202010852

(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 202010852 A

(43)公開日：中華民國 109 (2020) 年 03 月 16 日

(21)申請案號：108122963　(22)申請日：中華民國 108 (2019) 年 06 月 28 日

(51)Int. Cl.：*C22C38/00* *(2006.01)*　*C22C38/06* *(2006.01)*
C22C38/38 *(2006.01)*　*B21B3/02* *(2006.01)*
C21D6/00 *(2006.01)*　*C21D8/02* *(2006.01)*
C21D9/46 *(2006.01)*

(30)優先權：2018/06/29　日本　2018-124974

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

(72)發明人：脇田昌幸 WAKITA, MASAYUKI (JP)；畑顯吾 HATA, KENGO (JP)；伊藤一真 ITO, KAZUMA (JP)；藤原知哉 FUJIWARA, KAZUKI (JP)；河野佳織 KAWANO, KAORI (JP)；林宏太郎 HAYASHI, KOUTAROU (JP)

(74)代理人：劉法正；尹重君

申請實體審查：有　申請專利範圍項數：8 項　圖式數：1　共 51 頁

(54)名稱

高強度鋼板及其製造方法

(57)摘要

本發明的高強度鋼板具有預定化學組成；其金屬組織以面積%計：麻田散鐵：70.0~95.0%、殘留沃斯田鐵：5.0~30.0%、剩餘部分：0~10.0%；並且，殘留沃斯田鐵的平均粒徑：0.2~2.0μm；前述殘留沃斯田鐵中的平均 Mn 濃度$[Mn]_\gamma$滿足 $7.0 \leqq [Mn]_\gamma \leqq 20.0$ (i)式；前述 C 含量[C]與前述麻田散鐵中的平均 C 濃度$[C]_M$滿足 $0.6 \leqq [C]_M/[C]$ (ii)式。

This high-strength steel sheet contains a predetermined chemical composition, wherein a microstructure includes, in terms of area %, a martensite: 70.0 to 95.0%, a residual austenite: 5.0 to 30.0%, and a reminder: 0 to 10.0%, an average grain size of the residual austenite is 0.2 to 2.0 μm, an average Mn concentration $[Mn]_\gamma$in the residual austenite satisfies “7.0　$[Mn]_\gamma$　20.0 Formula (1) ”, and the C content [C] and an average C concentration $[C]_M$satisfies “0.6　$[C]_M/[C]$ Formula (2) ”.

202010852

【發明摘要】

【中文發明名稱】

高強度鋼板及其製造方法

【英文發明名稱】

HIGH-STRENGTH STEEL SHEET AND MANUFACTURING METHOD THEREOF

【中文】

本發明的高強度鋼板具有預定化學組成；其金屬組織以面積%計：麻田散鐵：70.0~95.0%、殘留沃斯田鐵：5.0~30.0%、剩餘部分：0~10.0%；並且，殘留沃斯田鐵的平均粒徑：0.2~2.0μ m；前述殘留沃斯田鐵中的平均Mn濃度$[Mn]_\gamma$滿足$7.0 \leqq [Mn]_\gamma \leqq 20.0$ (i)式；前述C含量[C]與前述麻田散鐵中的平均C濃度$[C]_M$滿足$0.6 \leqq [C]_M/[C]$ (ii)式。

【英文】

This high-strength steel sheet contains a predetermined chemical composition, wherein a microstructure includes, in terms of area %, a martensite: 70.0 to 95.0%, a residual austenite: 5.0 to 30.0%, and a reminder: 0 to 10.0%, an average grain size of the residual austenite is 0.2 to 2.0 μm, an average Mn concentration $[Mn]_\gamma$ in the residual austenite satisfies "$7.0 \leq [Mn]_\gamma \leq 20.0$ Formula (1)", and the C content [C] and an average C concentration $[C]_M$ satisfies "$0.6 \leq [C]_M/[C]$ Formula (2)".

【指定代表圖】　無

【代表圖之符號簡單說明】

無

【特徵化學式】

無

【發明說明書】

【中文發明名稱】

高強度鋼板及其製造方法

【英文發明名稱】

HIGH-STRENGTH STEEL SHEET AND MANUFACTURING METHOD THEREOF

【技術領域】

【0001】發明領域

本發明是有關於一種高強度鋼板及其製造方法。

本案基於2018年6月29日在日本申請之特願2018-124974號而主張優先權，並在此援用其內容。

【先前技術】

【0002】發明背景

近年來，從保護地球環境之觀點來看，在很多領域中開始了有關減少二氧化碳氣體排出量的措施。在汽車製造業中，也盛行著以降低燃油效率為目的而開發使車體輕量化的技術。惟，為了確保乘客安全確保，提升耐衝撞特性也是重點，故無法輕易車體輕量化。

【0003】於是，為了兼具車體輕量化與耐衝撞特性提升，探討了使用高強度鋼板來使構件薄壁化。因此，熱切期望一種兼具高強度與優異成形性的鋼板。

近年來，構造用構件或補強用構件等汽車用零件所使用的鋼板，被期許能在1180MPa以上之高抗拉強度下兼具優異成形性。此外，為了確保使用高強度鋼板並薄壁化來使車體輕量化的構件之剛性，以及，從確保乘客安全性之

觀點而要提升衝撞能量吸收特性，為此，除了要求高抗拉強度還要求具有高降伏應力。

【0004】一般而言，金屬組織中含有殘留沃斯田鐵的鋼板來說，殘留沃斯田鐵在加工中發生麻田散鐵變態而帶來變態誘發塑性(TRIP)效果，藉此會展現高的拉伸率。因此，在高強度鋼板中，要兼具優異成形性，利用殘留沃斯田鐵很有效。

【0005】習知已提出數件活用此種殘留沃斯田鐵來提高強度、拉伸率的技術。

【0006】例如，專利文獻1揭露一種耐衝撞安全性及成形性優異的汽車用高強度鋼板，其殘留沃斯田鐵之佔有率為5%~50%，且殘留沃斯田鐵的平均結晶粒徑為5μm以下，而抗拉強度x總拉伸率為20000MPa・%以上。

【0007】專利文獻2揭露一種拉伸率及拉伸凸緣性優異的高強度鋼板，其結晶晶粒內含有以相對全部組織之佔有率計為3~20%且平均粒徑500nm以下的殘留沃斯田鐵及/或麻田散鐵，作為第2相組織。

【0008】此外，近年來，Mn含量為3~10質量%左右且含大量殘留沃斯田鐵的中Mn鋼，其作為在強度與延展性之均衡上表現優異的材料而備受注目。

【0009】例如，專利文獻3揭露一種加工性優異的高強度鋼板，其特徵在於：含有以質量%計C：0.03%以上且0.35%以下、Si：0.5%以上且3.0%以下、Mn：3.5%以上且10.0%以下、P：0.1%以下、S：0.01%以下、N：0.008%

以下，剩餘部分由Fe及不可避免的不純物所構成；具有以面積率計30.0%以上的肥粒鐵，前述肥粒鐵中的Mn量(質量%)除以鋼板中的Mn量(質量%)之值為0.80以下；具有以體積率計10.0%以上的殘留沃斯田鐵，前述殘留沃斯田鐵中的Mn量為6.0質量%以上，而且，殘留沃斯田鐵之平均結晶粒徑為2.0μ m以下。

【0010】又，專利文獻4揭露一種高強度熱壓構件，其特徵在於：其組成以mass%計含有C：0.090%以上且小於0.30%、Mn：3.5%以上且小於11.0%、Si：0.01~2.5%、P：0.05%以下、S：0.05%以下、Al：0.005~0.1%、N：0.01%以下，剩餘部分由Fe及不可避免的不純物所構成；具有由體積率計80%以上的麻田散鐵相與體積率計3.0~20.0%的殘留沃斯田鐵相所構成之組織；且其具有抗拉強度TS：1500MPa以上且均勻拉伸率uEl：6.0%以上之拉伸特性。

【0011】惟，專利文獻1所記載之鋼板雖透過使殘留沃斯田鐵微細化來提升延展性，但為了提高加工硬化指數以改善耐衝撞安全性，必須將主相設為軟質的肥粒鐵相，而難以獲得高抗拉強度。

【0012】再者，專利文獻2所記載之鋼板是透過使亞微米(submicron)尺寸之微細殘留沃斯田鐵分散在回火麻田散鐵或變韌鐵之結晶晶粒內，藉此獲得優異的強度-延展性之均衡。惟，在專利文獻2之技術中，大量含有Cu及Ni等的高價位元素作為沃斯田鐵安定化元素，而且還必須在

高溫下施行長時間的溶體化處理，而製造成本顯著提高且生產性顯著降低。

【0013】更甚者，根據專利文獻3，將含有Mn為3.5%以上且10.0%以下之鋼在沃斯田鐵與肥粒鐵之二相區域下進行退火，殘留沃斯田鐵會因Mn變濃而安定化，從而能獲得一種高強度鋼板，其具有980MPa以上之抗拉強度與24000MPa・%以上之強度-延展性均衡。惟，在專利文獻3之鋼板中，為了確保良好延展性而必須含有軟質的肥粒鐵30.0%以上，因而難以更高強度化。

【0014】根據專利文獻4，以麻田散鐵為主相且含有體積率計3.0~20.0%的殘留沃斯田鐵相，藉此可獲得：抗拉強度1500MPa以上之高強度且均勻拉伸率6.0%以上這般優異的強度與均勻拉伸率之均衡。惟，在專利文獻4中，並未考量到提升降伏應力以有效確保構件剛性與提升衝撞能量吸收特性。

【0015】先前技術文獻

專利文獻

專利文獻1：日本特開平11-61326號公報

專利文獻2：日本特開2005-179703號公報

專利文獻3：日本特開2013-76162號公報

專利文獻4：國際公開第2016/063467號

【發明內容】

【0016】發明概要

發明所欲解決之課題

本發明是為了解決上述課題所完成者，目的在於提供一種抗拉強度與降伏應力皆高且具有優異延展性(拉伸率)的鋼板及其製造方法。具體來說，目的在於提供一種具有1180MPa以上之抗拉強度、800MPa以上之降伏應力、及18000MPa・%以上之強度-延展性均衡的高強度鋼板及其製造方法。

【0017】用以解決課題之手段

本發明是以下述高強度鋼板及其製造方法為要旨。

【0018】(1)本發明一態樣之高強度鋼板，其化學組成以質量%計：C：0.08~0.45%、Si：0.05~3.0%、Mn：3.5~10.0%、P：0.10%以下、S：0.030%以下、sol.Al：0.01~2.0%、N：0.010%以下、Ti：0~0.20%、Nb：0~0.10%、V：0~0.50%、Cr：0%以上且小於1.0%、Mo：0~0.50%、Ni：0~1.0%、B：0~0.0050%、Ca：0~0.020%、Mg：0~0.020%、REM：0~0.020%、Cu：0~1.0%、Bi：0~0.020%，剩餘部分：Fe及不純物；金屬組織以面積%計：麻田散鐵：70.0~95.0%、殘留沃斯田鐵：5.0~30.0%、剩餘部分：0~10.0%；並且，殘留沃斯田鐵的平均粒徑：0.2~2.0μ m；前述殘留沃斯田鐵中的平均Mn濃度滿足下述(i)式，前述C含量與前述麻田散鐵中的平均C濃度滿足(ii)式；

$$7.0 \leqq [Mn]_{\gamma} \leqq 20.0 \quad \cdots (i)$$

$$0.6 \leqq [C]_{M}/[C] \quad \cdots (ii)$$

惟，上述式中記號之意義如下所述：

$[Mn]_V$：前述殘留沃斯田鐵中的前述平均Mn濃度(質量%)

[C]：鋼板中的前述C含量(質量%)

$[C]_M$：前述麻田散鐵中的前述平均C濃度(質量%)。

如(2)上述(1)所記載之高強度鋼板，其中，前述化學組成以質量%計亦可含有選自下述之1種以上：Ti：0.005~0.20%、Nb：0.002~0.10%、及V：0.005~0.50%。

如(3)上述(1)或(2)所記載之高強度鋼板，其中，前述化學組成以質量%計亦可含有選自下述之1種以上：Cr：0.05%以上且小於1.0%、Mo：0.02~0.50%、Ni：0.05~1.0%、及B：0.0002~0.0050%。

如(4)上述(1)~(3)中任一項所記載之高強度鋼板，其中，前述化學組成以質量%計亦可含有選自下述之1種以上：Ca：0.0005~0.020%、Mg：0.0005~0.020%、及REM：0.0005~0.020%。

如(5)上述(1)~(4)中任一項所記載之高強度鋼板，其中，前述化學組成以質量%計亦可含有Cu：0.05~1.0%。

如(6)上述(1)~(5)中任一項所記載之高強度鋼板，其中，前述化學組成以質量%計亦可含有Bi：0.0005~0.020%。

(7)本發明另一態樣之高強度鋼板的製造方法，是對於具有如(1)至(6)中任一項所記載之化學組成的鋼胚，依序進行熱輥軋步驟、冷卻步驟、捲取步驟、一次退火步驟、任意的冷輥軋步驟、及二次退火步驟；其中，在前述熱輥

軋步驟中，最終輥軋道次及前述最終輥軋道次的前1個輥軋道次的軋縮率分別設為15~60%，前述最終輥軋道次的前1個前述輥軋道次之輥軋完成起至前述最終輥軋道次之輥軋開始為止的道次間時間滿足下述(v)式，前述最終輥軋道次之輥軋完成溫度設為Ar_3點~1100℃之溫度區域；在前述冷卻步驟中，對於前述熱輥軋步驟後的熱軋鋼板施行1~10秒之空冷後，以10℃/秒以上之平均冷卻速度進行冷卻；在前述捲取步驟中，在550℃以下之溫度區域下進行捲取；在前述一次退火步驟中，以退火溫度為(Ac_1點-80℃)~(Ac_3點-55℃)之溫度區域且保持時間滿足下述(vi)式之方式，將前述熱軋鋼板進行保持；在前述二次退火步驟中，以退火溫度為(Ac_3點+30℃)以上且小於(Ac_3點+200℃)之溫度區域且保持時間小於150秒之方式，將前述熱軋鋼板進行保持後，再以Ac_3點~500℃之溫度範圍內之平均冷卻速度為15℃/秒以上之方式冷卻至500℃以下之溫度；

$$0.002/\exp(-6080/(T_1+273)) \leqq t_1 \leqq 2.0 \quad \cdots(v)$$

$$2.3\times10^{-8}\times\exp\{23500/(T_2+273)\} \leqq t_2 \leqq 4.0\times10^{5} \quad \cdots(vi)$$

惟，上述式中各記號之意義如下所述：

t_1：前述最終輥軋道次的前1個輥軋完成起至前述最終輥軋道次之輥軋開始為止的道次間時間(秒)

T_1：前述最終輥軋道次的前1個輥軋道次之輥軋完成溫度(℃)

t_2：在前述一次退火之前述退火溫度下的前述保持時

間(秒)

T_2：前述一次退火之前述退火溫度(℃)。

如(8)上述(7)所記載之高強度鋼板的製造方法，其中，在前述冷輥軋步驟中，總軋縮率亦可設為30%以上且小於80%。

【0019】發明效果

根據本發明上述態樣，及可獲得一種鋼板，其具有高抗拉強度及降伏應力同時具有優異延展性。

【圖式簡單說明】

【0020】圖1是一張示意圖，顯示二次退火保持中之金屬組織。

【實施方式】

【0021】用以實施發明之形態

本案發明人等針對Mn含量3~10質量%左右之中Mn鋼其鋼組織與機械特性的關係反覆專心研究。結果，獲得以下見解。

【0022】(a)為了在中Mn鋼獲得殘留沃斯田鐵，一般會在肥粒鐵及沃斯田鐵之二相區域(A_1~A_3之溫度區域)下進行長時間的熱處理。此時，沃斯田鐵安定化元素的C及Mn會在沃斯田鐵中變濃，因而能獲得大量殘留沃斯田鐵。結果，延展性會提升。另一方面，固溶強化優異的C會因沃斯田鐵的安定化而被消耗，因而難以高強度化。因此，要兼具高強度與優異延展性，重要的是作成下述組織：透過C而固溶強化的麻田散鐵設為主體，並含有透過Mn變濃

而安定化的殘留沃斯田鐵。

【0023】(b)令麻田散鐵主體的鋼組織中含有殘留沃斯田鐵，藉此在高強度的同時還可期待透過TRIP效果來提升延展性。惟，當殘留沃斯田鐵粗大時，加工誘發變態所生成的麻田散鐵會導致形成出粗大的空隙(void)，因而在初期就產生局部變形，而無法獲得提升延展性效果。另一方面，若殘留沃斯田鐵過於微細，則受到來自周圍結晶粒的三維拘束，殘留沃斯田鐵對於變形的安定性會過度提高，因而就高強度鋼板而言，有時在充分展現TRIP效果之前就產生局部變形而無法期待提升延展性。因此，將鋼組織中所含有殘留沃斯田鐵的平均粒徑控制到適切範圍，藉此便能高強度且具有優異延展性。

【0024】(c)透過C而固溶強化的麻田散鐵設為主體之鋼組織中，使之含有透過Mn變濃而安定化的殘留沃斯田鐵，此時，殘留沃斯田鐵中的Mn濃度會對延展性及降伏應力有很大的影響。殘留沃斯田鐵中的Mn濃度過低時，殘留沃斯田鐵對於變形的安定性就會低，且在彈性變形中或塑性變形初期就產生TRIP效果，因而降伏應力會降低同時無法期待提升延展性。另一方面，殘留沃斯田鐵中的Mn濃度過高時，不是TRIP效果而是雙晶誘發塑性(TWIP)效果變得顯著，致使降伏應力降低。因此，將殘留沃斯田鐵中的Mn濃度控制到適切範圍，藉此便能獲得一種抗拉強度與降伏應力皆高且具有優異延展性的鋼板。

【0025】(d)為了製造出下述鋼組織，即透過C而固溶

強化的麻田散鐵設為主體且含有以Mn而安定化的殘留沃斯田鐵，有效的是，將施予熱軋鋼板的退火步驟分作二次。具體來說，首先，對於熱軋鋼板，在肥粒鐵與沃斯田鐵、或肥粒鐵與雪明碳鐵之二相區域，或者在肥粒鐵與沃斯田鐵與雪明碳鐵之三相區域的溫度中進行退火，將C及Mn分配到沃斯田鐵或雪明碳鐵。之後，藉由在沃斯田鐵單相區域進行退火，會抑制Mn擴散同時只讓C擴散。透過該退火，使C一部分殘存於Mn濃度高的沃斯田鐵區域，而可使C朝周圍擴散。結果，透過此種退火及退火後的冷卻，Mn濃度高的沃斯田鐵區域會變成殘留沃斯田鐵，Mn濃度低的沃斯田鐵區域則變成具有一定C濃度的麻田散鐵，從而獲得所欲的金屬組織。

【0026】本發明便是基於上述見解所完成者。以下，詳細說明本發明一實施形態之高強度鋼板(本實施形態之鋼板)的各要件。

【0027】(A)化學組成

各元素之限定理由如下所述。以下說明中，有關含量的「%」意指「質量%」。又，使用「~」所表示之數值範圍，只要無特別申明，則意指「~」前後所記載之數值為下限值及上限值所涵蓋的範圍。換言之，所謂0.08~0.45%意指：0.08%以上且0.45%以下。

【0028】C：0.08~0.45%

C會固溶於麻田散鐵中而具有透過固溶強化來提高鋼板強度之作用。C含量小於0.08%時，固溶強化量小，而

難以確保所欲的鋼板強度。據此，C含量設為0.08%以上。C含量宜為0.10%以上，較宜為0.12%以上。

另一方面，含有大於0.45%之C時，波來鐵會優先生成，而難以確保所欲的鋼板強度。據此，C含量設為0.45%以下。C含量宜為0.40%以下。

【0029】Si：0.05~3.0%

Si具有下述作用：透過固溶強化來提高鋼板強度之作用與透過脫氧來使鋼健全化之作用。此外，Si還會延遲雪明碳鐵之析出而具有提高殘留沃斯田鐵面積率之作用，而是一種有助於提升延展性的元素。Si含量小於0.05%時，便難以獲得上述作用所帶來的效果。據此，Si含量設為0.05%以上。

另一方面，若Si含量大於3.0%，則鋼板表面性質狀態、化學轉化處理性及熔接性會顯著劣化。據此，Si含量設為3.0%以下。Si含量宜為2.5%以下，較宜為2.0%以下。

【0030】Mn：3.5~10.0%

Mn具有下述作用：提高鋼的淬火性而促進麻田散鐵生成之作用與固溶於沃斯田鐵中而使殘留沃斯田鐵安定化之作用。Mn含量小於3.5%時，難以確保作為目的之麻田散鐵量及殘留沃斯田鐵量、還有殘留沃斯田鐵中的Mn濃度。據此，Mn含量設為3.5%以上。Mn含量宜為4.0%以上，較宜為4.5%以上。

另一方面，若Mn含量大於10.0%，生成的殘留沃斯田鐵量會變得大量，而難以確保所欲的麻田散鐵量。此外，

沃斯田鐵中的Mn濃度會過度提高，不是TRIP效果而是TWIP效果會變得顯著，而降伏應力會降低。據此，Mn含量設為10.0%以下。Mn含量宜為8.0%以下。

【0031】P：0.10%以下

P一般是作為不純物而含有的元素。P是一種易於偏析的元素，若其含量大於0.10%，則起因於晶界偏析的成形性及韌性降低會變得顯著。據此，P含量設為0.10%以下。P含量宜為0.050%以下，較宜為0.030%以下，更宜為0.020%以下。

另一方面，P也是一種透過固溶強化而具有提高強度之效果的元素。據此，亦可積極含有P。P含量下限無需特別規定，不過若想獲得上述效果，宜設為0.001%以上。

【0032】S：0.030%以下

S是作為不純物而含有的元素，並會在鋼中形成硫化物系夾雜物而使鋼板的成形性降低。若S含量大於0.030%，則成形性會顯著降低。據此，S含量設為0.030%以下。S含量宜為0.010%以下，較宜為0.005%以下，更宜為0.001%以下。S含量下限無需特別規定，不過從抑制精煉成本增高的觀點來看宜設為0.0001%以上。

【0033】sol.Al：0.01~2.0%

Al是與Si同樣會將鋼脫氧而具有使鋼板健全化之作用。此外，Al還會延遲雪明碳鐵之析出，並透過提高殘留沃斯田鐵面積率之作用，而是一種有助於提升延展性的元素。sol.Al(酸可溶Al)含量小於0.01%時，便難以獲得上

述作用所帶來的效果。據此，sol.Al含量設為0.01%以上。sol.Al含量宜為0.03%以上。

另一方面，若sol.Al含量大於2.0%，則A_3變態點會顯著提高，而難以安定進行熱輥軋。據此，sol.Al含量設為2.0%以下。sol.Al含量宜為1.5%以下，較宜為1.0%以下。

【0034】N：0.010%以下

N是作為不純物而含有的元素，並具有降低鋼板成形性之作用。若N含量大於0.010%，則成形性會顯著降低。據此，N含量設為0.010%以下。N含量宜為0.0080%以下，較宜為0.0070%以下。N含量下限無需特別規定，不過，若考量如後述般期望透過含有Ti、Nb及V之1種以上來使鋼組織微細化，則為了促進碳氮化物析出，N含量宜設為0.0010%以上，較宜設為0.0020%以上。

【0035】本實施形態之鋼板除了含有上述元素之外，還可進一步含有選自Ti、Nb、V、Cr、Mo、Ni、B、Ca、Mg、REM、Cu及Bi之1種以上且為下述所示之量的元素。由於此等元素可不一定要含有，故下限為0%。

【0036】Ti：0~0.20%

Nb：0~0.10%

V：0~0.50%

Ti、Nb及V會在鋼中析出作為碳化物或氮化物，透過其釘扎(pinning)效果而具有使鋼組織微細化之作用。據此，亦可含有選自此等元素之1種以上。為了更為確實獲得此等元素透過上述作用所帶來的效果，宜含有下述至少

任一者：Ti：0.005%以上、Nb：0.002%以上、及V：0.005%以上。

另一方面，就算過量含有此等元素，上述作用所帶來效果達飽和而不經濟。據此，就算要含有，也要將Ti含量設為0.20%以下，Nb含量設為0.10%以下，V含量設為0.50%以下。

【0037】Cr：0%以上且小於1.0%

Mo：0~0.50%

Ni：0~1.0%

B：0~0.0050%

Cr、Mo、Ni及B具有提高淬火性之作用。又，Mo會在鋼中析出碳化物而具有提高強度之作用。此外，Ni則在如後述含有Cu時，具有有效抑制起因於Cu所致鋼胚晶界裂紋之作用。據此，亦可含有選自此等元素之1種以上。

為了更為確實獲得上述作用所帶來的效果，宜將Ni含量設為0.05%以上，Cr含量設為0.05%以上，Mo含量設為0.02%以上，及/或，B含量設為0.0002%以上。

【0038】另一方面，Cr含量為1.0%以上時，化學轉化處理性會顯著降低。據此，就算要含有，也要將Cr含量設為小於1.0%。

又，若Mo含量大於0.50%，則上述作用所帶來的效果達飽和而在成本上並不利。據此，就算要含有，也要將Mo含量設為0.50%以下。宜為0.20%以下。

又，Ni由於是高價位的元素，因此大量含有則在成本

上並不利。據此，就算要含有，也要將Ni含量設為1.0%以下。

又，若B含量大於0.0050%，則成形性會顯著降低。據此，就算要含有，也要將B含量設為0.0050%以下。

【0039】Ca：0~0.020%

Mg：0~0.020%

REM：0~0.020%

Ca、Mg及REM會藉由調整夾雜物的形狀而具有提高成形性之作用。據此，亦可含有選自此等元素之1種以上。為了更為確實獲得上述作用所帶來效果，宜含有上述元素之至少任一者0.0005%以上。

另一方面，若此等元素含量大於上述上限值，則鋼中夾雜物會變得過多，反而會有成形性降低之情況。據此，就算要含有，也要將Ca含量設為0.020%以下，Mg含量設為0.020%以下，REM含量設為0.020%以下。各個元素宜為0.010%以下，較宜為0.005%以下。

【0040】在此，所謂REM是指Sc、Y及鑭系元素之合計17元素，而REM含量則是指此等元素的合計含量。若為鑭系元素，則在工業上是以稀土金屬合金(mischmetall)的方式來添加。

【0041】Cu：0~1.0%

Cu由於會在低溫析出而具有提高強度之作用，故亦可含有於鋼中。為了更為確實獲得上述作用所帶來效果，Cu含量宜設為0.05%以上。

另一方面，若Cu含量大於1.0%，則有時會產生鋼胚之晶界裂紋。據此，就算要含有，也要將Cu含量設為1.0%以下。Cu含量宜小於0.5%，較宜小於0.3%。

【0042】Bi：0~0.020%

Bi透過使凝固組織微細化而具有提高成形性之作用，故亦可含有於鋼中。為了更為確實獲得上述作用所帶來效果，Bi含量宜設為0.0005%以上。

另一方面，若Bi含量大於0.020%，則上述作用所帶來效果便會達到飽和，而在成本上並不利。據此，就算要含有，也要將Bi含量設為0.020%以下。Bi含量宜為0.010%以下。

【0043】本實施形態之鋼板的化學組成中，剩餘部分為Fe及不純物。

【0044】所謂「不純物」意指：工業上製造鋼材時，礦石、廢料等原料、因為製造步驟各種原因而混入之成分，在不對本發明帶來不良影響之範圍下所容許的成分。

【0045】(B)鋼板的金屬組織

針對本實施形態之鋼板的金屬組織，說明如下。在以下之說明中，關於組織比率(面積率)之「%」乃意指「面積%」。

【0046】麻田散鐵：70.0~95.0%

麻田散鐵是硬質且均質的組織，而是一種獲得高抗拉強度所適宜的組織。麻田散鐵面積率小於70.0%時，會變得難以所欲的抗拉強度。據此，麻田散鐵面積率設為70.0%

以上。麻田散鐵面積率宜為75.0%以上。另一方面，若麻田散鐵面積率大於95.0%，則延展性會顯著降低。據此，麻田散鐵面積率設為95.0%以下。本實施形態之鋼板的麻田散鐵是以下的總稱：在無擴散下透過剪切機制所生成即所謂新生麻田散鐵之外，還包含回火麻田散鐵。

【0047】殘留沃斯田鐵：5.0~30.0%

殘留沃斯田鐵透過TRIP效果而具有提高延展性之作用。殘留沃斯田鐵面積率小於5.0%時，便難以獲得上述作用所帶來的效果。據此，殘留沃斯田鐵面積率設為5.0%以上。殘留沃斯田鐵面積率宜為8.0%以上，較宜為10.0%以上。另一方面，若殘留沃斯田鐵面積率大於30.0%，則麻田散鐵的量就會相對減少，而難以獲得所欲的抗拉強度。據此，殘留沃斯田鐵面積率設為30.0%以下。

【0048】殘留沃斯田鐵之定量方法有：藉由X射線繞射、電子背向散射繞射影像(EBSP)解析、磁性測定所進行的方法等，定量值有時會隨方法而異。本實施形態之鋼板所規定的殘留沃斯田鐵面積率則是透過X射線繞射所得之測定值。

【0049】剩餘部分：0~10.0%

在本實施形態之鋼板中，上述組織以外，有時還含有多邊形肥粒鐵、變韌肥粒鐵、變韌鐵、雪明碳鐵及波來鐵等作為剩餘部分。扣除麻田散鐵及殘留沃斯田鐵之剩餘部分組織合計面積率若大於10.0%，就會變得難以獲得所欲的強度或延展性。因此，剩餘部分面積率設為10.0%以下。

剩餘部分面積率宜為8.0%以下，較宜為6.0%以下。剩餘部分面積率亦可為0%。

【0050】殘留沃斯田鐵的平均粒徑：0.2~2.0μ m

若殘留沃斯田鐵的平均粒徑大於2.0μ m，則加工誘發變態所生成的麻田散鐵會導致形成出粗大的空隙。此時，在初期就產生局部變形，而無法獲得提升延展性效果。據此，殘留沃斯田鐵的平均粒徑設為2.0μ m以下。殘留沃斯田鐵的平均粒徑宜為1.5μ m以下，較宜為1.0μ m以下。

另一方面，若殘留沃斯田鐵的平均粒徑小於0.2μ m，則受到來自周圍結晶粒的三維拘束，殘留沃斯田鐵對於變形的安定性會過度於提高，就高強度鋼板而言，有時在充分展現TRIP效果之前就產生局部變形而無法期待提升延展性。據此，殘留沃斯田鐵的平均粒徑設為0.2μ m以上。

【0051】金屬組織之鑑定及面積率之算出，是透過以下方法來進行。首先，將垂直於鋼板輥軋方向之剖面進行鏡面研磨後進行里培拉(Lepera)腐蝕而獲得樣品，使用前述樣品，自鋼板表面起算板厚1/4深度位置且板寬方向200μ m×輥軋面法線方向50μ m之區域，以光學顯微鏡進行攝影，再使用市售的圖像處理軟體「Image-Pro」進行二值化處理來算出殘留沃斯田鐵與麻田散鐵的合計面積率。在本案中，殘留沃斯田鐵與麻田散鐵會是明部。作出亮度的直方圖(histogram)並施予下述二值化處理：大於暗部側所示尖峰之亮度且至255為止之範圍中的亮度之區域定為殘留沃斯田鐵與麻田散鐵，並將之與此以外的區域分離。

【0052】接著，使用Co線源進行X射線繞射測定來算出殘留沃斯田鐵面積率。自鋼板表面起透過飾面加工及化學研磨使厚度減少至板厚1/4深度為止而獲得樣品，使用該樣品透過X射線繞射測定來求出肥粒鐵之(110)面、(200)面、及(211)面還有殘留沃斯田鐵之(111)面、(200)面、及(220)面的積分強度。然後，透過強度平均法求出殘留沃斯田鐵之體積率，並以該值作為殘留沃斯田鐵面積率。自上述求出的殘留沃斯田鐵與麻田散鐵之合計面積率，減掉X射線繞射測定求出的殘留沃斯田鐵面積率，所得之差值定為麻田散鐵面積率。

【0053】然後，自100%減掉上述求出的麻田散鐵及殘留沃斯田鐵面積率之合計，所得差值定為剩餘部分組織面積率。

【0054】又，殘留沃斯田鐵的平均粒徑，是從EBSP解析、及從穿透式電子顯微鏡(TEM)觀察自鋼板表面起至板厚1/4深度位置所採取之薄膜試驗片來算出。此時，TEM的觀察倍率設為50000倍，由沃斯田鐵的電子繞射圖形所成像的暗視野影像，來測定10粒的沃斯田鐵粒徑，並以此等平均值為殘留沃斯田鐵的平均粒徑。

【0055】在本實施形態之鋼板中，是如上述控制化學組成及金屬組織之外，還必須進一步將殘留沃斯田鐵中的平均Mn濃度$[Mn]_\gamma$、及麻田散鐵中的C濃度與鋼板中的C含量之比$[C]_M/[C]$控制成如下所述。

【0056】$7.0 \leqq [Mn]_\gamma \leqq 20.0$　　・・・(i)

惟，上述式中記號之意義如下所述。

$[Mn]_\gamma$：殘留沃斯田鐵中的平均Mn濃度(質量%)

殘留沃斯田鐵中的Mn濃度對延展性與降伏應力有很大的影響。為了獲得所欲的降伏應力及延展性，殘留沃斯田鐵中的平均Mn濃度必須滿足上述(i)式。

【0057】殘留沃斯田鐵中的平均Mn濃度小於7.0質量%時，殘留沃斯田鐵對於變形的安定性較低，且在彈性變形中或塑性變形初期就產生TRIP效果。此時，降伏應力會降低同時無法期待提升延展性。另一方面，殘留沃斯田鐵中的平均Mn濃度大於20.0質量%時，不是TRIP效果而是TWIP效果變得顯著，致使降伏應力降低。因此，殘留沃斯田鐵中的平均Mn濃度以質量%計設為7.0~20.0%。

【0058】殘留沃斯田鐵中的平均Mn濃度是使用具備場發射型電子槍的電子線顯微分析儀(FE-EPMA)，並透過以下方法來求出。對於上述X射線繞射測定所使用的樣品，即，自鋼板表面起算飾面加工至板厚1/4深度為止之樣品其50μ m×50μ m區域，透過FE-EPMA以0.1μ m之間隔進行Mn濃度分布分析。接著，從EBSP解析來鑑定出同一區域金屬組織中的殘留沃斯田鐵。對於所鑑定出的殘留沃斯田鐵，在1個晶粒內任意10個點的Mn濃度測定值之平均作為該1粒中的Mn濃度。然後，在10粒分別進行測定並算出Mn濃度的平均值，以該值定為殘留沃斯田鐵的平均Mn濃度。

【0059】$0.6 \leqq [C]_M/[C]$　　・・・(ii)

惟，上述式中記號之意義如下所述。

[C]：鋼板中的C含量(質量%)

$[C]_M$：麻田散鐵中的平均C濃度(質量%)

麻田散鐵中的C濃度對抗拉強度有很大的影響。為了獲得所欲的抗拉強度，麻田散鐵中的C濃度與鋼板中的C含量之關係，必須滿足上述(ii)式。

【0060】若麻田散鐵中的C濃度相對於鋼板中的C含量之比小於0.6，則透過C所帶來的固溶強化量會不足，而鋼板的抗拉強度會降低。由於麻田散鐵中的C濃度越高則抗拉強度就越會提高，故上限並未特別規定。

【0061】在本實施形態之鋼板中，鋼板中的C含量是以高頻燃燒法來測定。

又，麻田散鐵中的平均C濃度則是使用維氏硬度計並透過以下方法來求得。首先，以上述方法鑑定出麻田散鐵的維氏硬度，以1kgf之試驗力測定10個點測定，求出其平均值。然後，基於上述麻田散鐵之維氏硬度平均值、與下述(iii)式及(iv)式，而算出麻田散鐵中的平均C濃度。

$$[C]_M = \{1573-(1573^2-4096\times A)^{0.5}\}/2048 \quad \cdots (iii)$$

惟，上述(iii)式中的A是以下述(iv)式所算出之值，(iv)式中之記號的意義如下所述。

$$A = HV-14\times[Mn]-27\times[Si]-200 \quad \cdots (iv)$$

HV：麻田散鐵之維氏硬度平均值

[Mn]：鋼板中的Mn含量(質量%)

[Si]：鋼板中的Si含量(質量%)

【0062】(C)機械特性

在本實施形態之鋼板中，降伏應力宜為800MPa以上，抗拉強度宜為1180MPa以上，並且，TS×EL之值宜為18000MPa・%以上。若為上述之值，則會具有高降伏應力及抗拉強度且在強度-延展性均衡上表現優異，因而能兼具車體輕量化與提升耐衝撞特性。

【0063】(D)鍍敷層

具有上述化學組成及鋼組織的本發明高強度鋼板，於其表面亦能以提升耐蝕性等為目的而形成鍍敷層，來作成表面處理鋼板。鍍敷層可為電鍍層，也可為熔融鍍敷層。

【0064】就電鍍層來說可例示：電鍍鋅、電鍍Zn-Ni合金等。又，就熔融鍍敷層來說則可例示：熔融鍍鋅、合金化熔融鍍鋅、熔融鍍鋁、熔融Zn-Al合金鍍敷、熔融Zn-Al-Mg合金鍍敷、熔融Zn-Al-Mg-Si合金鍍敷等。鍍敷附著量並未特別限制，與以往相同即可。又，在鍍敷後施予適當的化學轉化處理(例如：塗布矽酸鹽系的無鉻(chrome free)化學轉化處理液並使之乾燥)，也能進一步提高耐蝕性。

【0065】(E)製造條件

本發明一實施形態之高強度鋼板可透過例如含有以下所示步驟之製造方法來獲得。

【0066】<鑄造步驟>

就具有上述化學組成之鋼來說，以習知手段進行熔煉

後透過連續鑄造法作成鋼塊，或者，以任何鑄造法作成鋼塊後透過分塊輥軋方法等而作成鋼片。在連續鑄造步驟中，為了抑制夾雜物導致表面發生缺陷，宜於鑄模內使鋼液中產生電磁攪拌等外部施加式的流動。

【0067】鋼塊或鋼片可以是先暫時冷卻後進行再加熱才供應至熱輥軋，亦可為使連續鑄造後呈高溫狀態之鋼塊或分塊輥軋後呈高溫狀態的鋼片保持原本狀態下或進行保溫下，或者進行輔助性加熱才供應至熱輥軋。在本實施形態中，將此種鋼塊及鋼片作為熱輥軋素材而統稱為「鋼胚」。

【0068】<熱輥軋步驟>

鋼胚加熱溫度：1350℃以下

從抑制氧化皮耗損的觀點來看，供應至熱輥軋的鋼胚之加熱溫度是設為1350℃以下。加熱溫度宜設為1280℃以下。供應至熱輥軋的鋼胚之加熱溫度下限並無特別限定之必要，如後所述般，若為能在Ar_3點以上完成熱輥軋之溫度即可。

【0069】輥軋完成溫度：Ar_3點~1100℃

為了在輥軋完成後使沃斯田鐵發生變態來將熱軋鋼板的金屬組織微細化，熱輥軋是在Ar_3點以上之溫度區域來完成。輥軋完成溫度(最終輥軋道次完成後之溫度)小於Ar_3點時，熱輥軋中會發生肥粒鐵變態，而在熱軋鋼板中會形成在輥軋方向上延伸的粗大金屬組織。如此一來，退火後的金屬組織中會生成粗大的殘留沃斯田鐵，而延展性

會變得容易劣化。因此，熱輥軋之完成溫度設為Ar_3點以上。透過將鋼胚進行熱輥軋來獲得熱軋鋼板。

【0070】此處，在本實施形態中，Ar_3點是以下述(I)式來算出。

$$Ar_3 = 622.2+149.4\times[C]-24.2\times[Si]-13.7\times[Mn] \quad \cdot \cdot \cdot (I)$$

惟，式中的各[元素符號]表示鋼中所含各元素的含量(質量%)。

【0071】另一方面，若輥軋完成溫度大於1100℃，則熱軋鋼板的金屬組織會變得粗大，退火後Mn朝殘留沃斯田鐵中的變濃會不充分而降伏比會降低。因此，熱輥軋的完成溫度設為1100℃以下。熱輥軋的完成溫度宜設為1050℃以下。

【0072】最終輥軋道次及最終輥軋道次的前1個輥軋道次的軋縮率：15~60%

最終輥軋道次與前1個輥軋道次的軋縮率宜分別設為15~60%。透過將最終輥軋道次與前1個輥軋道次的軋縮率分別設為15%以上，主要達成再結晶沃斯田鐵粒的微細化，而透過之後的冷卻能易於獲得等軸且微細的麻田散鐵組織。藉此，就能在退火後獲得微細殘留沃斯田鐵。

【0073】最終輥軋道次及/或最終輥軋道次的前1個輥軋道次之軋縮率小於15%時，沃斯田鐵的再結晶會變得不充分，而會有退火後延展性劣化之情況。最終輥軋道次與前1個輥軋道次的軋縮率宜分別為20%以上，較宜為25%

以上。另一方面，從鋼板的平坦性之觀點、從抑制所導入的應變受到加工發熱而解放之觀點來看，最終輥軋道次及最終輥軋道次的前1個輥軋道次之軋縮率分別設為60%以下。最終輥軋道次與前1個輥軋道次的軋縮率宜分別為50%以下。

【0074】自最終輥軋道次的前1個輥軋道次之輥軋完成起至最終輥軋道次之輥軋開始為止的時間(道次間時間)：滿足下述(v)式。

$$0.002/\exp(-6080/(T_1+273)) \leqq t_1 \leqq 2.0 \quad \cdots(v)$$

此處，各記號的意義如下所述。

t_1：自最終輥軋道次的前1個輥軋完成起至最終輥軋道次之輥軋開始為止的道次間時間(秒)

T_1：最終輥軋道次的前1個輥軋道次之輥軋完成溫度(℃)

【0075】透過滿足上述(v)式，在最終輥軋道次的前1個輥軋道次之輥軋完成起至最終輥軋道次之輥軋開始為止的道次間，會促進沃斯田鐵的再結晶同時抑制沃斯田鐵的粒成長。因此，可達成輥軋中再結晶沃斯田鐵粒的微細化。藉此，更容易獲得一種退火後抗拉強度與降伏應力皆高且具有優異延展性所適切的鋼組織。

【0076】在熱輥軋是由粗輥軋與精輥軋所構成的情況下，為了在上述溫度完成精輥軋，亦可在粗輥軋與精輥軋之間加熱粗輥軋材。此時，宜使粗輥軋材後端較前端還高溫之方式進行加熱，藉此將精輥軋開始時橫跨粗輥軋材

總長的溫度變動控制在140℃以下。藉此，捲材內之製品特性的均一性會提升。

【0077】粗輥軋材的加熱方法採用習知手段來進行即可。例如，亦可在粗輥軋機與精輥軋機之間事先設置電磁式感應加熱裝置，並根據該感應加熱裝置之上游側的粗輥軋材長度方向之溫度分布等來控制加熱升溫量。

【0078】又，熱輥軋宜使用可逆式輥軋機或串列式輥軋機(tandem mill)作為多道次輥軋。尤其從工業生產性之觀點來看，較宜至少在最終的數段是設為使用串列式輥軋機來進行輥軋。

【0079】<冷卻步驟>

熱輥軋結束後並進行1~10秒之空冷後，以10℃/秒以上之平均冷卻速度冷卻至捲取溫度為止

對於熱軋步驟而得之熱軋鋼板，熱輥軋結束後進行1~10秒之空冷。藉此，會促進熱輥軋加工後的沃斯田鐵粒再結晶，同時抑制沃斯田鐵的粒成長。熱輥軋後之空冷時間小於1秒時，沃斯田鐵之再結晶會變得不充分，且會形成在輥軋方向上延伸的粗大金屬組織。因此，二次退火後會形成粗大的殘留沃斯田鐵而鋼板的加工性會劣化。另一方面，空冷大於10秒之情況下，熱軋鋼板的金屬組織會變得粗大，退火後Mn朝殘留沃斯田鐵中變濃的情況會不充分而降伏比會降低。

【0080】又，至前述空冷後之捲取溫度為止之平均冷卻速度小於10℃/秒時，會容易生成波來鐵，且在捲取中肥

粒鐵與波來鐵之間會進行Mn分配，而變得難以獲得高強度且延展性所適切的組織。平均冷卻速度之上限雖未特別規定，但若冷卻速度過大，則會有難以控制板形狀之情況，故宜設為300℃/秒以下。

【0081】<捲取步驟>

捲取溫度：550℃以下

如後所述般，藉由在熱輥軋後所施行的退火(一次退火)，會促進Mn分配在肥粒鐵、沃斯田鐵及雪明碳鐵之間。然後，藉由於此後所施行的退火(二次退火)，能控制成下述的鋼組織：以透過C而固溶強化的麻田散鐵設為主體，並含有透過Mn變濃而安定化的殘留沃斯田鐵。

【0082】為了獲得此效果，熱輥軋後的捲取溫度要設為550℃以下。若捲取溫度大於550℃，則容易生成波來鐵，且在捲取中Mn在肥粒鐵與波來鐵之間分配會進行，而難以獲得高強度且延展性所適切的組織。捲取溫度宜設為小於400℃，較宜設為小於300℃。

【0083】<一次退火步驟>

對於歷經上述熱輥軋步驟、冷卻步驟、捲取步驟的熱軋鋼板，在肥粒鐵與沃斯田鐵、或肥粒鐵與雪明碳鐵之二相區域，或者在肥粒鐵與沃斯田鐵與雪明碳鐵之三相區域溫度中進行退火。該退火稱為「一次退火」。亦可在一次退火之前先藉由酸洗等進行熱軋鋼板的除鏽。透過一次退來促進Mn分配在肥粒鐵、沃斯田鐵及雪明碳鐵之間，藉此，透過後續進行之二次退火便能易於獲得高強度且延展

性所適切的金屬組織。該一次退火條件是藉由滿足以下範圍之條件來施行。

【0084】退火溫度：(Ac_1點-80℃)~(Ac_3點-55℃)

退火溫度(一次退火溫度)設為(Ac_1點-80℃)~(Ac_3點-55℃)。透過在該範圍之溫度下進行退火，Mn會有效地朝沃斯田鐵中或雪明碳鐵中、或者其兩方變濃，透過後續進行之二次退火，便能將殘留沃斯田鐵面積率及平均粒徑、還有殘留沃斯田鐵中的Mn濃度控制在所欲的範圍。

【0085】一次退火溫度小於(Ac_1點-80℃)時，會難以在二次退火後確保所欲的殘留沃斯田鐵量，而延展性恐會劣化。另一方面，若一次退火溫度大於(Ac_3點-55℃)，則在二次退火後會易於生成粗大且Mn濃度低的殘留沃斯田鐵，而難以獲得所欲的降伏應力及延展性。又，若一次退火溫度變得更高溫且變成在Ac_3以上時，雖不會生成粗大的殘留沃斯田鐵，但Mn卻難以朝殘留沃斯田鐵變濃。

【0086】此處，在本發明中，Ac_1點及Ac_3點分別定為以下述(II)式及(III)式所算出之值。

$$Ac_1 = 631.3+235.4\times[C]+10.5\times[Si]-9.4\times[Mn] \quad \cdots \quad (II)$$

$$Ac_3 = 781.7+3.7\times[C]^{0.5}-7.2\times[Si]-9.7\times[Mn] \quad \cdots \quad (III)$$

惟，式中各[元素符號]表示鋼中所含各元素的含量(質量%)。

【0087】一次退火之退火溫度下的保持時間：滿足下

述(vi)式

一次退火之保持時間在與上述一次退火溫度之關係中，宜滿足下述(vi)式。

$$2.3\times10^{-8}\times\exp\{23500/(T_2+273)\}\leqq t_2\leqq4.0\times10^{5} \quad \cdot\cdot\cdot(vi)$$

惟，上述(vi)式中各記號之意義如下所述。

t_2：一次退火溫度下的保持時間(秒)

T_2：一次退火溫度(℃)

【0088】由於Mn擴散速度非常慢，因此，透過在上述一次退火溫度下保持預定時間，藉此促進Mn從肥粒鐵分配至沃斯田鐵或雪明碳鐵。透過對該退火鋼板進行後述的二次退火，便能將殘留沃斯田鐵中的Mn濃度控制在所欲的範圍。保持時間小於(vi)式之左邊[$2.3\times10^{-8}\times\exp\{23500/(T_2+273)\}$]所算出之值時，Mn的分配便會不充分，而殘留沃斯田鐵中的Mn濃度會變低，降伏強度會降低，延展性會變得容易劣化。另一方面，若保持長時間，則Mn濃度之比會趨近平衡狀態，因此，就算施行大於4.0×10^{5}秒之退火，效果也仍達飽和而徒增熱處理成本。

【0089】<冷輥軋步驟>

冷軋率：30%以上且小於80%

對於前述一次退火步驟後的退火鋼板，亦可依循通常方法施予冷輥軋而作成冷軋鋼板。又，於冷輥軋前亦可透過酸洗等來對退火鋼板進行除鏽。在施行冷輥軋之情況下，為了促進二次退火時之再結晶使退火後之金屬組織均

一化來提升延展性，宜將冷軋率(冷輥軋中的總軋縮率(累積軋縮率))設為30%以上。冷軋率較宜為40%以上。藉此，二次退火後之金屬組織會更細粒化同時還會改善集合組織，並提升延展性。由此觀點來看，冷軋率更宜設為大於50%之值，尤宜設為大於60%之值。另一方面，若冷軋率過高，則輥軋荷重會增大而輥軋會變得困難。因此，冷軋率宜設為小於80%，較宜設為70%。

另外，若於二次退火後進行冷輥軋，則會是對含有透過C而固溶強化的麻田散鐵之鋼板進行冷輥軋。此時，會變得容易出現降伏點。一旦出現降伏點，就容易產生不均一變形，壓製成形後有時會容易產生表面凹凸，因而不適宜。

【0090】<二次退火步驟>

上述一次退火步驟後的熱軋鋼板(退火鋼板)或冷輥軋步驟所獲得之冷軋鋼板進一步進行退火。該退火稱為「二次退火」。藉由進行二次退火，可易於獲得下述金屬組織：透過C而固溶強化的麻田散鐵為主體，且含有Mn變濃之殘留沃斯田鐵。該二次退火條件宜滿足以下範圍。

【0091】退火溫度：(Ac_3點+30℃)以上且小於(Ac_3點+200℃)

退火溫度(二次退火溫度)設為(Ac_3點+30℃)以上。這是為了生成所欲體積率的殘留沃斯田鐵，還有如圖1所示，為了使一次退火所生成之雪明碳鐵及/或殘留沃斯田鐵中所存在的C擴散至鋼組織全體(尤其是Mn濃度低的沃斯

田鐵區域)，藉此下述金屬組織：主相為透過C而固溶強化的麻田散鐵，且第二相含有殘留沃斯田鐵。惟，若二次退火溫度變得過高，則加熱中的沃斯田鐵會過度粗大化因而冷卻後的金屬組織會粗大化，同時，在一次退火中所促進Mn的分配會因擴散而降低，延展性會變得容易劣化。因此，二次退火溫度宜設為小於(Ac_3點+200℃)。二次退火溫度較宜設為小於(Ac_3點+150℃)。

【0092】二次退火之退火溫度下的保持時間：小於150秒

若二次退火溫度下的保持時間變得過長，則在一次退火中所分配的Mn會產生擴散，而降伏應力會降低的同時，延展性會變得容易劣化。因此，保持時間設為小於150秒鐘，宜設為小於120秒鐘。從抑制一次退火中所分配的Mn擴散之觀點來看，二次退火溫度下的保持時間之下限並無特別限定之必要，大於0秒即可。

【0093】在二次退火之加熱過程中，為了抑制在一次退火中所分配的Mn擴散，平均加熱速度宜設為5℃/秒以上，較宜設為20℃/秒以上，更宜設為100℃/秒以上。

【0094】為了獲得以麻田散鐵為主相的金屬組織，二次退火溫度下進行均熱後的冷卻過程中，Ac_3點~500℃之溫度範圍下的平均冷卻速度設為15℃/秒以上並冷卻至500℃以下之溫度為止。Ac_3點~500℃之溫度範圍下的平均冷卻速度小於15℃/秒時，容易生成肥粒鐵而變得難以獲得所欲的抗拉強度，此外，還因雪明碳鐵的析出，麻田散

鐵中的平均C濃度$[C]_M$會降低而$[C]_M/[C]$會變得小於0.6。冷卻速度越快則麻田散鐵面積率就越提高，因此，上述平均冷卻速度宜設為大於30℃/秒之速度，較宜設為大於50℃/秒之速度。

【0095】另一方面，若Ac_3點~500℃之冷卻速度過快，則會損害鋼板的形狀，因此，Ac_3點~500℃之溫度範圍中的平均冷卻速度宜設為200℃/秒以下，較宜設為小於150℃/秒，更宜設為小於130℃/秒。又，若冷卻停止溫度大於500℃則會生成雪明碳鐵，而會變得難以確保所欲的抗拉強度及延展性，此外，麻田散鐵中的平均C濃度$[C]_M$還會降低，而$[C]_M/[C]$會變得小於0.6。因此，冷卻停止溫度設為500℃以下。

【0096】<鍍敷步驟>

在製造電鍍鋼板之情況下，對於上述方法所製造出的退火鋼板，視需要施予用以使表面清淨化及調整表面的習知前處理後，依循通常方法施行電鍍即可，鍍敷覆膜之化學組成及附著量並未限定。就電鍍之種類來說，可例示：電鍍鋅、電鍍Zn-Ni合金等。

【0097】在製造熔融鍍敷鋼板之情況下，於上述二次退火之冷卻過程中，冷卻至450℃以下後，視需求加熱鋼板，再浸漬於鍍敷浴而施予熔融鍍敷。又，亦可在熔融鍍敷後進行再加熱而施行合金化處理。鍍敷覆膜的化學組成及附著量並未限定。就熔融鍍敷之種類來說，可例示：熔融鍍鋅、合金化熔融鍍鋅、熔融鍍鋁、熔融Zn-Al合金鍍

敷、熔融Zn-Al-Mg合金鍍敷、熔融Zn-Al-Mg-Si合金鍍敷等。

【0098】為了更提高其耐蝕性，鍍敷鋼板亦可在鍍敷後施予適當的化學轉化處理。化學轉化處理宜使用無鉻(non-chrome)型的化學轉化處理液(例如，矽酸鹽系、磷酸鹽系等)取代以往鉻酸鹽處理來實施。

【0099】對於藉此而得之退火鋼板及鍍敷鋼板，亦可依循通常方法進行調質輥軋。然而，調質輥軋的拉伸率較高時會導致延展性劣化，因此，調質輥軋的拉伸率宜設為1.0%以下，較宜設為0.5%以下。

[實施例]

【0100】以下，透過實施例而更為具體說明本發明，不過，本發明並不限定於此等實施例。

【0101】將具有表1所示化學組成且180kg的鋼塊以高頻真空熔解爐進行熔煉，並透過熱鍛造而作成厚度30mm的鋼片。透過試驗用小型串列式輥軋機將該鋼片以表2-1所示條件進行熱輥軋，而獲得板厚2~4mm的熱軋鋼板。將該熱軋鋼板以表2-2所示各種一次退火溫度進行預定時間之熱處理後，再冷卻至室溫為止。

【0102】接著，使用連續退火模擬器，將所獲得之一次退火鋼板加熱至表2-2所示各種二次退火溫度並保持預定時間。之後，以表2-2所各種條件進行冷卻而獲得退火鋼板。

【0103】對於上述一次退火鋼板中的幾個，在實施酸

洗及冷輥軋後進行退火。

【0104】[表1]

鋼	化學組成(質量%，剩餘部分：Fe及不純物)								Ar_3點(℃)	Ac_1點(℃)	Ac_3點(℃)
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	其他			
A	0.31	0.13	5.03	0.013	0.0015	0.03	0.0031	-	596	658	734
B	0.10	0.15	4.96	0.011	0.0012	0.04	0.0026	-	566	610	734
C	0.42	0.09	3.87	0.014	0.0008	0.25	0.0035	-	630	695	746
D	0.35	0.51	8.36	0.016	0.0019	1.06	0.0042	-	548	640	699
E	0.32	0.51	4.98	0.013	0.0014	0.05	0.0047	-	589	665	732
F	0.19	0.18	5.06	0.015	0.0007	0.03	0.0033	Nb:0.01	577	630	733
G	0.29	1.92	5.36	0.017	0.0017	0.05	0.0038	Ti:0.013, Bi:0.003	546	669	718
H	0.36	0.26	5.61	0.013	0.0016	1.09	0.0036	Cu:0.06, Ni:0.12	593	666	728
I	0.34	0.53	5.23	0.013	0.0009	0.05	0.0037	V: 0.026, REM: 0.0010	589	668	729
J	0.36	0.11	6.87	0.016	0.0018	1.52	0.0041	Cr:0.22	579	653	716
K	0.28	0.15	5.14	0.013	0.0012	0.03	0.0036	B:0.0010, Ca:0.0016	590	650	733
L	0.13	0.08	5.07	0.018	0.0018	0.25	0.0037	Mo:0.09, Mg:0.0011	570	615	733
M	0.32	0.87	7.21	0.018	0.0017	0.03	0.0042	V: 0.08	550	648	708
N	0.05	0.15	5.06	0.014	0.0009	0.05	0.0038	-	557	597	732
O	0.53	0.53	4.98	0.012	0.0010	0.82	0.0028	-	620	715	732
P	0.23	0.08	3.06	0.016	0.0009	0.03	0.0032	-	613	658	753
Q	0.11	0.12	12.87	0.017	0.0018	0.85	0.0042	-	459	537	657
R	0.09	2.62	9.35	0.017	0.0040	0.03	0.0036	-	444	592	673

【0105】[表2-1]

試驗編號	鋼	熱輥軋步驟									
		鋼胚加熱溫度(℃)	熱輥軋最後2道次的輥軋條件				最終輥軋道次間時間(s)	(v)式左邊值	輥軋完成～一次冷卻開始為止的時間(s)	一次冷卻速度(℃/s)	捲取溫度(℃)
			軋縮率(%)		輥軋完成溫度(℃)						
			前1道次	最終道次	前1道次	最終道次					
1	A	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
2	A	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
3	A	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
4	A	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	400
5	A	1150	48	48	850	850	1.39	0.45	6.5	60	25
6	A	1250	23	18	920	900	0.48	0.33	4.6	60	25
7	B	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	300
8	B	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	300
9	B	1150	48	48	850	850	1.39	0.45	6.5	60	25
10	C	1250	23	18	920	900	0.48	0.33	4.6	60	25
11	D	1250	30	30	880	880	0.99	0.39	5.1	60	25
12	E	1200	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
13	F	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	6.8	40	25
14	G	1200	48	48	850	850	1.39	0.45	6.5	40	400
15	H	1200	30	30	920	920	1.39	0.33	5.1	60	25
16	I	1200	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
17	J	1200	23	18	920	900	0.48	0.33	4.6	60	25
18	K	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
19	L	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	300
20	M	1200	23	18	920	900	0.48	0.33	4.6	60	25
21	A	1250	14	8	880	860	0.42	0.39	4.6	60	25
22	A	1250	23	18	800	800	0.33	0.58	5.1	60	25
23	A	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	700
24	A	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
25	A	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
26	A	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	0.2	60	25
27	A	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
28	B	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
29	B	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
30	B	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
31	B	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	300
32	C	1250	23	18	920	900	0.48	0.33	13.6	15	25
33	C	1250	23	18	920	900	0.48	0.33	4.6	5	25
34	N	1200	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
35	O	1200	23	18	920	900	0.48	0.33	4.6	60	25
36	P	1200	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
37	B	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	300
38	B	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	300
39	B	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25
40	Q	1200	23	18	920	900	0.48	0.33	4.6	60	25
41	A	1250	12	18	880	860	0.42	0.39	4.6	60	25
42	A	1250	25	10	900	860	0.42	0.36	4.6	60	25
43	R	1250	30	30	920	920	0.58	0.33	5.1	60	25

【0106】[表2-2]

試驗編號	鋼	一次退火步驟			冷輥軋步驟		二次退火步驟				
		保持溫度(℃)	保持時間(s)	(vi)式左邊值	有無	冷軋率(%)	保持溫度(℃)	保持時間(s)	Ac_3～500℃之冷卻速度(℃/s)	冷卻停止溫度(℃)	
1	A	600	172800	11281	-	-	800	90	50	25	
2	A	600	172800	11281	-	-	850	90	50	400	
3	A	600	172800	11281	有	40	800	90	50	25	
4	A	650	10800	2625	-	-	850	60	50	25	
5	A	650	10800	2625	有	60	850	60	50	25	
6	A	600	172800	11281	有	40	800	90	50	25	
7	B	625	10800	5332	-	-	850	60	50	300	
8	B	625	10800	5332	有	60	850	60	50	300	
9	B	650	7200	2625	有	60	850	60	50	25	
10	C	650	7200	2625	有	40	800	90	50	25	
11	D	640	7200	3469	-	-	850	60	50	25	本發明例
12	E	625	10800	5332	有	60	800	90	50	400	
13	F	650	7200	2625	有	60	850	60	50	25	
14	G	650	7200	2625	有	60	800	90	50	400	
15	H	650	7200	2625	-	-	850	90	50	400	
16	I	625	10800	5332	有	60	800	90	50	25	
17	J	655	3600	2288	有	40	850	90	50	25	
18	K	650	7200	2625	-	-	800	90	50	25	
19	L	650	7200	2625	有	60	850	60	50	25	
20	M	600	172800	11281	有	40	800	90	50	25	
21	A	600	172800	11281	-	-	800	90	50	25	
22	A	600	172800	11281	-	-	800	90	50	25	
23	A	600	172800	11281	-	-	800	90	50	25	
24	A	525	172800	141613	-	-	800	90	50	25	
25	A	700	7200	709	-	-	800	90	50	25	
26	A	650	10800	2625	有	40	800	90	50	25	
27	A	650	10800	2625	-	-	=	=	-	=	
28	B	650	1800	2625	-	-	800	90	50	25	
29	B	650	7200	2625	有	60	700	90	50	25	
30	B	650	7200	2625	有	60	900	600	50	300	比較例
31	B	625	10800	5332	有	60	850	60	50	520	
32	C	650	7200	2625	有	40	800	90	50	25	
33	C	650	7200	2625	有	40	800	90	50	25	
34	N	600	172800	11281	-	-	850	60	50	25	
35	O	650	7200	2625	-	-	850	60	50	25	
36	P	680	7200	1178	-	-	850	60	50	25	
37	B	864	10800	22	有	40	580	60	50	200	
38	B	704	10800	643	有	40	850	60	50	200	
39	B	650	7200	2625	有	60	850	90	8	400	
40	Q	525	216000	141613	-	-	800	90	50	25	
41	A	600	172800	11281	-	-	850	90	50	25	比較例
42	A	600	172800	11281	-	-	850	90	50	25	
43	R	605	12800	9678	-	-	800	90	50	250	本發明例

【0107】對於所得之鋼板，將垂直於鋼板輥軋方向之剖面研磨成鏡面後進行里培拉腐蝕而獲得樣品，使用該樣品，以光學顯微鏡對於鋼板表面起算板厚1/4深度位置且板寬方向200μ m×輥軋面法線方向50μ m的區域進行攝影，並使用市售的圖像處理軟體「Image-Pro」透過二值化處理而算出殘留沃斯田鐵與麻田散鐵的合計面積率。在二值化處理中，作出亮度的直方圖，於暗部側所顯示尖峰之亮度定為下限值，255定為上限值，而將該範圍有亮度之區域定為殘留沃斯田鐵與麻田散鐵，並將之與此以外的區域分離。

【0108】接著，測定殘留沃斯田鐵面積率。首先，自鋼板表面起透過飾面加工及化學研磨使厚度減少至板厚1/4深度為止，而製作出用於測定的樣品。接著，對上述樣品，使用Co線源進行X射線繞射測定(Rigaku公司製RINT2500HL)，而求出肥粒鐵之(110)面、(200)面及(211)面還有殘留沃斯田鐵之(111)面、(200)面及(220)面的積分強度。然後，透過強度平均法求出殘留沃斯田鐵之體積率，並以該值作為殘留沃斯田鐵面積率。

【0109】從上述所求得的殘留沃斯田鐵與麻田散鐵之合計面積率，減去X射線繞射測定所求得的殘留沃斯田鐵面積率，所得之值定為麻田散鐵面積率。然後，將上述所求得之麻田散鐵及殘留沃斯田鐵面積率之合計減去100%後，所得之值定為剩餘部分組織面積率。

【0110】又，於鏡面研磨後以電解研磨而調製出樣

品，使用該樣品，對於鋼板表面起算板厚1/4深度位置以EBSP法進行結晶方位的測定及解析，來確認沃斯田鐵的存在。之後，從已確認出沃斯田鐵存在之位置採取用於TEM觀察的薄片，並透過雙噴電解法開孔後的附近以TEM進行觀察。此時，TEM的觀察倍率設為50000倍，從沃斯田鐵的電子繞射圖形所成像的暗視野影像，測定10粒沃斯田鐵粒徑，並將此等的平均值定為殘留沃斯田鐵的平均粒徑。透過此等的測定來求出殘留沃斯田鐵的平均粒徑。

【0111】然後，對於上述X射線繞射測定所使用的樣品，即，自鋼板表面起算飾面加工至板厚1/4深度為止之樣品，對於其50μ m×50μ m區域，透過FE-EPMA以0.1μ m之間隔進行Mn濃度分布分析。接著，從EBSP解析來鑑定出同一區域金屬組織中的殘留沃斯田鐵。然後，對於所鑑定出的殘留沃斯田鐵，在1個晶粒內任意10個點的Mn濃度測定值之平均作為該1粒中的Mn濃度，在10粒分別進行測定並算出Mn濃度的平均值，以該值定為殘留沃斯田鐵的平均Mn濃度。

【0112】此外，以上述方法鑑定出麻田散鐵的維氏硬度，以1kgf之試驗力測定10個點，求出其平均值，基於前述之(iii)式及(iv)式來算出麻田散鐵中的平均C濃度。

【0113】作為機械特性，評價了拉伸特性。拉伸特性是依據JIS Z 2241：2011進行拉伸試驗，並測定了降伏應力(YS)、與抗拉強度(TS)及總拉伸率(El)。具體來說，從鋼板的板厚中央部，採取JIS Z 2241：2011所記載之5號

試驗片來提供給拉伸試驗。此時，設定成使鋼板的輥軋方向為拉伸試驗片之長度方向。

【0114】所獲得鋼板的金屬組織及機械特性統整列示於表3-1、表3-2。在本發明中，降伏應力為800MPa以上、抗拉強度為1180MPa以上且TS×EL之值為18000MPa・%以上之鋼板，判定為具有高降伏應力及抗拉強度同時在強度-延展性之均衡上表現優異。

【0115】[表3-1]

		本發明例																	
機械特性	TS×EL (MPa・%)	19183	22502	20096	19533	19743	19979	21412	21696	20288	19930	22141	19580	19720	18050	18591	19408	19814	18796	18733	20440
	YS (MPa)	1252	1171	1226	1228	1305	1344	875	881	989	1575	1634	1400	1231	1350	1374	1476	1453	1392	1161	1431
	TS (MPa)	1827	1731	1827	1776	1880	1816	1338	1276	1353	2214	2214	1958	1643	1900	2089	2110	2177	2021	1561	2004
金屬組織	殘留沃斯田鐵 剩餘部分面積率 (%)	1.9	0.4	0.9	6.0	1.5	4.1	2.4	4.1	2.4	7.7	3.7	5.3	7.1	5.2	3.6	3.3	5.9	2.5	1.1	7.8
	殘留沃斯田鐵 [Mn]γ (%)	14.48	14.75	14.91	9.74	9.66	12.85	13.55	12.47	9.71	9.29	10.22	11.51	8.52	10.65	12.04	11.98	11.27	9.83	9.27	13.69
	殘留沃斯田鐵 面積率 (%)	12.5	18.5	13.5	10.8	10.4	10.8	13.4	15.6	12.5	6.7	17.8	14.2	9.8	16.4	15.9	12.8	13.5	9.9	8.6	16.4
	殘留沃斯田鐵 平均粒徑 (μm)	0.61	0.56	0.55	0.66	0.68	0.51	0.55	0.57	0.64	0.63	0.59	0.54	0.48	0.61	0.54	0.68	0.61	0.59	0.55	0.49
	肥田散鐵 面積率 (%)	85.6	81.1	85.6	83.2	88.1	85.1	84.2	80.3	85.1	85.6	78.5	80.5	83.1	78.4	80.5	83.9	80.6	87.6	90.3	75.8
	肥田散鐵 [C]M/[C]	0.77	0.67	0.74	0.71	0.79	0.75	0.95	0.89	0.91	0.88	0.84	0.82	0.92	0.71	0.83	0.88	0.89	0.95	0.94	0.74
鋼種		A	A	A	A	A	A	B	B	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L	M
試驗編號		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20

【0116】[表3-2]

試驗編號	鋼種	金屬組織						機械特性			
		麻田散鐵		殘留沃斯田鐵			剩餘部分面積率(%)	YS(MPa)	TS(MPa)	TS×EL(MPa・%)	
		面積率(%)	$[C]_M/[C]$	面積率(%)	平均粒徑(μm)	$[Mn]_\gamma$(%)					
21	A	85.6	0.68	6.7	2.08	9.86	7.7	973	1827	15529	比較例
22	A	86.7	0.73	6.5	2.30	8.26	6.8	1366	1850	15543	
23	A	82.4	0.68	5.2	2.10	8.07	12.4	1164	1759	15652	
24	A	90.1	0.85	0.8	0.72	5.91	9.1	1428	1923	11730	
25	A	85.6	0.72	5.3	2.20	5.26	9.1	756	1827	14250	
26	A	84.3	0.73	6.1	2.41	8.53	9.6	922	1817	16353	
27	A	0	-	38.5	3.64	9.81	61.5	651	1097	37298	
28	B	90.4	0.95	1.4	0.65	5.09	8.2	667	1437	12213	
29	B	68.1	0.72	7.6	0.81	14.74	24.3	512	946	18920	
30	B	90.5	0.92	4.1	0.77	6.18	5.4	680	1438	15822	
31	B	53.2	0.48	3.2	0.82	5.98	43.6	721	1052	14938	
32	C	83.5	0.89	8.1	2.08	5.77	8.4	783	2197	20871	
33	C	88.3	0.91	3.3	2.38	5.22	8.4	1138	2208	17664	
34	N	83.5	0.65	4.9	0.65	13.89	11.6	729	1039	10390	
35	O	36.5	0.75	8.9	0.71	9.59	54.6	659	966	18354	
36	P	65.7	0.68	3.8	0.61	6.67	30.5	754	1079	14027	
37	B	98.9	0.85	0.4	0.85	5.45	0.7	731	1338	12832	
38	B	88.5	0.88	7.4	2.23	6.82	4.1	743	1276	13126	
39	B	66.8	0.53	5.3	0.71	6.22	27.9	742	1116	19523	
40	Q	61.3	0.52	36.4	3.73	21.53	2.3	506	1138	26436	
41	A	89.2	0.71	5.4	2.07	9.73	5.4	1004	1825	14893	比較例
42	A	89.1	0.75	5.6	2.12	9.82	5.3	982	1795	14681	
43	R	86.5	0.83	13.2	0.73	14.52	0.3	944	1262	18353	本發明例

【0117】參照表1~表3-2，本發明例即試驗編號1~20、43中，具有高降伏應力及抗拉強度之同時，還具有優異的強度-延展性均衡。另一方面，未滿足本發明之規定的比較例即試驗編號21~42中，結果YS、TS、TS×El之至少任一特性為差。

產業上之可利用性

【0118】依照本發明，便可獲得一種鋼板，其具有高抗拉強度及高降伏應力同時具有優異延展性。據此，本發明之高強度鋼板適合用作汽車構件、機械構造構件、建築構件等的素材。

【發明申請專利範圍】

【第1項】 一種高強度鋼板，其化學組成以質量%計：

C：0.08~0.45%、

Si：0.05~3.0%、

Mn：3.5~10.0%、

P：0.10%以下、

S：0.030%以下、

sol.Al：0.01~2.0%、

N：0.010%以下、

Ti：0~0.20%、

Nb：0~0.10%、

V：0~0.50%、

Cr：0%以上且小於1.0%、

Mo：0~0.50%、

Ni：0~1.0%、

B：0~0.0050%、

Ca：0~0.020%、

Mg：0~0.020%、

REM：0~0.020%、

Cu：0~1.0%、

Bi：0~0.020%、

剩餘部分：Fe及不純物；

金屬組織以面積%計：

麻田散鐵：70.0~95.0%、

殘留沃斯田鐵：5.0~30.0%、

剩餘部分：0~10.0%；並且，

殘留沃斯田鐵的平均粒徑：0.2~2.0μ m；

前述殘留沃斯田鐵中的平均Mn濃度滿足下述(i)式，前述C含量與前述麻田散鐵中的平均C濃度滿足(ii)式；

$$7.0 \leqq [Mn]_{\gamma} \leqq 20.0 \quad \cdots (i)$$

$$0.6 \leqq [C]_{M}/[C] \quad \cdots (ii)$$

惟，上述式中記號之意義如下所述：

$[Mn]_{\gamma}$：前述殘留沃斯田鐵中的前述平均Mn濃度(質量%)

[C]：鋼板中的前述C含量(質量%)

$[C]_{M}$：前述麻田散鐵中的前述平均C濃度(質量%)。

【第2項】 如請求項1之高強度鋼板，其中，前述化學組成以質量%計含有選自下述之1種以上：

Ti：0.005~0.20%、

Nb：0.002~0.10%、及

V：0.005~0.50%。

【第3項】 如請求項1或請求項2之高強度鋼板，其中，前述化學組成以質量%計含有選自下述之1種以上：

Cr：0.05%以上且小於1.0%、

Mo：0.02~0.50%、

Ni：0.05~1.0%、及

B：0.0002~0.0050%。

【第4項】 如請求項1至請求項3中任一項之高強度

鋼板，其中，前述化學組成以質量%計含有選自下述之1種以上：

Ca：0.0005~0.020%、

Mg：0.0005~0.020%、及

REM：0.0005~0.020%。

【第5項】 如請求項1至請求項4中任一項之高強度鋼板，其中，前述化學組成以質量%計含有Cu：0.05~1.0%。

【第6項】 如請求項1至請求項5中任一項之高強度鋼板，其中，前述化學組成以質量%計含有Bi：0.0005~0.020%。

【第7項】 一種高強度鋼板的製造方法，是對於具有如請求項1至請求項6中任一項所記載之化學組成的鋼胚，依序進行熱輥軋步驟、冷卻步驟、捲取步驟、一次退火步驟、任意的冷輥軋步驟、及二次退火步驟；其中，

在前述熱輥軋步驟中，

最終輥軋道次及前述最終輥軋道次的前1個輥軋道次的軋縮率分別設為15~60%，

前述最終輥軋道次的前1個前述輥軋道次之輥軋完成起至前述最終輥軋道次之輥軋開始為止的道次間時間滿足下述(v)式，

前述最終輥軋道次之輥軋完成溫度設為Ar_3點~1100℃之溫度區域；

在前述冷卻步驟中，對於前述熱輥軋步驟後的熱軋鋼

板施行1~10秒之空冷後，以10℃/秒以上之平均冷卻速度進行冷卻；

在前述捲取步驟中，

在550℃以下之溫度區域下進行捲取；

在前述一次退火步驟中，

以退火溫度為(Ac_1點-80℃)~(Ac_3點-55℃)之溫度區域且保持時間滿足下述(vi)式之方式，將前述熱軋鋼板進行保持；

在前述二次退火步驟中，

以退火溫度為(Ac_3點+30℃)以上且小於(Ac_3點+200℃)之溫度區域且保持時間小於150秒之方式，將前述熱軋鋼板進行保持後，再以Ac_3點~500℃之溫度範圍內之平均冷卻速度為15℃/秒以上之方式冷卻至500℃以下之溫度；

$$0.002/\exp(-6080/(T_1+273)) \leqq t_1 \leqq 2.0 \quad \cdots(v)$$

$$2.3\times10^{-8}\times\exp\{23500/(T_2+273)\} \leqq t_2 \leqq 4.0\times10^{5} \quad \cdots(vi)$$

惟，上述式中各記號之意義如下所述：

t_1：前述最終輥軋道次的前1個輥軋完成起至前述最終輥軋道次之輥軋開始為止的道次間時間(秒)

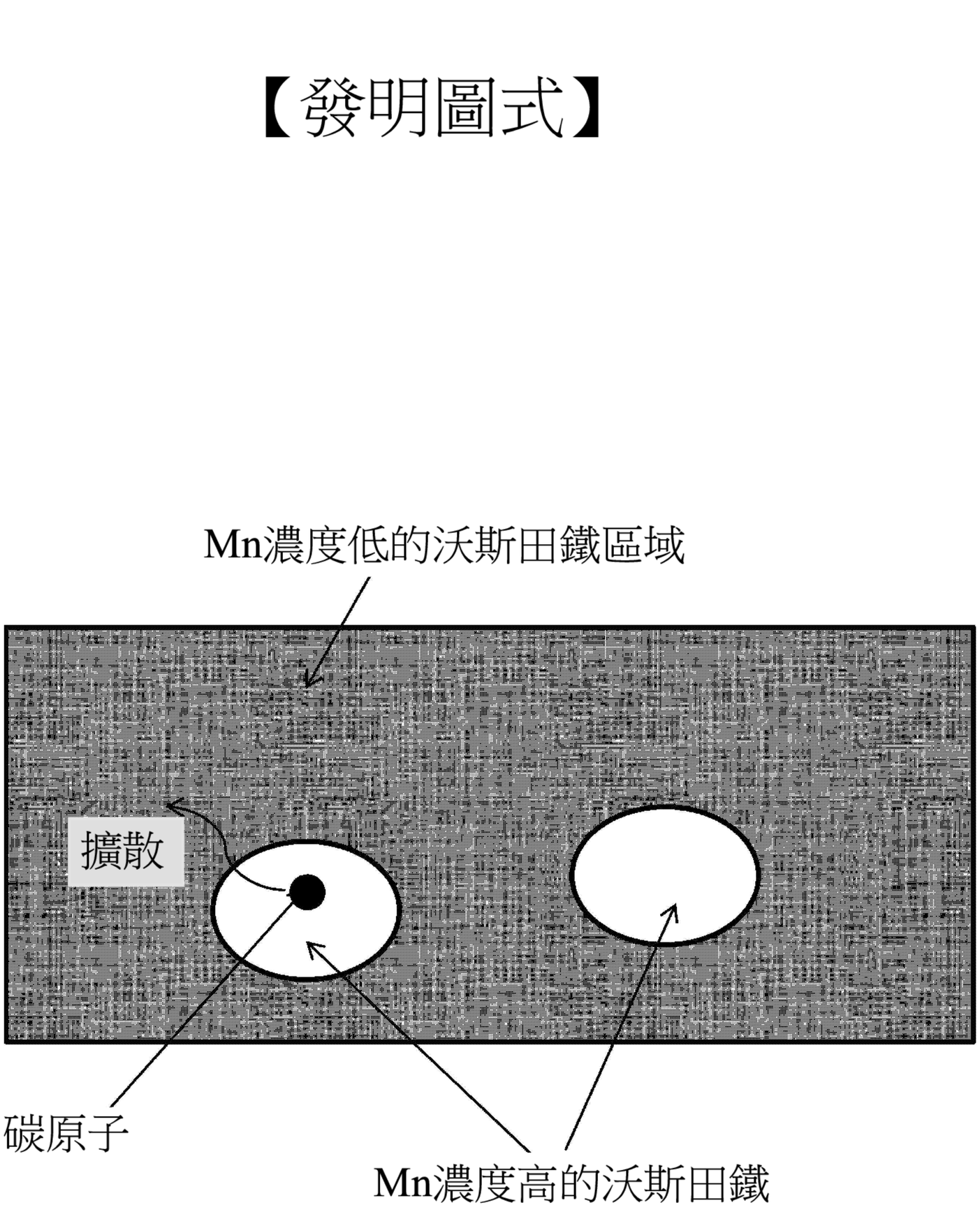
T_1：前述最終輥軋道次的前1個輥軋道次之輥軋完成溫度(℃)

t_2：在前述一次退火之前述退火溫度下的前述保持時間(秒)

T_2：前述一次退火之前述退火溫度(℃)。

【第8項】 如請求項7所記載之高強度鋼板的製造方法，其中，在前述冷輥軋步驟中，總軋縮率設為30%以上且小於80%。

【發明圖式】



【圖1】