



(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 I551695 B

(45) 公告日：中華民國 105 (2016) 年 10 月 01 日

(21) 申請案號：104122580

(22) 申請日：中華民國 104 (2015) 年 07 月 13 日

(51) Int. Cl. : *C22C38/06 (2006.01)* *C21D8/02 (2006.01)*
 C21D9/46 (2006.01) *B21B3/02 (2006.01)*
 C23C2/06 (2006.01) *C23C2/26 (2006.01)*
 C22C38/08 (2006.01) *C22C38/12 (2006.01)*
 C22C38/14 (2006.01) *C22C38/16 (2006.01)*
 C22C38/38 (2006.01)

(71) 申請人：新日鐵住金股份有限公司 (日本) NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION (JP)

日本

(72) 發明人：戶田由梨 TODA, YURI (JP)；東昌史 AZUMA, MASAFUMI (JP)；上西朗弘 UENISHI, AKIHIRO (JP)；川田裕之 KAWATA, HIROYUKI (JP)；丸山直紀 MARUYAMA, NAOKI (JP)；重里元一 SHIGESATO, GENICHI (JP)

(74) 代理人：惲軼群；陳文郎

(56) 參考文獻：

TW 201319268A1

審查人員：潘煒琳

申請專利範圍項數：8 項 圖式數：2 共 57 頁

(54) 名稱

鋼板、熔融鍍鋅鋼板及合金化熔融鍍鋅鋼板及其等之製造方法

STEEL SHEET, HOT DIP GALVANIZING STEEL SHEET, GALVANNEALED STEEL SHEET, AND METHOD FOR MANUFACTURING THEREOF

(57) 摘要

本發明的一態樣之鋼板，係具有預定化學成分，板厚 1/4 部分的組織係以體積分率計，含有回火麻田散鐵：70%以上，以及，肥粒鐵及變韌鐵的 1 種或 2 種：合計小於 20%；在前述板厚 1/4 部分的組織，以體積分率計，殘留沃斯田鐵為小於 10%，新麻田散鐵為 10%以下，波來鐵為 10%以下，而且該等合計體積分率為 15%以下；在前述板厚 1/4 部分之前述回火麻田散鐵中的長徑 5nm 以上之鐵系碳化物個數密度為 5×10^7 個/mm² 以上；相對於在前述板厚 1/4 部分之長徑 5nm 以上之前述鐵系碳化物的個數， ϵ 系碳化物的個數之比率為 20%以上，拉伸強度為 780MPa 以上。

A steel sheet according to the present invention includes a predetermined chemical composition, wherein a structure in a 1/4 thickness portion includes, in terms of volume ratio, 70% or more of a tempered martensite, and less than 20% in total of one or both of a ferrite and a bainite, a residual austenite is limited to less than 10%, a fresh martensite is limited to 10% or less, and a total of the residual austenite and the fresh martensite are limited to 15% or less, in the structure in the 1/4 thickness portion in terms of volume ratio, the number density of iron-based carbides, which have a long side of 5nm or more, in the tempered martensite in the 1/4 thickness portion is 5×10^7 pieces/mm² or more, the ratio of the number of ϵ -type

carbides to the number of iron-based carbides, which have the long side of 5nm or more, in the 1/4 thickness portion is 20% or more, and tensile strength is 780MPa or more.

指定代表圖：

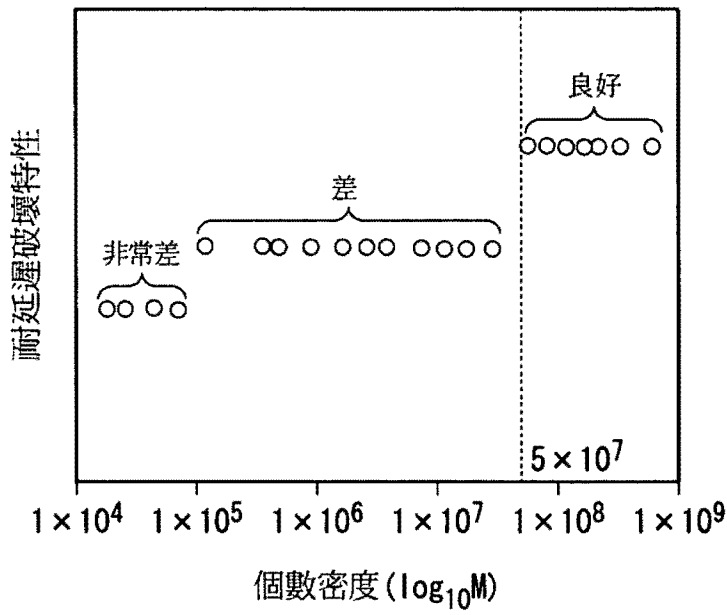


圖1

發明摘要

C22C38/06(2006.01)
 C21D8/02(2006.01)
 C21D9/46(2006.01)
 B21B3/02(2006.01)
 C23C2/06(2006.01)
 C23C2/26(2006.01)
 C22C38/08(2006.01)
 C22C38/12(2006.01)
 C22C38/14(2006.01)
 C22C38/16(2006.01)
 C22C38/38(2006.01)

公告本

※ 申請案號：

104127580

※ 申請日：

104.7.13

※IPC 分類：

【發明名稱】(中文/英文)

鋼板、熔融鍍鋅鋼板及合金化熔融鍍鋅鋼板以及其等之製造方法
 STEEL SHEET, HOT DIP GALVANIZING STEEL SHEET,
 GALVANNEALED STEEL SHEET, AND METHOD FOR
 MANUFACTURING THEREOF

【中文】

本發明的一態樣之鋼板，係具有預定化學成分，板厚1/4部分的組織係以體積分率計，含有回火麻田散鐵：70%以上，以及，肥粒鐵及變韌鐵的1種或2種：合計小於20%；在前述板厚1/4部分的組織，以體積分率計，殘留沃斯田鐵為小於10%，新麻田散鐵為10%以下，波來鐵為10%以下，而且該等合計體積分率為15%以下；在前述板厚1/4部分之前述回火麻田散鐵中的長徑5nm以上之鐵系碳化物個數密度為 5×10^7 個/mm²以上；相對於在前述板厚1/4部分之長徑5nm以上之前述鐵系碳化物的個數， ϵ 系碳化物的個數之比率為20%以上，拉伸強度為780MPa以上。

【英文】

A steel sheet according to the present invention includes a predetermined chemical composition, wherein a structure in a 1/4 thickness portion includes, in terms of volume ratio, 70% or more of a tempered martensite, and less than 20% in total of one or both of a ferrite and a bainite, a residual austenite is limited to less than 10%, a fresh martensite is limited to 10% or less, and a total of the residual austenite and the fresh martensite are limited to 15% or less, in the structure in the 1/4 thickness portion in terms of volume ratio, the number density of iron-based carbides, which have a long side of 5nm or more, in the tempered martensite in the 1/4 thickness portion is 5×10^7 pieces/mm² or more, the ratio of the number of ϵ -type carbides to the number of iron-based carbides, which have the long side of 5nm or more, in the 1/4 thickness portion is 20% or more, and tensile strength is 780MPa or more.



【代表圖】

【本案指定代表圖】：第（ 1 ）圖。

【本代表圖之符號簡單說明】：

(無)

【本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式】：

(無)

發明專利說明書

(本說明書格式、順序，請勿任意更動)

【發明名稱】(中文/英文)

鋼板、熔融鍍鋅鋼板及合金化熔融鍍鋅鋼板以及其等之製造方法

STEEL SHEET, HOT DIP GALVANIZING STEEL SHEET, GALVANNEALED STEEL SHEET, AND METHOD FOR MANUFACTURING THEREOF

【技術領域】

發明領域

[0001]本發明係有關於一種適合作為汽車、建築物、家電製品等的構造構件之拉伸強度為780MPa以上且具有優異的耐延遲破壞特性之鋼板、熔融鍍鋅鋼板、及合金化熔融鍍鋅鋼板、以及該等的製造方法。

【先前技術】

發明背景

[0002]近年來，被使用作為汽車、建築物、家電製品等的構造構件之鋼板，係除了需要的強度及成型性以外，亦被要求優異的耐延遲破壞特性。延遲破壞係侵入鋼材後的氫集聚在應力集中而破壞鋼材之現象。

[0003]以往已知延遲破壞係在高強度螺絲、PC鋼線、及管線等的高強度鋼材產生。已提案揭示有關於該等高強度鋼材之各種耐延遲破壞特性的提升對策。

[0004]例如在非專利文獻1，係揭示Cr、Mo、及V等的元素對提升耐延遲破壞特性為有效的。這是一種藉由使Cr、

Mo、及V等的碳化物在結晶粒內析出，且將該等碳化物活用作為捕捉氫之位置(氫陷阱位置)，來抑制晶界脆化之技術。

[0005]因為高強度材料係難以塑性變形且不容易斷裂，所以多半的情況是被使用在高應力作用的環境下。又，如汽車用鋼板，在成型後使用作為構件之鋼材，在成型加工後係產生殘留應力。因為該殘留應力亦是鋼板強度越高變為越大，所以在高強度鋼板，對延遲破壞的擔心係提高。

[0006]因此，為了將高強度鋼板應用在汽車零件，必須提高鋼板的成型性用以將鋼板成型而得到零件，而且必須提高鋼板的耐延遲破壞特性，用以經得起在高應力作用的環境下使用。

[0007]又，上述的Cr、Mo、及V等元素的碳化物之作為氫陷阱位置的功能，係來自在母相與碳化物的界面之整合性(整合應變)，經過冷軋及熱處理時上述功能減低。因此，將Cr、Mo、及V等的元素的碳化物使用作為氫陷阱位置，係無法應用在必須冷軋及熱處理之種類的鋼板。

[0008]在專利文獻1，係揭示為了抑制氫性缺陷(提升耐延遲破壞特性)，主要是由Ti、及Mg所構成之氧化物為有效的。在專利文獻1所揭示的氫脆性對策，特別是為了改善大輸入熱量熱熔接(large heat input welding)後的氫脆性，但是專利文獻1的對象是厚鋼板，針對薄鋼板所要求之高成型性與耐延遲破壞特性之並存係沒有考慮。

[0009]有關薄鋼板的氫脆性，例如在非專利文獻2，係

揭示起因於殘留沃斯田鐵量的加工誘發變態而助長薄鋼板的氫脆性。亦即，揭示爲了使耐延遲破壞特性不劣化，必須限制在薄鋼板之殘留沃斯田鐵的量。

[0010]但是，在非專利文獻2所揭示之耐延遲破壞特性提升對策，係對於具有特定組織之高強度薄鋼板者，而無法說是根本的耐延遲破壞特性提升對策。

[0011]在專利文獻2，係揭示一種具有優異的耐鱗爆性 (fishscale resistance) 之琺瑯容器用鋼板，作爲以改善耐延遲破壞特性與成型性的雙方作爲目的之薄鋼板。該鋼板係藉由鋼板內的氧化物來捕捉在製造時侵入鋼板中之氫，而抑制在安裝琺瑯後所產生的「鱗爆」(表面缺陷)。

[0012]因此，在專利文獻2所揭示的鋼板，係在內部含有多量的氧化物。但是，使氧化物高密度地分散在鋼板內時，成型性劣化。因而，無法將專利文獻2所揭示的技術應用在必須高成型性之汽車用鋼板。

[0013]另一方面，作爲使鋼板的成型性提升之手法，已知一種使殘留沃斯田鐵分散在鋼板中，在鋼板的加工時(成型時)採用使殘留沃斯田鐵變態成爲麻田散鐵之變態誘發塑性(TRIP效果)之手法(參照專利文獻3及4)。但是，因爲成型後所生成的麻田散鐵係助長產生延遲破壞，所以在謀求提升成型性及耐延遲破壞特性之鋼板，係難以活用TRIP效果(參照非專利文獻2)。如此，在鋼板提高成型性與耐延遲破壞特性之雙方係困難的。

先前技術文獻

專利文獻

[0014] 專利文獻1：日本特開平11-293383號公報

專利文獻2：日本特開平11-100638號公報

專利文獻3：日本特開平01-230715號公報

專利文獻4：日本特開平02-217425號公報

[非專利文獻]

[0015][非專利文獻1]「延遲破壞解明的新展開」(日本鋼鐵協會、1997年1月發行)

[非專利文獻2]CAMP-ISIJ Vol.5(第5卷) NO.6(第6期)
第1839~1842頁、山崎等人、1992年10月、日本鋼鐵協會發行

【發明內容】

發明概要

發明欲解決之課題

[0016]如前述，在鋼板提高成型性與耐延遲破壞特性之雙方係困難的。本發明之課題，係在拉伸強度為780MPa以上的鋼板、熔融鍍鋅鋼板、及合金化熔融鍍鋅鋼板中，謀求在確保成型性之同時，提升耐延遲破壞特性。本發明之目的，係提供一種解決該課題之鋼板、熔融鍍鋅鋼板、及合金化熔融鍍鋅鋼板以及該等的製造方法。

用以解決課題之手段

[0017]本發明者等係針對解決上述課題之手法而專心研究。其結果，本發明者等發現在C含量為0.05~0.40%，拉伸強度為780MPa以上之鋼板中，以必要的體積分率含有主

相之回火麻田散鐵，較佳是以必要的體積分率含有第二相之肥粒鐵及變韌鐵的1種或2種，而且形成經限制其他相的體積分率之組織，來使鐵系碳化物以必要的個數密度以上在回火麻田散鐵中析出，而且藉由使20%以上的鐵系碳化物成爲 ϵ 系碳化物，能夠在確保鋼板的成型性之同時，使耐延遲破壞特性提升。

[0018]本發明係基於上述見解而完成者，其要旨係如以下。

[0019](1)本發明的一態樣之鋼板，其化學成分係以質量%計，含有C：0.05~0.40%、Si：0.05~3.00%、Mn：1.50%以上且小於3.50%、P：0.04%以下、S：0.01%以下、N：0.01%以下、O：0.006%以下、Al：0~2.00%、Cr：0~1.00%、Mo：0~1.00%、Ni：0~1.00%、Cu：0~1.00%、Nb：0~0.30%、Ti：0~0.30%、V：0~0.50%、B：0~0.01%、Ca：0~0.04%、Mg：0~0.04%、及REM：0~0.04%，剩餘部分係由Fe及不純物所構成，板厚1/4部分的組織係以體積分率計，含有回火麻田散鐵：70%以上，以及，肥粒鐵及變韌鐵的1種或2種：合計小於20%；在前述板厚1/4部分的組織，以體積分率計，殘留沃斯田鐵爲小於10%，新麻田散鐵爲10%以下，波來鐵爲10%以下，而且前述殘留沃斯田鐵、前述新麻田散鐵及前述波來鐵的合計體積分率爲15%以下；在前述板厚1/4部分之前述回火麻田散鐵中的長徑5nm以上之鐵系碳化物個數密度爲 5×10^7 個/mm²以上；相對於在前述板厚1/4部分之長徑5nm以上之前述鐵系碳化物的個數， ϵ 系碳化物的個數

之比率為20%以上，拉伸強度為780MPa以上。

(2)如上述(1)之鋼板，其中前述化學成分係以質量%計，亦可含有Cr：0.05~1.00%、Mo：0.01~1.00%、Ni：0.05~1.00%、及Cu：0.05~1.00%的1種或2種以上。

(3)如上述(1)或(2)之鋼板，其中前述化學成分係以質量%計，亦可含有Nb：0.005~0.30%、Ti：0.005~0.30%、及V：0.005~0.50%的1種或2種以上。

(4)如上述(1)至(3)項中任一項之鋼板，其中前述化學成分係以質量%計，亦可含有B：0.0001~0.01%。

(5)如上述(1)至(4)項中任一項之鋼板，其中前述化學成分係以質量%計，亦可含有Ca：0.0005~0.04%、Mg：0.0005~0.04%、及REM：0.0005~0.04%的1種或2種以上。

(6)如上述(1)至(5)項中任一項之鋼板，其中前述鐵系碳化物的平均長徑可為350nm以下。

(7)本發明之另外的態樣之熔融鍍鋅鋼板，係在如上述(1)至(6)項中任一項之鋼板的表面，形成有Fe為15質量%以下且剩餘部分係由Zn、Al、及不純物所構成之熔融鍍鋅層。

(8)本發明之另外的態樣之合金化熔融鍍鋅鋼板，係在如上述(1)至(6)項中任一項之鋼板的表面，形成有Fe為15質量%以下且剩餘部分係由Zn、Al、及不純物所構成之合金化熔融鍍鋅層。

發明效果

[0020]依照本發明，能夠提供一種適合作為汽車、建築物、家電製品等的構造構件且拉伸強度為780MPa以上之具

有優異的耐延遲破壞特性之鋼板、熔融鍍鋅鋼板、及合金化熔融鍍鋅鋼板、以及該等的製造方法。

【圖式簡單說明】

[0021]圖1係顯示回火麻田散鐵中的鐵系碳化物個數密度(個/mm²)與耐延遲破壞特性的關係之圖。

圖2係顯示鐵系碳化物中的 ϵ 系碳化物之比率與耐延遲破壞特性的關係之圖。

【實施方式】

用以實施發明之形態

[0022]Cr、Mo、及V等的碳化物係作為氫陷阱位置之功能，使得起因於氫脆性之耐延遲破壞特性提升為眾所周知(參照非專利文獻1)。但是因為熱處理需要長時間用以使Cr、Mo、及V等的碳化物析出，在使用必須以短時間進行熱處理之製造生產線(連續退火生產線、連續鍍敷生產線等)而製造之鋼板，為了提升耐延遲破壞特性而活用Cr、Mo、及V等的碳化物析出係困難的。

[0023]捕捉氫之功能係來自在母材與碳化物的界面之整合性(整合應變)，因為在熱軋時所析出的Cr、Mo、及V等的碳化物之捕捉能力，由於經過冷軋及熱處理而低落，所以在必須冷軋及熱處理之種類的鋼板，採用Cr、Mo、及V等的碳化物析出用以提升耐延遲破壞特性係困難的。

[0024]本發明者等係得到以下的見解，在拉伸強度為780MPa以上的鋼板，藉由適當地控制組織及鐵系碳化物(特別是 ϵ 系碳化物)，能夠在維持成型性之同時，使耐延遲破

壞特性提升。

[0025]以下，說明本發明的一實施形態之具有優異的耐延遲破壞特性之鋼板(以下有稱為「本實施形態之鋼板」之情形)。

[0026]本實施形態之鋼板，其基本思想係在拉伸強度為780MPa以上之具有優異的耐延遲破壞特性之鋼板、熔融鍍敷鋼板、及合金化熔融鍍鋅鋼板，藉由使微細的鐵系碳化物(雪明碳鐵、及 ϵ 系碳化物)在將組織的主相設作回火麻田散鐵之回火麻田散鐵中析出，而將該等鐵系碳化物活用作為氫陷阱位置，來謀求在維持成型性之同時，提升耐延遲破壞特性。

[0027]具體而言，在本發明的一實施形態之具有優異的耐延遲破壞特性之鋼板(以下有稱為「本實施形態之鋼板」之情形)，其化學成分係以質量%計，含有C：0.05~0.40%、Si：0.05~3.00%、Mn：1.50%以上且小於3.50%、P：0.04%以下、S：0.01%以下、N：0.01%以下、O：0.006%以下、Al：0~2.00%、Cr：0~1.00%、Mo：0~1.00%、Ni：0~1.00%、Cu：0~1.00%、Nb：0~0.30%、Ti：0~0.30%、V：0~0.50%、B：0~0.01%、Ca：0~0.04%、Mg：0~0.04%、及REM：0~0.04%，剩餘部分係由Fe及不純物所構成，板厚1/4部分的組織係以體積分率計，含有回火麻田散鐵：70%以上，及肥粒鐵及變韌鐵的1種或2種：合計小於20%；在前述板厚1/4部分的組織，以體積分率計，殘留沃斯田鐵為小於10%，新麻田散鐵為10%以下，波來鐵為10%以下，而且前述殘留沃斯田

鐵、前述新麻田散鐵及前述波來鐵的合計體積分率為15%以下；在前述板厚1/4部分之前述回火麻田散鐵中的長徑5nm以上之鐵系碳化物個數密度為 5×10^7 個/mm²以上；相對於在前述板厚1/4部分之長徑5nm以上之前述鐵系碳化物的個數， ϵ 系碳化物的個數之比率為20%以上，拉伸強度為780MPa以上。

[0028]本實施形態之具有優異的耐延遲破壞特性之熔融鍍鋅鋼板(以下有稱為「本實施形態之熔融鍍鋅鋼板」之情形)，係在本實施形態之鋼板，形成有Fe為15質量%以下且剩餘部分係由Zn、Al、及不純物所構成之熔融鍍鋅層。

[0029]本實施形態之具有優異的耐延遲破壞特性之合金化熔融鍍鋅鋼板(以下有稱為「本實施形態之合金化熔融鍍鋅鋼板」之情形)，係在本實施形態之鋼板，形成有Fe為15質量%以下且剩餘部分係由Zn、Al、及不純物所構成之合金化熔融鍍鋅層。

[0030]首先，說明本實施形態之鋼板的化學成分。在化學成分所含有的各元素的含量之單位「質量%」，以下係記載為「%」。

[0031]C：0.05~0.40%

本實施形態之鋼板，係含有0.05~0.40%的C之拉伸強度為780MPa以上的鋼板。為了提升鋼板強度、及析出鐵系碳化物(雪明碳鐵、 ϵ 系碳化物等)作為氫陷阱位置的功能，C係必要的元素。C含量小於0.05%時，難以得到拉伸強度780MPa以上。又，C含量小於0.05%時，所析出的鐵系碳化

物之量係變為不充分而無法提升耐延遲破壞特性。

[0032]另一方面，C含量大於0.40%時，麻田散鐵變態起始溫度降低而無法確保充分量的麻田散鐵，因而確保70體積%以上的回火麻田散鐵係變為困難。

[0033]因此，本實施形態之鋼板的C含量係設為0.05~0.40%。C含量的較佳下限值為0.10%。C含量的較佳上限值為0.25%。

[0034]Si：0.05~3.00%

Si係用以提升強度之有效的元素。而且，Si係有抑制鐵系碳化物在沃斯田鐵中析出的作用、及抑制在麻田散鐵中所生成的鐵系碳化物粗大化的作用之元素。因為麻田散鐵中的鐵系碳化物越微細，耐延遲破壞特性越提升，所以Si係具有使耐延遲破壞特性之效果。

[0035]因為Si含量小於0.05%時，無法充分地得到上述的效果，所以Si含量必須設為0.05%以上。較佳是Si含量為0.10%以上。另一方面，因為Si含量大於3.00%時，鋼板強度過度上升而鋼板的成型性低落，所以Si含量必須設為3.00%以下。Si含量係較佳為2.00%以下。

[0036]Mn：1.50至小於3.50%

Mn係用以提升鋼板強度之提升之有效的元素。又，在用以退火或熔融鍍鋅之熱處理時，Mn係具有抑制在冷卻途中產生肥粒鐵變態的作用。為了使本實施形態之鋼板的回火麻田散鐵量成為預定範圍內，認為該作用係必要的。

[0037]因為Mn含量小於1.50%時，無法充分地得到上述

效果，而無法得到必要的體積分率之回火麻田散鐵。因而，Mn含量必須設為1.50%以上。較佳是Mn含量為1.70%以上。另一方面，因為Mn含量為3.50%以上時，鋼胚和熱軋板的強度過度地上升致使鋼板的製造性低落，所以Mn含量必須設為小於3.50%。較佳是Mn含量為3.00%以下。

[0038]P：0.04%以下

P係不純物元素，在鋼板的板厚中央部偏析而妨礙韌性，又，係使熔接部脆化之元素。因為P含量大於0.04%時，韌性低落及熔接部脆化係變為顯著，所以必須將P含量設為0.04%以下。較佳是P含量為0.02%以下。因為P含量係越少越佳，所以P含量的下限係沒有特別限定，但是因為將P含量設為小於0.0001%時，在經濟上不利，所以0.0001%係P含量之實質上的下限。

[0039]S：0.01%以下

S係不純物元素且妨礙熔接性，又，妨礙鑄造時及熱軋時的製造性之元素。又，S係形成粗大的MnS而妨礙擴孔性之元素。因為S含量大於0.01%時，熔接性低落、製造性低落、及擴孔性低落係變為顯著，係以S含量必須設為0.01%以下。較佳是S含量為0.005%以下。因為S含量係越少越佳，所以S含量的下限係沒有特別限定，因為將S含量設為小於0.0001%時，在經濟上不利，所以0.0001%係S含量之實質上的下限。

[0040]N：0.01%以下

N係由於形成粗大的氮化物而妨礙彎曲性及擴孔性之

元素，又，成爲熔接時產生氣孔的原因之元素。N含量大於0.01%時，彎曲性及擴孔性低落，以及氣孔的產生係變爲顯著，所以N含量必須設爲0.01%以下。因爲N含量係越少越佳，所以N含量的下限係沒有特別限定，因爲將N含量設爲小於0.0005%時，引起製造成本大幅度地增加，所以0.0005%係N含量之實質上的下限。

[0041]O：0.006%以下

O係形成氧化物而妨礙成型性之元素。因爲O含量大於0.006%時，成型性低落係變爲顯著，所以必須將O含量設爲0.006%以下。因爲O含量係越少越佳，所以下限係沒有特別限定，因爲將O含量設爲小於0.001%時，引起成本太高在經濟上爲不佳，所以0.001%係O含量之實質上的下限。

[0042]本實施形態之鋼板，係除了含有上述元素以外，亦可適當地含有：Al、Cr、Mo、Ni、及Cu的1種或2種以上；Nb、Ti、V的1種或2種以上；B及/或Ca、Mg、及REM的1種或2種以上。但是，因爲本實施形態之鋼板不是必須含有該等元素，所以該等元素的含量之下限值爲0%。

[0043]Al：0~2.00%

Al係作爲脫氧材之有效的元素，又，Si與同樣地，係具有抑制鐵系碳化物在沃斯田鐵中析出的作用之元素。而且，因爲Al氧化物係有助於提升耐延遲破壞特性，所以亦可使本實施形態之鋼板含有Al。但是Al含量大於2.00%時，Al氧化物係過剩地生成且製造性劣化，所以Al含量必須設爲

2.00%以下。較佳是Al含量為1.00%以下。因為Al不是本實施形態之鋼板必須含有，所以Al含量的下限為0%。但是，因為將在鋼板的原材料以不純物的方式含有之Al完全除去係困難的，所以亦可將Al含量的下限值設為0.001%。

[0044]Cr：0~1.00%

Cr係使鋼板的拉伸強度等提升之元素，同時在退火設備或熔融鍍鋅設備退火後之冷卻時，具有抑制肥粒鐵變態且藉此增大回火麻田散鐵的量的作用之元素。因為Cr不是本實施形態之鋼板必須含有，所以Cr含量的下限為0%。但是為了得到上述的效果，亦可將Cr含量設為0.05%以上。較佳是Cr含量為0.10%以上。另一方面，因為Cr含量大於1.00%時，妨礙製造時及熱軋時的製造性，所以Cr含量係以1.00%以下為佳。較佳是Cr含量為0.70%以下。

[0045]Mo：0~1.00%

Mo係使鋼板的拉伸強度等提升之元素，同時在退火設備或熔融鍍鋅設備退火後之冷卻時，具有抑制肥粒鐵變態且藉此增大回火麻田散鐵的量的作用之元素。因為Mo不是本實施形態之鋼板必須含有，所以Mo含量的下限為0%。但是為了得到上述的效果，Mo含量亦可設為0.01%以上。Mo含量係較佳為0.05%以上。另一方面，因為Mo含量大於1.00%時，妨礙製造時及熱軋時的製造性，所以Mo含量係以1.00%以下為佳。Mo含量係較佳為0.70%以下。

[0046]Ni：0~1.00%

Ni係使鋼板的拉伸強度等提升之元素，同時在退火設

備或熔融鍍鋅設備退火後之冷卻時，具有抑制肥粒鐵變態且藉此增大回火麻田散鐵的量的作用之元素。因為Ni不是本實施形態之鋼板必須含有，所以Ni含量的下限為0%。但是為了得到上述的效果、Ni含量亦可設為0.05%以上。Ni含量係較佳為0.10%以上。另一方面，因為Ni含量大於1.00%時，妨礙製造時及熱軋時的製造性，所以Ni含量係以1.00%以下為佳。Ni含量係較佳為0.70%以下。

[0047] Cu：0~1.00%

Cu係使鋼板的拉伸強度等提升之元素，同時在退火設備或熔融鍍鋅設備退火後之冷卻時，具有抑制肥粒鐵變態且藉此增大回火麻田散鐵的量的作用之元素。Cu不是本實施形態之鋼板必須含有，因為Cu含量的下限為0%。但是為了得到上述的效果、Cu含量亦可設為0.05%以上。Cu含量係較佳為0.10%以上。另一方面，因為Cu含量大於1.00%時，妨礙製造時及熱軋時的製造性，所以Cu含量係以1.00%以下為佳。Cu含量係較佳為0.70%以下。

[0048] Nb：0~0.30%

Nb係藉由析出物強化、細粒強化、及位錯強化而有助於提升鋼板強度之元素。因為Nb不是本實施形態之鋼板必須含有，所以Nb含量的下限為0%。但是為了得到上述的效果、Nb含量亦可設為0.005%以上。Nb含量係較佳為0.010%以上。另一方面，因為Nb含量大於0.30%時，碳氮化物的析出量增加而成型性劣化，Nb含量係以0.30%以下為佳。Nb含量係較佳為0.20%以下。

[0049] Ti : 0~0.30%

Ti係藉由析出物強化、細粒強化、及位錯強化而有助於提升鋼板強度之元素。因為Ti不是本實施形態之鋼板必須含有，所以Ti含量的下限為0%。但是為了得到上述的效果、Ti含量亦可設為0.005%以上。Ti含量係較佳為0.010%以上。另一方面，因為Ti含量大於0.30%時，碳氮化物的析出量增加而成型性劣化，所以Ti含量係以0.30%以下為佳。Ti含量係較佳為0.15%以下。

[0050] V : 0~0.50%

V係藉由析出物強化、細粒強化、及位錯強化而有助於提升鋼板強度之元素。因為V不是本實施形態之鋼板必須含有，所以V含量的下限為0%。但是為了得到上述的效果、亦可將V含量設為0.005%以上。V含量係較佳為0.10%以上。另一方面，因為V含量大於0.50%時，碳氮化物的析出量增加而成型性劣化，所以V含量係以0.50%以下為佳。V含量係較佳為0.35%以下。

[0051] B : 0~0.01%

B係強化晶界之元素，又，在退火設備或熔融鍍鋅設備退火後之冷卻時，具有抑制肥粒鐵變態且藉此增大回火麻田散鐵的量的作用之元素。因為B不是本實施形態之鋼板必須含有，所以B含量的下限為0%。但是為了得到上述的效果，亦可將B含量設為0.0001%以上。B含量係較佳為0.0005%以上。另一方面，因為B含量大於0.01%時，熱軋時的製造性低落，係以B含量係以0.01%以下為佳。B含量

係較佳為0.005%以下。

[0052] Ca：0~0.04%

Mg：0~0.04%

REM：0~0.04%

Ca、Mg、及REM係控制氧化物及硫化物的形態且有助於提升鋼板的擴孔性之元素。因為Ca、Mg、及REM不是本實施形態之鋼板必須含有，所以Ca含量、Mg含量、及REM含量各自的下限為0%。但是為了得到上述的效果，Ca含量、Mg含量、及REM含量各自亦可設為0.0005%以上。Ca含量、Mg含量、及REM含量各自係較佳為0.0010%以上。另一方面，Ca含量、Mg含量、及REM含量各自大於0.04%時，因為鑄造性劣化，所以Ca含量、Mg含量、及REM含量各自係以0.04%以下為佳。Ca含量、Mg含量、及REM含量各自係較佳為0.01%以下。

[0053]又，所謂「REM」，係指由Sc、Y及鑷系元素(Lanthanoid)所構成之合計17元素，上述所謂「REM含量」，係意味著該等17元素的合計含量。將鑷系元素使用作為REM時，REM在工業上多半是以美鈰合金(Misch metal)的形式添加。此時，本實施形態之鋼板亦能夠發揮本實施形態之鋼板的效果。又，即便含有金屬La、金屬Ce等的金屬REM，本實施形態之鋼板亦能夠發揮本實施形態之鋼板的效果。

[0054]本實施形態之鋼板，係除了上述元素以外，剩餘部分係由鐵及不純物所構成。所謂不純物，係意味著在工

業上製造鋼材時，如礦石或是廢料等的原料、或因製造步驟的各種重要原因而混入之成分，在不對本發明造成不良影響之範圍被容許者。

[0055] 拉伸強度：780MPa以上

本實施形態之鋼板的拉伸強度，係設為780MPa以上。該拉伸強度係能夠藉由將鋼板的化學成分控制在上述的範圍內，而且使鋼板的組織成為在如以下說明的形態來得到。

[0056] 其次，說明本實施形態之鋼板的板厚1/4部分的組織(以下，有略記為「組織」之情形)。所謂板厚1/4部分，係指從鋼板表面(鋼板的上面及下面)起算鋼板厚度 t 的1/8深度之面、與從鋼板表面起算鋼板厚度 t 的3/8深度之面之間的區域。從鋼板表面起算鋼板厚度 t 的1/4深度之面為板厚1/4部分之中心面。因為板厚1/4部分係位於鋼板之中心面與板的表面之中間，所以具有平均的組織。因而，在本實施形態之鋼板係規定在板厚1/4部分之組織。

[0057] 將本實施形態之鋼板的板厚1/4部分的組織，規定為：以體積分率計，

(組織A) 回火麻田散鐵：70%以上，

(組織B) 肥粒鐵及變韌鐵的1種或2種：合計小於20%，及

(組織C) 殘留沃斯田鐵、新麻田散鐵、及波來鐵：各自小於10%。

組織A係由於具有 ϵ 系碳化物，而對本實施形態之鋼板的拉伸強度及耐延遲破壞特性產生最重大的影響之組織，

亦即主相。組織B係具有使本實施形態之鋼板的各種特性提升之作用，但是因為即便不含有組織B之情況，本實施形態之鋼板亦能夠解決課題，所以組織B的含量之下限值為0體積%。因為組織C不具有使本實施形態之鋼板的各種特性提升之作用，所以係不必含有之組織，其含量的下限值為0體積%。

[0058](組織A)板厚1/4部分的回火麻田散鐵(主相)：
70%以上

在組織，就確保鋼板的強度及耐延遲破壞特性而言，回火麻田散鐵係重要的組織。

[0059]回火麻田散鐵係板條狀結晶粒的集合體，在內部含有鐵系碳化物。其鐵系碳化物係屬於在不同方向伸長之複數個鐵系碳化物群組，而作為氫陷阱位置之功能。鐵系碳化物的長徑係、例如5nm以上。回火麻田散鐵中的鐵系碳化物之一部分，係能夠藉由在適當的條件下進行之熱處理，而成為後述的 ϵ 系碳化物。

[0060]藉由對淬火後的麻田散鐵施行回火，而能夠得到回火麻田散鐵。因為該回火麻田散鐵的體積分率為70%以上時，能夠使鋼板的拉伸強度確實地成為780MPa以上，所以回火麻田散鐵的體積分率係設為70%以上。回火麻田散鐵的體積分率係較佳為75%以上。

[0061]因為回火麻田散鐵的體積分率之上限係沒有特別限制，所以亦可為100%。但是因為回火麻田散鐵的體積分率大於90%時，鋼板的拉伸強度為過度上升而有鋼板的

成型性低落之情形，所以回火麻田散鐵的體積分率係以設為90%以下為佳。回火麻田散鐵的體積分率係更佳為85%以下。

[0062](組織B)肥粒鐵及變韌鐵的1種或2種(第二相):合計小於20%

在本實施形態之鋼板，上述回火麻田散鐵以外的組織，係主要是由肥粒鐵及變韌鐵的1種或2種所構成之組織B。

[0063]肥粒鐵係軟質的組織且引起鋼板的強度降低。肥粒鐵量過剩時，鋼板的拉伸強度有成為小於780MPa之情況。因而，本實施形態之鋼板亦可含有肥粒鐵。但是，含有比回火麻田散鐵更軟質的肥粒鐵且使其代替回火麻田散鐵的一部分時，因為具有提高鋼板的成型性之效果，所以本實施形態之鋼板亦可含有肥粒鐵。

[0064]變韌鐵亦與麻田散鐵同樣地為板條狀結晶粒的集合體，在內部例如含有長徑5nm以上的鐵系碳化物之組織。該鐵系碳化物係作為氫陷阱位置之功能而提升鋼板的耐延遲破壞特性。另一方面，相較於麻田散鐵的拉伸強度提升效果，變韌鐵的拉伸強度提升效果係較小。本實施形態之鋼板係藉由體積分率為70%以上的麻田散鐵，而具有780MPa以上的拉伸強度。變韌鐵量過剩時，鋼板的拉伸強度有小於780MPa之情形。因而，本實施形態之鋼板不須要含有變韌鐵。但是，因為含有相較於回火麻田散鐵為較軟質的變韌鐵，來代替回火麻田散鐵的一部分時，具有提高鋼板的成型性之效果，所以只要不損害上述回火麻田散鐵

量，本實施形態之鋼板亦可含有變韌鐵。

[0065]又，含有鐵系碳化物之變韌鐵，亦是有助於提升耐延遲破壞特性之組織。但是變韌鐵係與藉由麻田散鐵生成後的熱處理而能夠控制碳化物的析出之麻田散鐵不同，因為係在必要的溫度保持長時間而生成之組織，所以無法使其鐵系碳化物的一部分停留在 ϵ 系碳化物的狀態。

[0066]本發明者等係將在本實施形態之鋼板所含有的組織分類成爲：含有 ϵ 系碳化物之必須組織A(亦即回火麻田散鐵)；不含有 ϵ 系碳化物且對本實施形態之鋼板不是必須，但是有對提升成型性等帶來良好效果的情形之組織B(亦即肥粒鐵及變韌鐵)；及在本實施形態之鋼板不必含有之組織C；而且判斷爲了良好地控制耐延遲破壞特性、成型性、及拉伸強度之全部，有必要規定各自群組之含量。因而，在本實施形態之鋼板，係規定肥粒鐵與變韌鐵合計的體積分率。在本實施形態之鋼板，係將肥粒鐵與變韌鐵之合計體積分率設爲小於20%，用以使鋼板的拉伸強度確實地成爲780MPa以上。肥粒鐵與變韌鐵的合計體積分率係較佳爲10%以下。

[0067]肥粒鐵與變韌鐵的合計體積分率之下限值爲0%，使用肥粒鐵及變韌鐵而使鋼板的成型性提升時，亦可將肥粒鐵與變韌鐵的合計體積分率之下限值設爲5%以上。

[0068](組織C)殘留沃斯田鐵：小於10體積%

(組織C)新麻田散鐵：10體積%以下

(組織C)波來鐵：10體積%以下

(組織C)殘留沃斯田鐵、新麻田散鐵、及波來鐵的合計量：15體積%以下

本實施形態之鋼板係除了含有回火麻田散鐵、肥粒鐵、及變韌鐵以外，亦有含有殘留沃斯田鐵、新麻田散鐵、及波來鐵之情形。

[0069]殘留沃斯田鐵係有助於藉由TRIP效果來提升成型性。但是，殘留沃斯田鐵的體積分率增加時，成型作為汽車用構件時會擔心變態成為硬質的新麻田散鐵且加工特性低落。

[0070]本發明者等已藉由實驗而確認了鋼板組織中殘留沃斯田鐵的體積分率為10%以上時，加工特性劣化。因此，在本實施形態之鋼板，係將殘留沃斯田鐵的體積分率設為小於10%。殘留沃斯田鐵的體積分率係較佳為7%以下。另一方面，即便殘留沃斯田鐵的體積分率為0%，本實施形態之鋼板亦具有充分的成型性。因而，因為本實施形態之鋼板不必含有殘留沃斯田鐵，所以殘留沃斯田鐵的體積分率之下限值為0%。

[0071]新麻田散鐵係不含有Fe碳化物之麻田散鐵。雖然含有新麻田散鐵之鋼板係高強度，但是因為加工特性較差，所以本實施形態之鋼板係將新麻田散鐵的體積分率限制為10%以下。另一方面，即便新麻田散鐵的體積分率為0%，本實施形態之鋼板亦具有充分的強度。因而，因為本實施形態之鋼板不必含有新麻田散鐵，所以新麻田散鐵的體積分率之下限值為0%。

[0072]波來鐵係使鋼板的加工特性降低。因而，本實施形態之鋼板係將波來鐵的體積分率制為10%以下。另一方面，雖然波來鐵係含有Fe碳化物之雪明碳鐵之組織，但是因為無法使該雪明碳鐵變化成為 ϵ 系碳化物，所以波來鐵係未充分地具有使耐延遲破壞特性提升之效果。因而，因為本實施形態之鋼板不必含有波來鐵，所以波來鐵的體積分率之下限值為0%。

[0073]而且，本實施形態之鋼板的殘留沃斯田鐵、新麻田散鐵、及波來鐵之合計體積分率必須設為15%以下，以設為12%以下為佳。合計體積分率大於15%之殘留沃斯田鐵、新麻田散鐵、及波來鐵，係有損害鋼板的加工特性之可能性。

[0074]回火麻田散鐵、肥粒鐵、變韌鐵、及殘留沃斯田鐵、而且，新麻田散鐵、波來鐵、及其他組織的鑑定、存在位置的確認、及體積分率的測定，係能夠藉由使用NITAL(硝酸乙醇腐蝕液)試藥、及在特開昭59-219473號公報所揭示的試藥，使鋼板軋軋方向剖面或軋軋方向直角方向剖面腐蝕，且使用1000~100000倍的掃描型電子顯微鏡及透射型電子顯微鏡觀察剖面來進行。

[0075]又，從使用FE-SEM(使用在電場放射型掃描型電子顯微鏡(FE-SEM：Field Emission Scanning Electron Microscope)所附屬的EBSD：Electron Back-Scatter Diffraction(電子背散射繞射分析儀)之結晶方位解析法)之結晶方位解析、或微維氏硬度測定等微小區域的硬度測定，

亦能夠辨識組織。

[0076]例如，如前述之回火麻田散鐵及變韌鐵，因為碳化物的形成位置及結晶方位關係(伸長方向)等為不同，所以藉由使用FE-SEM而觀察板條狀結晶粒的內部鐵系碳化物之伸長方向，而能夠容易地區別回火麻田散鐵與變韌鐵。

[0077]在鋼板的板厚1/4部分之回火麻田散鐵、肥粒鐵、及變韌鐵的體積分率、及/或波來鐵的體積分率，係藉由將鋼板之與軋軋方向平行的板厚剖面作為觀察面而採取試料且研磨觀察面，而且測定從使用NITAL液進行蝕刻且使用FE-SEM觀察板厚1/4部分(將板厚的1/4處作為中心之板厚1/8~3/8的範圍)所求取之各組織的面積分率，且將該等面積分率視為體積分率來得到。又，所謂各組織的面積分率，係指在藉由以5000倍的倍率測定10個視野所得到的各視野之各組織的面積分率之平均值。

[0078]新麻田散鐵及殘留沃斯田鐵，係能夠藉由使用里培拉(LePera)液蝕刻鋼板剖面且使用FE-SEM觀察板厚1/4部分，而明確地區別上述組織(回火麻田散鐵、肥粒鐵、變韌鐵)。因此，新麻田散鐵的體積分率係能夠設作使用FE-SEM所觀察之未被腐蝕區域的面積分率，與使用X射線所測得之殘留沃斯田鐵的面積分率之差異而求取。

[0079]其次，說明將回火麻田散鐵中鐵系碳化物個數密度規定為 5×10^7 (個/mm²)以上，而且將相對於全部鐵系碳化物中的個數， ε 系碳化物個數之比率規定為20%以上之理由。

[0080]在板厚1/4部分之回火麻田散鐵中，長徑5nm以上的鐵系碳化物個數密度： 5×10^7 (個/mm²)以上

在本實施形態之鋼板，爲了提高耐延遲破壞特性及成型性之雙方，係將在板厚1/4部分的組織之主相亦即回火麻田散鐵中，長徑5nm以上的鐵系碳化物個數密度規定爲 5×10^7 (個/mm²)以上。在本實施形態，所謂「回火麻田散鐵中的鐵系碳化物個數密度」，係藉由將觀察面中之回火麻田散鐵所含有的鐵系碳化物之個數，除以觀察面中的回火麻田散鐵之面積所得到的值。

[0081]剛淬火後的麻田散鐵係高強度，但是因爲耐延遲破壞特性低，所以必須改善。因此，將麻田散鐵回火成爲回火麻田散鐵，而且使長徑5nm以上的鐵系碳化物在板厚1/4部分析出 5×10^7 (個/mm²)以上。相較於未回火的麻田散鐵，回火麻田散鐵(主相)的耐延遲破壞特性係較優異。

[0082]本發明者等係調查耐延遲破壞特性、與在板厚1/4部分之回火麻田散鐵中的鐵系碳化物個數密度之關係。將其結果顯示在圖1。

[0083]鐵系碳化物個數密度，係藉由將鋼板之與軋軋方向平行的板厚剖面作爲觀察面而採取試料且研磨觀察面，而且使用NITAL液進行蝕刻且使用FE-SEM以倍率5000倍觀察板厚1/4部分之10視野，並且將在各視野中之回火麻田散鐵所含有之長徑5nm以上的鐵系碳化物個數，除以視野中之回火麻田散鐵的面積所得到的值平均來測定。又，長徑小於5nm的鐵系碳化物個數係不測定。因爲長徑小於5nm的

鐵系碳化物，對鋼板的耐延遲破壞特性所造成的影響不大。以後，有將長徑5nm以上的鐵系碳化物簡稱為「鐵系碳化物」之情形。

[0084]鋼板的耐延遲破壞特性，係將在鋼板的軋軋方向直角地切取之長度100mm、寬度30mm、及厚度1.3mm或1.6mm的薄長方形狀試片進行3點彎曲加工，在該薄長方形狀試片的表面安裝耐水性應變計量器之後，藉由將薄長方形狀試片浸漬在硫氰酸銨水溶液中且將硫氰酸銨水溶液以電流密度 $0.1\text{mA}/\text{cm}^2$ 進行電解，使氫侵入薄長方形狀試片內，2小時後，藉由確認有無產生裂紋來進行評價。

[0085]薄長方形狀試片的彎曲加工半徑係設為10mm。對厚度1.3mm的薄長方形狀試片所施加的負荷應力，係設為鋼板的拉伸強度(TS)之60%，對厚度1.6mm的薄長方形狀試片所施加的負荷應力係設為鋼板的拉伸強度(TS)之90%。將在拉伸強度(TS)之60%的負荷應力斷裂之薄長方形狀試片評定為「VERY BAD(非常差)」，將在拉伸強度(TS)之60%的負荷應力不斷裂，但是在拉伸強度(TS)之90%的負荷應力斷裂之薄長方形狀試片評定為「BAD(差)」，將在雙方的負荷應力均不斷裂之薄長方形狀試片評定為「GOOD(良好)」。

[0086]本發明者等係得到以下的見解：如圖1所示，在板厚1/4部分之回火麻田散鐵中的鐵系碳化物個數密度為至少 5×10^7 (個/ mm^2)以上時，耐延遲破壞特性係顯著地提升。

[0087]因爲此種情形，所以在板厚1/4部分之回火麻田散鐵中的鐵系碳化物個數密度係規定爲 5×10^7 (個/mm²)以上。在板厚1/4部分之回火麻田散鐵中的鐵系碳化物個數密度，係以 1×10^8 (個/mm²)以上爲佳，較佳爲 3×10^8 (個/mm²)以上。

[0088]藉由回火麻田散鐵中的鐵系碳化物之提升耐延遲破壞特性的效果，係鐵系碳化物越小越顯著。而且，因爲大部分的鐵系碳化物係在麻田散鐵的板條內析出，所以不妨礙延展性及成型性等鋼板所必要的機械特性。因此，回火麻田散鐵中的鐵系碳化物之長徑係越小越佳，以350nm以下爲佳。回火麻田散鐵中的鐵系碳化物之長徑，係較佳爲250nm以下，更佳爲200nm以下。另一方面，因爲長徑太小的鐵系碳化物係不具有耐延遲破壞特性提升效果，所以在本實施形態之鋼板，係不考慮長徑小於5nm之鐵系碳化物。

[0089]又，如上述，因爲板厚1/4部分係位於鋼板之中心面與板的表面之中間，所以具有平均的組織。因而，在本實施形態之鋼板，只要使在板厚1/4部分之回火麻田散鐵中的鐵系碳化物個數密度成爲適合的範圍內，就能夠得到遍及鋼板整體之良好的特性。

[0090]相對於全部的鐵系碳化物個數， ϵ 系碳化物個數之比率：20%以上

將相對於本實施形態之回火麻田散鐵中的全部鐵系碳化物個數， ϵ 系碳化物個數所佔有的比率(以下，有略記爲「 ϵ 系碳化物的比率」之情形)設爲20%以上。藉此，能夠

不妨礙成型性、特別是擴孔性而提升耐延遲破壞特性。

[0091]回火麻田散鐵中的鐵系碳化物，係主要是雪明碳鐵(Fe_3C)。通常認為母相的鐵(bcc構造)與雪明碳鐵(Fe_3C)之界面係作為捕捉氫的陷阱位置之功能。因此，一般認為雪明碳鐵的存在係有助於提升耐延遲破壞特性。

[0092]但是，因為雪明碳鐵係成為延展性破壞之起點，所以只有使用雪明碳鐵係難以使成型性與耐延遲破壞特性之雙方提升。

[0093]本發明者等專心研究的結果，想出使用各種的鐵系碳化物中之 ϵ 系碳化物($\text{Fe}_{2.4}\text{C}$)時，能夠使成型性與耐延遲破壞特性之雙方提升。

[0094]由Fe及C所構成之鐵系碳化物，係存在有結晶構造不同之 ϵ 系碳化物、 χ 系碳化物、及雪明碳鐵(θ 系碳化物)等。該等鐵系碳化物係在麻田散鐵中，以與母相的bcc構造之鐵具有特定結晶方位關係之狀態析出。

[0095]上述的各種鐵系碳化物之中， ϵ 系碳化物($\text{Fe}_{2.4}\text{C}$)與bcc構造之鐵，係形成接近整合界面(Coherent interface；在二相的界面，就全部的原子而言係滿足在各相之最鄰接原子的關係之界面)之界面。因為相較於雪明碳鐵與鐵(bcc構造)之界面，推測 ϵ 系碳化物($\text{Fe}_{2.4}\text{C}$)與鐵(bcc構造)之界面係整合性較優異，所以捕捉能力比雪明碳鐵更高。又， ϵ 系碳化物係比雪明碳鐵更微細，所以不容易成為延展性破壞之起點。

[0096]因此，本發明者等係著眼於 ϵ 系碳化物($\text{Fe}_{2.4}\text{C}$)，

且調查鐵系碳化物中的 ϵ 系碳化物比率與耐延遲破壞特性之關係。將其結果顯示在圖2。

[0097] 因為 ϵ 系碳化物(六方晶)及雪明碳鐵(斜方晶)之結晶構造為不同，所以X射線繞射或電子射線繞射的繞射圖案為不同而能夠容易地區別。本發明者等係使用電子顯微鏡觀察薄膜試料而鑑定鐵系碳化物的種類。對鐵系碳化物照射電子射線且解析所得到的繞射圖案而鑑定 ϵ 系碳化物($\text{Fe}_{2.4}\text{C}$)。

[0098] 各試料的鐵系碳化物中的 ϵ 系碳化物($\text{Fe}_{2.4}\text{C}$)之比率，係將觀察倍率設為10000倍，將在10視野測定所得到之各視野的 ϵ 系碳化物($\text{Fe}_{2.4}\text{C}$)之比率平均來算出。耐延遲破壞特性的評價係使用前述的評價方法而進行。

[0099] 從圖2，得知藉由將鐵系碳化物中的 ϵ 系碳化物($\text{Fe}_{2.4}\text{C}$)之比率設為20%以上，而能夠確保優異的加工特性及耐延遲破壞特性。為了使加工特性及耐延遲破壞特性進一步提升，鐵系碳化物中的 ϵ 系碳化物($\text{Fe}_{2.4}\text{C}$)之比率係以30%以上為佳，以40%以上為更佳。

[0100] 又，鐵系碳化物中的 ϵ 系碳化物之比率小於20%時，不僅是耐延遲破壞特性較差且無法得到良好的加工特性。

[0101] 如上述，因為板厚1/4部分係位於鋼板之中心面與板的表面之中間，所以具有平均的組織。因而，在本實施形態之鋼板，只要使在板厚1/4部分之回火麻田散鐵中的鐵系碳化物個數密度成為適合的範圍內，就能夠得到遍及

鋼板整體之良好的特性。

[0102]本實施形態之鍍鋅鋼板，其特徵在於：在本實施形態之鋼板表面，形成有Fe為15質量%以下且剩餘部分係由Zn、Al、及不純物所構成之熔融鍍鋅層。通常，多半是將熔融鍍鋅層內的Fe濃度設為小於7質量%。熔融鍍鋅中的Fe濃度之下限值係沒有特別限定，以設為1.0質量%為佳。

[0103]本實施形態之合金化鍍鋅鋼板，其特徵在於：在本實施形態之鋼板表面，形成有Fe為15質量%以下且剩餘部分係由Zn、Al、及不純物所構成之熔融鍍鋅層且進行合金化。合金化熔融鍍鋅中的Fe濃度之下限值係沒有特別限定，通常多半是設為7質量%。

[0104]其次，說明本實施形態之鋼板、熔融鍍鋅鋼板及合金化熔融鍍鋅鋼板之製造方法。

[0105]首先，說明本發明鋼板之製造方法。

[0106]本發明鋼板之製造方法，其特徵在於包含以下的步驟：

(a)將具有與本實施形態之鋼板相同組成之鑄造鋼胚，(a1)直接提供熱軋，其次捲取，或是(a2)暫時冷卻之後，進行加熱而提供熱軋，其次捲取；

(b)酸洗後，提供冷軋，其次進行退火；隨後，

(c)將退火後的鋼板冷卻，其次進行回火；隨後，

(d)將回火後的鋼板進行二階段冷卻。(d)係用以使鐵系碳化物中的 ϵ 系碳化物之比率成為20%以上之重要的步驟。

[0107]提供熱軋之鑄造鋼胚，係鑄造後的鋼胚即可，而

不被特定的鑄造鋼胚限定。例如，使用連續鑄造鋼胚、薄鋼胚鑄造機所製成的鋼胚即可。鑄造鋼胚係提供熱軋。此時，將鑄造鋼胚鑄造後，可以直接提供熱軋，亦可暫時冷卻之後，進行再加熱之後，提供熱軋。

[0108]將鑄造鋼胚直接連續鑄造-直接軋軋(CC-DR)或是提供熱軋時，在熱軋開始時必須將鑄造鋼胚預先加熱至能夠在 Ar_3 變態點(在鋼冷卻時，開始肥粒鐵變態之溫度)以上的溫度區域完成熱軋之溫度為止。因為精加工軋軋溫度位於(沃斯田鐵+肥粒鐵)的二相溫度區域時，熱軋鋼板組織的不均勻性變大，或是最後所得到的鋼板之成型性劣化。

[0109]拉伸最大強度為780MPa以上之本實施形態之鋼板，係有大量地含有合金元素之情形。此時，因為將鑄造鋼胚熱軋時之軋軋荷重變大，以在高溫進行熱軋為佳。因為以上情形，所以精加工軋軋溫度係設為 Ar_3 變態點以上。

[0110]本發明者等進行實驗之結果，確認了例如將熱軋前的加熱溫度設為約1150°C，且將精加工軋軋結束溫度設為920°C時，最後所得到的鋼板係具有良好的成型性。

[0111]又，熱軋時亦可將粗軋板之間接合而連續地進行熱軋，又，亦可將粗軋板暫時捲取而提供其次的熱軋。

[0112]熱軋完成後的捲取溫度，必須設為在鋼板表面所生成的氧化物之厚度不會過度增大致使酸洗性低落之溫度。又，熱軋完成後的捲取溫度，必須設為不會因熱軋組織中生成粗大的肥粒鐵和波來鐵，致使退火後的組織不均勻變大且最後製品的成型性劣化之溫度。

[0113]本發明者等進行實驗之結果、確認了例如藉由將捲取溫度設為約590°C時，使退火後的組織微細化且使強度-延展性平衡提升，而且使第二相均勻地分散，能夠提升最後所得到的鋼板之成型性。

[0114]將捲取後的熱軋鋼板退捲，施行酸洗且提供冷軋，藉此得到冷軋鋼板。藉由酸洗來除去熱軋鋼板表面的氧化物，使得冷軋鋼板的化成處理性及鍍敷性。酸洗係可為一次，亦可分成、複數次而進行。

[0115]酸洗後的熱軋鋼板，必須以將冷軋鋼板的形狀保持平坦且能夠賦予最後製品充分的延展性之高軋縮率進行冷軋。另一方面，軋縮率太高時，軋軋荷重變為太大且軋軋變為困難。本發明者等進行實驗之結果，確認了例如將冷軋時的累積軋縮率(冷軋率)設為50%時，能夠得到良好的結果。另一方面，例如將冷軋時的累積軋縮率設為90%而將具有本實施形態之鋼板的化學成分之鋼胚進行冷軋後，在鋼板產生裂紋。又，軋軋道次之次數、每道次的軋縮率係沒有特別限定。

[0116]其次，將冷軋鋼板進行退火。退火係用以提高製造性，較佳為連續退火。

[0117]退火溫度為不充分(例如750°C)時，因為無法使充分的麻田散鐵在退火後的冷軋鋼板生成，使最後所得到的鋼板之回火麻田散鐵的體積分率成為70%以上係困難的。

[0118]另一方面，退火溫度為過剩時，引起製造成本上

升且在經濟上為不佳，而且，鋼板形狀變為低劣，例如引起在連續退火設備搬運鋼板之輥筒的壽命低落等之問題。

[0119]又，退火時間不充分(例如約1秒)時，無法使在熱軋所生成的鐵系碳化物溶解，又，因為在退火後的冷軋鋼板所含有的麻田散鐵不足，所以無法使最後所得到的鋼板之回火麻田散鐵的體積分率成為70%以上。另一方面，退火時間過剩時，引起製造成本上升且在經濟上為不佳。

[0120]本發明者等進行實驗之結果，確認了例如將退火溫度設為約880°C，將退火時間設為約100秒時，能夠使最後所得到的鋼板之回火麻田散鐵量在適當的範圍內。

[0121]連續退火結束後的冷軋鋼板係被冷卻。以後，有將退火後且回火前的冷卻稱為一次冷卻之情形。

[0122]在一次冷卻之冷卻停止溫度(一次冷卻停止溫度)太低(例如約80°C)時，因為在後述的回火後，大量地含有應變之新麻田散鐵係容易殘留，所以在回火無法確保 ϵ 系碳化物為20%以上。另一方面，一次冷卻停止溫度太高(例如約550°C)時，變韌鐵量大於20%而無法確保780MPa以上的拉伸強度。

[0123]又，冷卻方法係可為輥冷卻、空氣冷卻、水冷卻、及併用該等之任一種。

[0124]本發明者等進行實驗之結果，確認了例如在從退火溫度至400°C為止的溫度範圍，以約2°C/sec的冷卻速度進行冷卻後， ϵ 系碳化物及變韌鐵的量能夠在適當的範圍內。

[0125]接著上述冷卻，將冷軋鋼板回火，藉此來進行組織控制。藉由該回火而將在冷軋鋼板所含有的麻田散鐵回火，使在該回火麻田散鐵之鐵系碳化物個數密度成爲 5×10^7 (個/mm²)以上。

[0126]在回火，鋼板溫度係在預定保持溫度(等溫保持溫度)維持預定時間(等溫保持時間)。在回火之保持溫度太低(例如約150°C)時，難以得到 5×10^7 (個/mm²)以上的鐵系碳化物個數密度，而無法得到充分的耐延遲破壞特性。

[0127]另一方面，在回火之保持溫度過剩(例如約550°C)時，麻田散鐵係過度被回火，致使最後所得到的鋼板的拉伸強度小於780MPa。又，在回火之保持溫度爲過剩時，所析出的鐵系碳化物粗大化而無法提升耐延遲破壞特性。

[0128]在回火之保持時間不足(例如約1秒)時，麻田散鐵的回火係變爲不充分且難以使鐵系碳化物個數密度成爲 5×10^7 (個/mm²)以上。

[0129]本發明者等進行實驗之結果，確認了例如將在回火之保持溫度設爲約400°C，而且將在回火之保持時間設爲約280秒時，能夠使最後所得到的鋼板的回火麻田散鐵量、及鐵系碳化物個數密度在適當的範圍內。

[0130]上述溫度保持之後，係進行冷卻使在回火麻田散鐵所含有的鐵系碳化物之20%以上成爲 ϵ 系碳化物。

[0131]如前述，所謂鐵系碳化物，係結晶構造不同之 ϵ 系碳化物、 χ 系碳化物、及雪明碳鐵(θ 系碳化物)等。該等各種鐵系碳化物之中，因爲 ϵ 系碳化物($\text{Fe}_{2.4}\text{C}$)係形成在接

近bcc構造的鐵、與整合界面之界面，所以捕捉能力高。而且因為 ϵ 系碳化物係比雪明碳鐵更微細，所以不容易成爲延展性破壞之起點。

[0132]本發明者等係推定 ϵ 系夾雜物之量，不僅是受到在回火之冷卻條件之影響，而且亦受到C含量、退火的冷卻溫度、在回火之保持溫度、在回火之保持時間之影響。爲了得到認爲必要之 ϵ 系夾雜物，必須考慮該等 ϵ 系夾雜物量的控制因素之相互作用而決定製造條件。

[0133]本發明者等進行各種實驗之結果，得到以下的見解：爲了大量地生成 ϵ 系碳化物來提升耐延遲破壞特性，必須在保持溫度~約 360°C 的溫度範圍、及在約 360°C ~ 100°C 的溫度範圍進行不同冷卻速度之二階段冷卻。以後，有將在保持溫度~約 360°C 的溫度範圍之冷卻稱爲二次冷卻，將在約 360°C ~ 100°C 的溫度範圍之冷卻稱爲三次冷卻之情形。

[0134]依照本發明者等的實驗，在二次冷卻範圍之冷卻速度太低(例如約 $1^{\circ}\text{C}/\text{sec}$)時或太高(例如約 $75^{\circ}\text{C}/\text{sec}$)時，或是在三次冷卻範圍之冷卻速度爲太低(例如約 $1^{\circ}\text{C}/\text{sec}$)時或太高(例如約 $65^{\circ}\text{C}/\text{sec}$)時， ϵ 系碳化物的量係不足。

依照本發明者等的實驗，得知將使冷卻速度變化之溫度設爲 $360^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ 時，能夠得到必要的效果。另一方面，使冷卻速度變化之溫度太低(例如約 200°C)時， ϵ 系碳化物的量不足。而且，二階段冷卻的結束溫度太高(例如約 200°C)時， ϵ 系碳化物的量不足。

[0135]本發明者等得到以下的見解：例如藉由將C含量設為0.06%，將退火條件及在回火之保持時間及保持溫度設為上述所例示的值，而且將在保持溫度~360°C的溫度範圍之冷卻速度設為約11°C/sec，將在360~100°C的溫度範圍之冷卻速度設為約15°C/sec，而且將二階段冷卻的結束溫度設為100°C以下，能夠實現製造鐵系碳化物個數密度為 5×10^7 個/mm²以上，在板厚1/4部分之鐵系碳化物中的 ϵ 系碳化物之比率為20%以上之鋼板。

[0136]而且如前述，因為 ϵ 系碳化物(Fe_{2.4}C)係比雪明碳鐵更微細而不容易成為延展性破壞的起點，所以在維持成型性之同時，能夠顯著地提高耐延遲破壞特性。

[0137]耐延遲破壞特性顯著地提升之機構係不明確，推測在上述的溫度保持之期間，在回火麻田散鐵中生成微細的 ϵ 系碳化物之核，隨後藉由上述的2階段冷卻而生成微細的 ϵ 系碳化物。

[0138]其次，說明本實施形態之鍍鋅鋼板的製造方法、及本實施形態之合金化鍍鋅鋼板的製造方法。

[0139]本實施形態之鍍鋅鋼板的製造方法，其特徵在於包含以下的步驟：

(a)將具有與本實施形態之鋼板相同組成之鑄造鋼胚，(a1)直接提供熱軋，其次捲取，或是(a2)暫時冷卻之後，進行加熱而提供熱軋，其次捲取；

(b)酸洗後，提供冷軋，其次進行退火；隨後，

(c1)將退火後的鋼板冷卻而使鋼板溫度成為熔融鍍鋅浴溫

度附近之後，施行熔融鍍鋅；或是，

(c2)將退火後的鋼板冷卻，進而冷卻至室溫為止，隨後，加熱至熔融鍍鋅浴溫度附近為止而施行熔融鍍鋅；

(d)將被熔融鍍鋅後的鋼板進行二階段冷卻。

[0140] 熔融鍍鋅，係Fe為15質量%以下且剩餘部分係由Zn、Al、及不純物所構成之熔融鍍鋅。

[0141] 在鋼板形成有Fe為小於7質量%之鍍敷層時，通常多半的情況係不對鍍敷層施行合金化處理，而使用作為熔融鍍鋅鋼板。另一方面，在鋼板形成有Fe為7質量%以上的鍍敷層時，通常多半的情況係對鍍敷層施行合金化處理，而使用作為合金化熔融鍍鋅鋼板。

[0142] 本實施形態之鍍鋅鋼板的製造方法之(a)及(b)，係與本實施形態之鋼板的製造方法之(a)及(b)相同。又，本實施形態之鍍鋅鋼板的製造方法之(d)，係與本實施形態之鋼板的製造方法同樣地，必須進行二階段冷卻。

[0143] 在本實施形態之鍍鋅鋼板的製造方法，係退火後，將鋼板冷卻使鋼板溫度成為鍍鋅浴溫度附近之後，施行熔融鍍鋅，或是退火後，將鋼板冷卻之後，進而冷卻至室溫為止，其次，加熱至鍍鋅浴溫度附近為止之後，施行熔融鍍鋅。退火與熔融鍍鋅之間所進行之冷卻，係與在上述本實施形態之鋼板的製造方法之(c)所含有的冷卻同樣地進行。

[0144] 熔融鍍鋅係使鋼板溫度成為鍍鋅浴溫度附近之後，浸漬在鍍敷浴而進行。藉由使鋼板溫度成為鍍鋅浴溫

度附近之後，浸漬在鍍敷浴，能夠使熔融鍍鋅層密著性良好且均勻地形成在鋼板表面。

[0145]將鋼板浸漬在熔融鍍鋅浴時的溫度太低時，在鋼板浸入鍍敷浴時，有排熱大且熔融鋅的一部分凝固致使鍍敷觀劣化之情形。另一方面，將鋼板浸漬在熔融鍍鋅浴時的溫度太高時，有鍍敷浴溫度上升而引起操作問題之情形。又，鍍敷浴係除了純鋅以外，亦可含有Fe、Al、Mg、Mn、Si、Cr等。

[0146]在本實施形態之熔融鍍鋅鋼板的製造方法，係藉由將鋼板浸漬在熔融鍍鋅浴，來進行與本實施形態之鋼板回火同樣的組織控制。浸漬時鋼板的熱經歷係與上述本實施形態之鋼板的回火之熱經歷同樣時，將鋼板浸漬在熔融鍍鋅浴係不會損害鋼板的特性。

[0147]在鋼板表面形成熔融鍍鋅層之後，在本實施形態之鍍鋅鋼板的製造方法之(d)，必須與本實施形態之鋼板的製造方法(d)同樣地進行二階段冷卻。

[0148]在上述鍍敷浴保持時，藉由組合鍍敷後之上述2階段冷卻，能夠在必要組織的主相之回火麻田散鐵中使微細的鐵系碳化物以個數密度 5×10^7 (個/mm²)以上析出，而且使鐵系碳化物中的 ϵ 系碳化物之比率成爲20%以上，且在維持成型性之同時，能夠顯著地提高耐延遲破壞特性。

[0149]本實施形態之合金化鍍鋅鋼板的製造方法，其特徵在於包含以下的步驟：

(a)將具有與本實施形態之鋼板相同組成之鑄造鋼胚，(a1)

直接提供熱軋，其次捲取，或是(a2)暫時冷卻之後，進行加熱而提供熱軋，其次捲取；

(b)酸洗後，提供冷軋，其次進行退火；隨後，

(c-1)將退火後的鋼板冷卻而使鋼板溫度成爲鍍鋅浴溫度附近之後，施行熔融鍍鋅，其次施行合金化處理；或是，

(c-2)將退火後的鋼板冷卻，進而冷卻至室溫爲止，隨後，加熱至熔融鍍鋅浴溫度附近爲止而施行熔融鍍鋅，其次施行合金化處理；

(d)將被合金化處理後的鋼板進行二階段冷卻。

[0150]而且，本實施形態之合金化鍍鋅鋼板的製造方法，亦可包含：緊接著(d)之後，(e)進行再加熱而施行熱處理之後，冷卻至室溫爲止。

[0151]前述合金化熔融鍍鋅，係Fe爲15質量%以下且剩餘部分係由Zn、Al、及不純物所構成之合金化熔融鍍鋅。

[0152]本實施形態之合金化鍍鋅鋼板的製造方法，係在本發明鍍鋅鋼板的製造方法，增加將熔融鍍鋅層合金化之步驟。合金化溫度爲不足時，無法形成密著性良好的合金化層，另一方面，過剩時，合金化層變爲太厚而鍍敷層的成型性低落。

[0153]本發明者等進行實驗之結果，確認了例如將合金化溫度設爲約480°C時，能夠得到具有良好的合金化層之合金化熔融鍍鋅鋼板。

[0154]本實施形態之合金化鍍鋅鋼板的製造方法，亦可在進行合金化及二階段冷卻之後，再次進行熱處理，使形

成捕捉能力高的界面之鐵系碳化物中的 ϵ 系碳化物之比率增加。

實施例

[0155]其次，說明本發明的實施例，但是實施例的條件係爲了確認本發明的實施可能性及效果而採用之一條件例子，本發明係不被該一條件例子限定。本發明係只要不脫離本發明的要旨而達成本發明的目的，能夠採用各種的條件。

[0156]鋼板的實施例之製造方法，係具備以下的步驟：
(a)將具有在表中所揭示的組成之鑄造鋼胚，(a1)直接提供熱軋，其次捲取，或是(a2)暫時冷卻之後，進行加熱而提供熱軋，其次捲取；(b)酸洗後，提供冷軋，其次進行退火；隨後，(c)將退火後的鋼板冷卻，其次進行回火；隨後，(d)將回火後的鋼板進行二階段冷卻。

熔融鍍鋅鋼板的實施例之製造方法，係具備以下的步驟：
(a)將具有在表中所揭示的組成之鑄造鋼胚，(a1)直接提供熱軋，其次捲取，或是(a2)暫時冷卻之後，進行加熱而提供熱軋，其次捲取；(b)酸洗後，提供冷軋，其次進行退火；隨後，(c1)將退火後的鋼板冷卻而使鋼板溫度成爲熔融鍍鋅浴溫度附近之後，施行熔融鍍鋅；或是，(c2)將退火後的鋼板冷卻，進而冷卻至室溫爲止，隨後，加熱至熔融鍍鋅浴溫度附近爲止而施行熔融鍍鋅；(d)將被熔融鍍鋅後的鋼板進行二階段冷卻。

合金化熔融鍍鋅鋼板的實施例之製造方法，係具備以

下的步驟：(a)將具有在表中所揭示的組成之鑄造鋼胚，(a1)直接提供熱軋，其次捲取，或是(a2)暫時冷卻之後，進行加熱而提供熱軋，其次捲取；(b)酸洗後，提供冷軋，其次進行退火；隨後，(c-1)將退火後的鋼板冷卻而使鋼板溫度成爲鍍鋅浴溫度附近之後，施行熔融鍍鋅，其次施行合金化處理；或是，(c-2)將退火後的鋼板冷卻，進而冷卻至室溫爲止，隨後，加熱至鍍鋅浴溫度附近爲止而施行熔融鍍鋅，其次施行合金化處理；(d)將被合金化處理後的鋼板進行二階段冷卻。

將全部的熱軋鋼板依照常用的方法進行酸洗。全部的實施例及比較例(除了在熱軋或冷軋中產生裂紋者以外)在熱軋後的板厚爲3.2mm，一次冷卻速度爲2°C/sec。其他的製造條件係如在表中所顯示。因爲表中的記號「*1」係表示在熱軋中顯現裂紋，所以將製造中止，表中的記號「*2」係表示在冷軋中顯現裂紋，所以將製造中止。附加記號「*1」或「*2」之例子，係未進行特性評價。有關在鍍敷記載爲「NO(否)」之例子，係未進行鍍敷。在鍍敷記載爲「YES(是)」且在合金化記載爲「否」之例子，係進行熔融鍍鋅，在鍍敷及合金化之雙方記載爲「是」之例子，係進行合金化熔融鍍鋅。

[0157] [表1]

鋼 No.	化學組成/mass%						
	C	Si	Mn	P	S	N	O
A	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
B	0.01	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
C	0.10	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
D	0.08	0.01	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
E	0.08	1.20	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
F	0.08	0.50	0.1	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
G	0.08	0.50	2.3	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
H	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
I	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
J	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
K	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
L	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
M	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
N	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
O	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
P	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
Q	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
R	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
S	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
T	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
U	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
V	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
W	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
X	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
Y	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
Z	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
AA	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
BB	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
CC	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
DD	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
EE	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
FF	0.08	0.50	4.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
GG	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
HH	0.08	0.50	2.0	0.100	0.0024	0.0021	0.0016
II	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
JJ	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
KK	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
LL	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
MM	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
NN	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
OO	0.08	0.50	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016
PP	0.08	0.45	2.0	0.012	0.0024	0.0021	0.0016

[0158] [表2]

鋼 No.	化學組成/mass%												Ar ₃ 變態點 (°C)
	Al	Cr	Mo	Ni	Cu	Nb	Ti	V	B	Ca	Mg	REM	
A	0.033												820
B	0.033												820
C	0.033												820
D	0.033												820
E	0.033												820
F	0.033												820
G	0.033												820
H	0.300												820
I	0.033	0.06											820
J	0.033	0.12											820
K	0.033		0.02										820
L	0.033		0.06										820
M	0.033			0.06									820
N	0.033			0.12									820
O	0.033				0.06								820
P	0.033				0.12								820
Q	0.033					0.008							820
R	0.033					0.020							820
S	0.033						0.008						820
T	0.033						0.016						820
U	0.033							0.008					820
V	0.033							0.160					820
W	0.033							0.700					820
X	0.033								0.0003				820
Y	0.033									0.0008			820
Z	0.033									0.0015			820
AA	0.033										0.0008		820
BB	0.033										0.0015		820
CC	0.033											0.0008	820
DD	0.033											0.0015	820
EE	0.033											0.1000	820
FF	0.033												816
GG	3.000												816
HH	0.033												816
II	0.033	2.00											816
JJ	0.033		2.00										817
KK	0.033			2.00									816
LL	0.033				2.00								816
MM	0.033								0.1000				815
NN	0.033									0.1000			816
OO	0.033										0.1000		815
PP	0.033												820

[0159] [表3]

製造 No.	鋼 No.	熱軋		捲取	冷軋	退火		一次冷卻
		加熱 溫度 (°C)	精加工軋軋 結束溫度 (°C)	捲取 溫度 (°C)	冷軋縮率 (%)	退火 溫度 (°C)	退火 時間 (s)	一次冷卻 停止溫度 (°C)
1	A	1150	900	600	50	880	96	400
2	A	1150	900	650	50	880	96	400
3	A	1150	900	600	60	880	96	400
4	A	1150	900	600	50	<u>750</u>	96	400
5	A	1150	900	600	50	850	96	400
6	A	1150	900	600	50	880	<u>1</u>	400
7	A	1150	900	600	50	880	2000	400
8	A	1150	900	600	50	880	96	<u>80</u>
9	A	1150	900	600	50	880	96	350
10	A	1150	900	600	50	880	96	420
11	A	1150	900	600	50	880	96	<u>550</u>
12	A	1150	900	600	50	880	96	400
13	A	1150	900	600	50	880	96	400
14	A	1150	900	600	50	880	96	400
15	A	1150	900	600	50	880	96	400
16	A	1150	900	600	50	880	96	400
17	A	1150	900	600	50	880	96	400
18	A	1150	900	600	50	880	96	400
19	A	1150	900	600	50	880	96	400
20	A	1150	900	600	50	880	96	400
21	A	1150	900	600	50	880	96	400
22	A	1150	900	600	50	880	96	400
23	A	1150	900	600	50	880	96	400
24	A	1150	900	600	50	880	96	400
25	<u>B</u>	1150	900	600	50	880	96	400
26	C	1150	900	600	50	880	96	400
27	<u>D</u>	1150	900	600	50	880	96	400
28	E	1150	900	600	50	880	96	400
29	<u>F</u>	1150	900	600	50	880	96	400
30	G	1150	900	600	50	880	96	400
31	H	1150	900	600	50	880	96	400
32	I	1150	900	600	50	880	96	400

[0160] [表4]

製造 No.	鋼 No.	熱軋		捲取	冷軋	退火		冷卻
		加熱 溫度 (°C)	精加工軋軋 結束溫度 (°C)	捲取 溫度 (°C)	冷軋縮率 (%)	退火 溫度 (°C)	退火 時間 (s)	一次冷卻 停止溫度 (°C)
33	J	1150	900	600	50	880	96	400
34	K	1150	900	600	50	880	96	400
35	L	1150	900	600	50	880	96	400
36	M	1150	900	600	50	880	96	400
37	N	1150	900	600	50	880	96	400
38	O	1150	900	600	50	880	96	400
39	P	1150	900	600	50	880	96	400
40	Q	1150	900	600	50	880	96	400
41	R	1150	900	600	50	880	96	400
42	S	1150	900	600	50	880	96	400
43	T	1150	900	600	50	880	96	400
44	U	1150	900	600	50	880	96	400
45	V	1150	900	600	50	880	96	400
46	X	1150	900	600	50	880	96	400
47	Y	1150	900	600	50	880	96	400
48	Z	1150	900	600	50	880	96	400
49	AA	1150	900	600	50	880	96	400
50	BB	1150	900	600	50	880	96	400
51	CC	1150	900	600	50	880	96	400
52	DD	1150	900	600	50	880	96	400
53	<u>EE</u>	*1						
54	<u>FF</u>	*1						
55	<u>GG</u>	*1						
56	<u>HH</u>	*1						
57	<u>II</u>	*1						
58	<u>JJ</u>	*1						
59	<u>KK</u>	*1						
60	<u>LL</u>	*1						
61	<u>MM</u>	*1						
62	<u>NN</u>	*1						
63	<u>OO</u>	*1						
64	PP	1150	900	600	<u>90</u>	*2		

[0161] [表5]

製造 No.	鍍敷	合金化	回火 (或鍍敷)		二階段冷卻			
			等温保持 温度 (°C)	等温保持 時間(sec)	二次 冷卻 速度 (°C/s)	二次冷卻 停止温度 (°C)	三次 冷卻 速度 (°C)	三次冷卻 停止温度 (°C)
1	否		400	280	11	360	15	95
2	否		400	280	11	360	15	95
3	否		400	280	11	360	15	95
4	否		400	280	11	360	15	95
5	否		400	280	11	360	15	95
6	否		400	280	11	360	15	95
7	否		400	280	11	360	15	95
8	否		400	280	11	360	15	95
9	否		400	280	11	360	15	95
10	否		400	280	11	360	15	95
11	否		400	280	11	360	15	95
12	否		<u>150</u>	280	11	360	15	95
13	否		<u>550</u>	280	11	360	15	95
14	否		400	<u>1</u>	11	360	15	95
15	否		400	150	11	360	15	95
16	否		400	1400	11	360	15	95
17	否		400	280	<u>1</u>	360	15	95
18	否		400	280	<u>75</u>	360	15	95
19	否		400	280	11	<u>200</u>	15	95
20	否		400	280	11	360	<u>1</u>	95
21	否		400	280	11	360	<u>65</u>	95
22	否		400	280	11	360	15	<u>200</u>
23	是	是	400	280	11	360	15	95
24	是	否	400	280	11	360	15	95
25	否		400	280	11	360	15	95
26	否		400	280	11	360	15	95
27	否		400	280	11	360	15	95
28	否		400	280	11	360	15	95
29	否		400	280	11	360	15	95
30	否		400	280	11	360	15	95
31	否		400	280	11	360	15	95
32	否		400	280	11	360	15	95

[0162] [表6]

製造 No.	鍍敷	合金化	回火 (或鍍敷)		二階段冷卻			
			等温保持 温度 (°C)	等温保持 時間(sec)	二次 冷卻 速度 (°C/s)	二次冷卻 停止温度 (°C)	三次 冷卻 速度 (°C)	三次冷卻 停止温度 (°C)
33	否		400	280	11	360	15	95
34	否		400	280	11	360	15	95
35	否		400	280	11	360	15	95
36	否		400	280	11	360	15	95
37	否		400	280	11	360	15	95
38	否		400	280	11	360	15	95
39	否		400	280	11	360	15	95
40	否		400	280	11	360	15	95
41	否		400	280	11	360	15	95
42	否		400	280	11	360	15	95
43	否		400	280	11	360	15	95
44	否		400	280	11	360	15	95
45	否		400	280	11	360	15	95
46	否		400	280	11	360	15	95
47	否		400	280	11	360	15	95
48	否		400	280	11	360	15	95
49	否		400	280	11	360	15	95
50	否		400	280	11	360	15	95
51	否		400	280	11	360	15	95
52	否		400	280	11	360	15	95
53				*1				
54				*1				
55				*1				
56				*1				
57				*1				
58				*1				
59				*1				
60				*1				
61				*1				
62				*1				
63				*1				
64				*2				

[0163] 在所得到的鋼板，求取回火麻田散鐵的體積分率(組織A體積分率)、肥粒鐵及變韌鐵的1種或2種的合計體積分率(組織B體積分率)、殘留沃斯田鐵、新麻田散鐵、及波來鐵的合計體積分率(組織C體積分率)、回火麻田散鐵中的鐵系碳化物個數密度(碳化物個數密度)、及相對於鐵系碳化物個數之 ε 系碳化物個數的比率(ε 系碳化物的比率)。而且，測定所得到的鋼板之拉伸強度(TS)、總延伸率(EL)、及擴孔性(λ)，且進行評價所得到的鋼板之耐延遲破壞特性。

[0164] 針對拉伸強度及延伸率，係在鋼板的軋軋方向直角地採JIS5號試片，依據JIS Z 2242而進行拉伸試驗，來測定拉伸強度(TS)及總延伸率(EL)。針對擴孔性，係依據日本鋼鐵連盟規格JFS T1001而測定擴孔率(λ (%))。

[0165] 鋼板的耐延遲破壞特性，係將在鋼板的軋軋方向直角地切取之長度100mm、寬度30mm、及厚度1.3mm或1.6mm的薄長方形狀試片進行3點彎曲加工，在該薄長方形狀試片的表面安裝耐水性應變計量器之後，藉由將薄長方形狀試片浸漬在硫氰酸銨水溶液中且將硫氰酸銨水溶液以電流密度 $0.1\text{mA}/\text{cm}^2$ 進行電解，使氫侵入薄長方形狀試片內，2小時後，藉由確認有無產生裂紋來進行評價。

[0166] 薄長方形狀試片的彎曲加工半徑係設為10mm。對厚度1.3mm的薄長方形狀試片所施加的負荷應力，係設為鋼板的拉伸強度(TS)之60%，對厚度1.6mm的薄長方形狀試片所施加的負荷應力係設為鋼板的拉伸強度(TS)之90%。將在拉伸強度(TS)之60%的負荷應力斷裂之薄長方形狀試

片評定為「非常差」，將在拉伸強度(TS)之60%的負荷應力不斷裂，但是在拉伸強度(TS)之90%的負荷應力斷裂之薄長方形狀試片評定為「差」，將在雙方的負荷應力均不斷裂之薄長方形狀試片評定為「良好」。評定為「良好」之鋼板係具有優異的耐延遲破壞特性之鋼板。

[0167] [表7]

製造 No.	板厚1/4部分的組織					評價				備考
	組織A 體積 分率 (%)	組織B 體積 分率 (%)	組織C 體積 分率 (%)	碳化物 個數密度 (10^6 個/ mm^2)	ϵ 系 碳化物 的比率 (%)	TS (MPa)	EL (%)	λ (%)	耐延遲 破壞 特性	
1	77	15	8	100	55	1020	15	50	良好	實施例
2	85	7	8	100	55	1060	15	55	良好	實施例
3	85	7	8	100	55	1060	15	55	良好	實施例
4	<u>10</u>	<u>70</u>	<u>20</u>	100	55	<u>460</u>	15	50	非常差	比較例
5	85	7	8	100	55	1060	15	55	良好	實施例
6	<u>10</u>	<u>70</u>	<u>20</u>	100	55	<u>460</u>	15	50	非常差	比較例
7	77	15	8	100	55	1350	15	5	良好	實施例
8	<u>10</u>	<u>48</u>	<u>42</u>	100	55	1280	15	50	非常差	比較例
9	77	15	8	100	55	1020	15	50	良好	實施例
10	77	15	8	100	55	1020	15	50	良好	實施例
11	<u>10</u>	<u>82</u>	8	100	55	<u>460</u>	15	50	非常差	比較例
12	77	15	8	<u>0.5</u>	55	1020	15	50	非常差	比較例
13	<u>10</u>	<u>70</u>	<u>20</u>	<u>0.5</u>	55	<u>460</u>	15	50	非常差	比較例
14	<u>10</u>	<u>48</u>	<u>42</u>	<u>0.5</u>	55	1280	15	50	非常差	比較例
15	77	15	8	100	55	1020	15	50	良好	實施例
16	77	15	8	100	55	1020	15	50	良好	實施例
17	77	15	8	100	<u>5</u>	1020	15	50	非常差	比較例
18	77	15	8	<u>0.5</u>	<u>5</u>	1020	15	50	非常差	比較例
19	77	15	8	100	<u>5</u>	1020	15	50	非常差	比較例
20	77	15	8	100	<u>5</u>	1020	15	50	非常差	比較例
21	77	15	8	<u>0.5</u>	<u>5</u>	1020	15	50	非常差	比較例
22	77	15	8	100	<u>5</u>	1020	15	50	非常差	比較例
23	77	15	8	100	55	1020	15	50	良好	實施例
24	77	15	8	100	55	1020	15	50	良好	實施例
25	<u>10</u>	<u>82</u>	8	100	55	<u>460</u>	15	50	非常差	比較例
26	85	7	8	100	55	1060	15	55	良好	實施例
27	77	15	8	<u>0.5</u>	55	1020	15	50	非常差	比較例
28	85	7	8	100	55	1060	15	55	良好	實施例
29	<u>10</u>	<u>82</u>	8	100	55	<u>460</u>	15	50	非常差	比較例
30	85	7	8	100	55	1060	15	55	良好	實施例
31	85	7	8	100	55	1060	15	55	良好	實施例
32	77	15	8	100	55	1020	15	50	良好	實施例

[0168] [表8]

製造 No.	板厚1/4部分的組織					評價				備考
	組織A 體積 分率 (%)	組織B 體積 分率 (%)	組織C 體積 分率 (%)	碳化物 個數密度 (10^6 個/ mm^2)	E系 碳化物 的比率 (%)	TS (MPa)	EL (%)	λ (%)	耐延遲 破壞 特性	
33	85	7	8	100	55	1060	15	55	良好	實施例
34	77	15	8	100	55	1020	15	50	良好	實施例
35	85	7	8	100	55	1060	15	55	良好	實施例
36	77	15	8	100	55	1020	15	50	良好	實施例
37	85	7	8	100	55	1060	15	55	良好	實施例
38	77	15	8	100	55	1020	15	50	良好	實施例
39	85	7	8	100	55	1060	15	55	良好	實施例
40	77	15	8	100	55	1020	15	50	良好	實施例
41	85	7	8	100	55	1060	15	55	良好	實施例
42	77	15	8	100	55	1020	15	50	良好	實施例
43	85	7	8	100	55	1060	15	55	良好	實施例
44	77	15	8	100	55	1020	15	50	良好	實施例
45	85	7	8	100	55	1060	15	55	良好	實施例
46	77	15	8	100	55	1020	15	50	良好	實施例
47	77	15	8	100	55	1020	15	50	良好	實施例
48	85	7	8	100	55	1060	15	55	良好	實施例
49	77	15	8	100	55	1020	15	50	良好	實施例
50	85	7	8	100	55	1060	15	55	良好	實施例
51	77	15	8	100	55	1020	15	50	良好	實施例
52	85	7	8	100	55	1060	15	55	良好	實施例
53					*1					比較例
54					*1					比較例
55					*1					比較例
56					*1					比較例
57					*1					比較例
58					*1					比較例
59					*1					比較例
60					*1					比較例
61					*1					比較例
62					*1					比較例
63					*1					比較例
64					*2					比較例

[0169] 如在表中所顯示，得知在本發明的實施例之鋼板，所析出大量的鐵系碳化物係作為氫陷阱位置之功能而顯著地具有優異的耐延遲破壞特性，而且在組織的相構成亦具有優異的成型性。又，在得知比較例的鋼板，係強度、耐延遲破壞特性、成型性的至少任一者為較差。

產業上之可利用性

[0170] 如前述，依照本發明，能夠提供一種適合作為汽車、建築物、家電製品等的構造構件且拉伸強度為780MPa以上之具有優異的耐延遲破壞特性之鋼板、熔融鍍鋅鋼板、及合金化熔融鍍鋅鋼板、以及該等的製造方法。因此在構造構件製造及利用產業，本發明之利用可能性高。

【符號說明】

(無)

申請專利範圍

1. 一種鋼板，其特徵在於化學成分係以質量%計，含有

C：0.05~0.40%、

Si：0.05~3.00%、

Mn：1.50%以上且小於3.50%、

P：0.04%以下、

S：0.01%以下、

N：0.01%以下、

O：0.006%以下、

Al：0~2.00%、

Cr：0~1.00%、

Mo：0~1.00%、

Ni：0~1.00%、

Cu：0~1.00%、

Nb：0~0.30%、

Ti：0~0.30%、

V：0~0.50%、

B：0~0.01%、

Ca：0~0.04%、

Mg：0~0.04%、及

REM：0~0.04%，剩餘部分係由Fe及不純物所構成，

板厚1/4部分的組織係以體積分率計，含有回火麻

田散鐵：70%以上，以及，肥粒鐵及變韌鐵的1種或2種：

合計小於20%；

在前述板厚1/4部分的組織，以體積分率計，殘留沃斯田鐵為小於10%，新麻田散鐵為10%以下，波來鐵為10%以下，而且前述殘留沃斯田鐵、前述新麻田散鐵及前述波來鐵的合計體積分率為15%以下；

在前述板厚1/4部分之前述回火麻田散鐵中的長徑5nm以上之鐵系碳化物個數密度為 5×10^7 個/mm²以上；

相對於在前述板厚1/4部分之長徑5nm以上之前述鐵系碳化物的個數， ϵ 系碳化物的個數之比率為20%以上，

拉伸強度為780MPa以上。

2. 如請求項1之鋼板，其中前述鋼板的前述化學成分係以質量%計，含有
Cr：0.05~1.00%、
Mo：0.01~1.00%、
Ni：0.05~1.00%、及
Cu：0.05~1.00%的1種或2種以上。
3. 如請求項1或2之鋼板，其中前述鋼板的前述化學成分係以質量%計，含有
Nb：0.005~0.30%、
Ti：0.005~0.30%、及
V：0.005~0.50%的1種或2種以上。
4. 如請求項1或2之鋼板，其中前述鋼板的前述化學成分係以質量%計，含有

- B：0.0001~0.01%。
5. 如請求項1或2之鋼板，其中前述鋼板的前述化學成分係以質量%計，含有
- Ca：0.0005~0.04%、
- Mg：0.0005~0.04%、及
- REM：0.0005~0.04%的1種或2種以上。
6. 如請求項1或2之鋼板，其中前述鐵系碳化物的平均長徑為350nm以下。
7. 一種熔融鍍鋅鋼板，其特徵在於：在如請求項1至6項中任一項之鋼板的表面，形成有Fe為15質量%以下且剩餘部分係由Zn、Al、及不純物所構成之熔融鍍鋅層。
8. 一種合金化熔融鍍鋅鋼板，其特徵在於：在如請求項1至6項中任一項之鋼板的表面，形成有Fe為15質量%以下且剩餘部分係由Zn、Al、及不純物所構成之合金化熔融鍍鋅層。

圖式

1/1

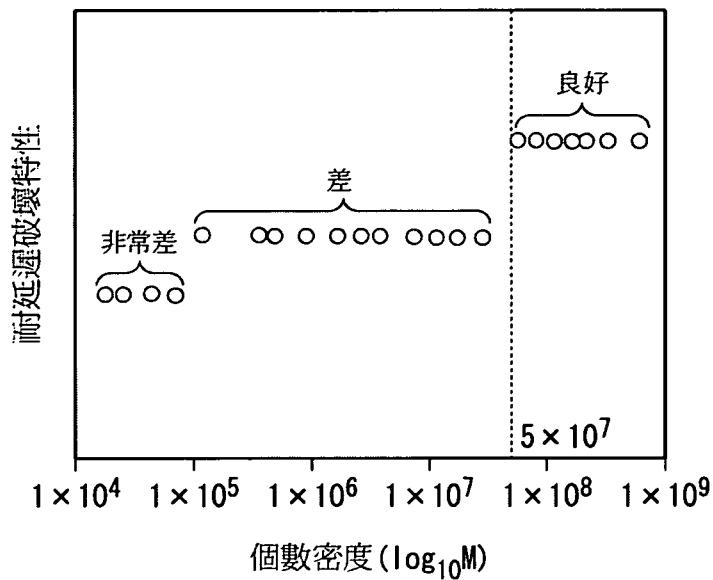


圖1

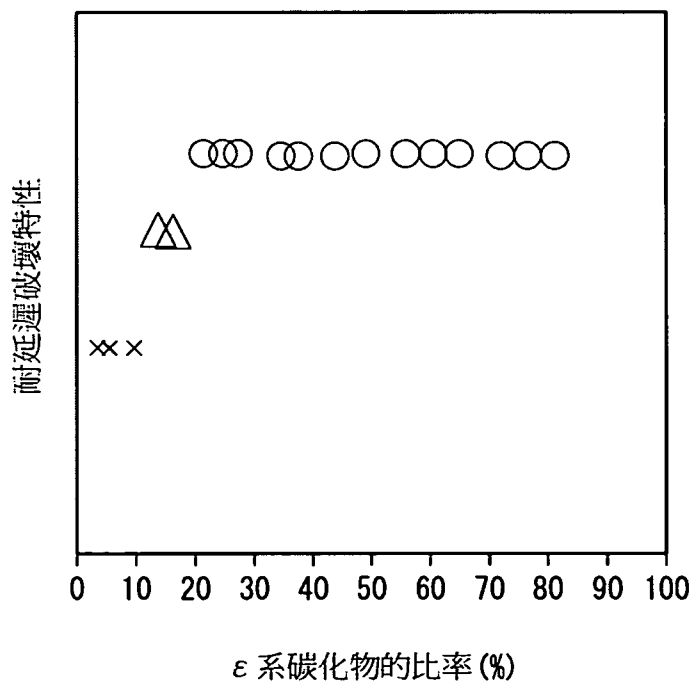


圖2