0050%、Ca：0.0005～0.0030%、REM：0.0005～0.010% 中之 1 種或 2 種以上。

[4] 一種抑止脆性裂縫傳播特性優異之高強度厚鋼板之製造方法，係將具有如上述 [1] 至 [3] 中任一項之組成之鋼片，加熱至 950～1150℃，並以 900℃ 以上之溫度進行累積壓下率 30% 以上之粗軋後，以 Ar_3 以上、下列公式 (3) 之 $T(^{\circ}C)$ 以下之溫度，且以 40% 以上之累積壓下率進行精軋，再依板厚平均以 $8^{\circ}C/s$ 以上之冷卻速度由 Ar_3 以上之溫度加速冷卻至 500℃ 以下之溫度。

$$T = (37 \times [Ni] + 810) \times (1.1 - t / 500) \quad \dots (3)$$

其中 [Ni] 係表示 Ni 含量(質量%)，t 係表示板厚(mm)。

[5] 如上述 [4] 之抑止脆性裂縫傳播特性優異之高強度厚鋼板之製造方法，其係於前述加速冷卻結束後，以 300～600℃ 之溫度進行回火處理。

發明之效果

藉由本發明之應用，可以穩定且有效率之製造方法提供以板厚 50mm 以上之厚板材製成、屈服強度達 390～460Mpa 級時止裂性指標 $T_{Kca=6000}$ 仍為 -10℃ 以下、可運用於大型結構之高止裂性鋼板，故產業上之效果極大。

圖式簡單說明

第 1 圖係以 EBSP 解析晶體方位圖與等抗裂縫傳播區域

第 97107282 號專利申請案說明書替換頁

層部之T截面之光學顯微鏡照片經影像分析測得。

波來鐵分率係由鋼板表面下5mm、約板厚1/4部分、板厚中心部之T截面之光學顯微鏡照片測得。

雪明碳鐵粒徑(θ 粒徑)係由與上述同樣板厚位置之3處
5 製成萃取印模，並用穿透式電子顯微鏡拍攝照片後算出平均圓相當直徑。

有效晶體粒徑係由與上述同樣板厚位置之3處採取EBSP用試樣以使T截面形成測定面，以 $1\mu\text{m}$ 之節距測量
500×500 μm 之區域後，根據晶體方位圖以3~5 μm 節距延長
10 至長度2mm之範圍進行方位分析而決定晶界，並依以JIS G 0551為依據之切割法算出。

有關屈服強度(YP)、抗拉強度(TS)，係使用由板厚中心部延T方向採集之JISZ 2201之4號抗拉試片進行評價所得。

15 止裂性係進行溫度梯度型ESSO測試，並以顯示 $K_{ca}=6000\text{N}/\text{mm}^{1.5}$ 之溫度進行評價所得。

本發明例之No.1~22，化學成分係於預定範圍內，並以預定條件製造，就YP：390~460MPa級鋼而言，皆具有充分之強度，且止裂性亦佳。

反觀比較例之No.23~45，化學成分、製造條件皆超出
5 本發明之範圍，故止裂性低。

No.23、41因精軋溫度較 Ar_3 低，且表層部生成大量粗大肥粒鐵，故止裂性低。

No.28、42雖軋軋結束溫度為 Ar_3 以上，但加速冷卻開始速度低於 Ar_3 ，因此表層粗大肥粒鐵分率仍變高以致止裂
10 性降低。

No.24、37因加速冷卻之冷卻速度小，

No.33、40因冷卻停止溫度高於 $500^{\circ}C$ ，

No.26、38因熱處理溫度超過 $600^{\circ}C$ ，故上述比較例之雪明碳鐵粒徑皆變大，無法獲致充分之止裂性。

15 No.34經空氣冷卻而未進行加速冷卻，故有效晶體粒徑未微化，以致止裂性降低。

No.27、35因精軋之累積壓下率小，

No.25、30、36因精軋溫度高，故上述比較例之有效晶體粒徑皆粗大化以致止裂性降低。

20 No.29因加熱溫度高，

No.31、39因粗軋之累積壓下率小，

No.32因加熱溫度高，粗軋之累積壓下率亦小，故上述比較例之有效晶體粒徑接變大，以致止裂性降低。

No.43因含C量多而使雪明碳鐵變大，止裂性下降且

十、申請專利範圍：

1. 一種板厚達50mm以上之高強度厚鋼板，係按質量%含有C：0.052～0.14%、Si：0.03～0.5%、Mn：0.3～2.0%、P：0.020%以下、S：0.010%以下、Ni：0.5～4.0%、Nb：0.005～0.050%、Ti：0.005～0.050%、Al：0.002～0.10%、N：0.0010～0.0080%，剩餘部分由Fe及不可避免的雜質組成，且下列公式(1)所規定之 C_{eq} 為0.30～0.50%；

就以體積分率佔60%以上之變韌鐵為主體的微結構(其波來鐵分率佔5%以下，且其係位於分別從鋼板表裡兩面至板厚5%深度之表層區域中的微結構)而言，圓相當直徑超過 $25\mu\text{m}$ 之粗大肥粒鐵之分率係10%以下，且雪明碳鐵之平均圓相當直徑係 $0.5\mu\text{m}$ 以下；

又，以垂直於軋板方向之截面為T截面，以與該T截面內之板面平行之方向為T方向時，就該T截面內除前述表層區域以外之內部區域，使用電子背向散射圖形(Electron Back Scattering Pattern)進行晶體方位分析，將該T截面結構按每一晶體方位相等之區域(等方位區域)區分，再於該等方位區域所區分之T截面結構，使用以JIS G 0551為依據之切割法，畫出前述T方向之任意測定線，且將該測定線上，除圓相當直徑小於 $8\mu\text{m}$ 之等方位區域外，連續相鄰之多數圓相當直徑 $8\mu\text{m}$ 以上之等方位區域各自之3個<001>軸中最接近前述T方向之<001>軸間相互形成之角度(裂縫傳播偏角)小於 20° 的前述測定線上連續相鄰多數等方位區域，與前述測定線上相鄰之圓相當直徑小

於 $8\mu\text{m}$ 之等方位區域合併視為一個區域(等抗裂縫傳播區域)時，前述等抗裂縫傳播區域藉由前述切割法算出之平均圓相當直徑(有效晶體粒徑)係 $8\mu\text{m}$ 以上並為下列公式(2)之 $d(\mu\text{m})$ 以下，

$$\begin{aligned} 5 \quad C_{eq} = & [C] + [Mn] / 6 + ([Cu] + [Ni]) / 15 \\ & + ([Cr] + [Mo] + [V]) / 5 \quad \cdots(1) \end{aligned}$$

$$d = (7.11 \times [Ni] + 11) \times (1.2 - t / 300) \quad \cdots(2)$$

其中[X]表示元素X之含量(質量%)，t表示板厚(mm)。

- 10 2. 如申請專利範圍第1項之板厚達50mm以上之高強度厚鋼板，其按質量%更含有Cu：0.05～1.5%、Cr：0.05～1.0%、Mo：0.05～1.0%、V：0.005～0.10%及B：0.0002～0.0030%中之1種或2種以上物質。
- 15 3. 如申請專利範圍第1項之板厚達50mm以上之高強度厚鋼板，其按質量%更含有Mg：0.0003～0.0050%、Ca：0.0005～0.0030%、REM：0.0005～0.010%中之1種或2種以上物質。
- 20 4. 如申請專利範圍第2項之板厚達50mm以上之高強度厚鋼板，其按質量%更含有Mg：0.0003～0.0050%、Ca：0.0005～0.0030%、REM：0.0005～0.010%中之1種或2種以上物質。
5. 一種板厚達50mm以上之高強度厚鋼板之製造方法，係將具有如申請專利範圍第1至4項中任一項之組成之鋼片，加熱至 $950 \sim 1150^\circ\text{C}$ ，並以 900°C 以上之溫度進行累

積壓下率30%以上之粗軋後，以 Ar_3 以上、下列公式(3)之 $T(^{\circ}C)$ 以下之溫度，且以40%以上之累積壓下率進行精軋，再依板厚平均以 $8^{\circ}C/s$ 以上之冷卻速度由 Ar_3 以上之溫度加速冷卻至 $500^{\circ}C$ 以下之溫度，

$$5 \quad T = (37 \times [Ni] + 810) \times (1.1 - t / 500) \quad \cdots (3)$$

其中 $[Ni]$ 表示Ni含量(質量%)， t 表示板厚(mm)。

6. 如申請專利範圍第5項之板厚達50mm以上之高強度厚鋼板之製造方法，其係於前述加速冷卻結束後，以 $300 \sim 600^{\circ}C$ 之溫度進行回火處理。