



(21)申請案號：107139701 (22)申請日：中華民國 107 (2018) 年 11 月 08 日

(51)Int. Cl. : C22C38/06 (2006.01) C22C38/38 (2006.01)
 C22C38/08 (2006.01) C22C38/12 (2006.01)
 C22C38/14 (2006.01) C22C38/16 (2006.01)

(30)優先權：2017/11/08 日本 2017-215829

(71)申請人：日商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：齋藤真衣 SAITO, MAI (JP)；林宏太郎 HAYASHI, KOUTAROU (JP)；上西朗弘 UENISHI, AKIHIRO (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：5 項 圖式數：0 共 39 頁

(54)名稱

鋼板

STEEL SHEET

(57)摘要

本鋼板具有以下化學組成：以質量%計含有 C：0.05~0.30%、Si：0.2~2.0%、Mn：2.0~4.0%、Al：0.001~2.000%、P：0.100%以下、S：0.010%以下、N：0.010%以下、Ti：0~0.100%、Nb：0~0.100%、V：0~0.100%、Cu：0~1.00%、Ni：0~1.00%、Mo：0~1.00%、Cr：0~1.00%、W：0~0.005%、Ca：0~0.005%、Mg：0~0.005%、稀土族元素(REM)：0~0.010%及 B：0~0.0030%，且剩餘部分由 Fe 及不純物所構成；並且金屬組織包含以面積率計為 95%以上之硬質組織與 0~5%之殘留沃斯田鐵；該鋼板之厚度方向截面中，以質量%計之 Mn 含量之上限值 C1 與前述 Mn 含量之下限值 C2 之比 C1/C2 為 1.5 以下；且烘烤硬化量 BH 為 150MPa 以上。

This steel sheet has a chemical composition comprising C: 0.05 to 0.30%, Si: 0.2 to 2.0%, Mn: 2.0 to 4.0%, Al: 0.001 to 2.000%, P: 0.100% or less, S: 0.010% or less, N: 0.010% or less, Ti: 0 to 0.100%, Nb: 0 to 0.100%, V: 0 to 0.100%, Cu: 0 to 1.00%, Ni: 0 to 1.00%, Mo: 0 to 1.00%, Cr: 0 to 1.00%, W: 0 to 0.005%, Ca: 0 to 0.005%, Rare earth metal: 0 to 0.100%, 0 to 0.005%, and B: 0 to 0.0030%, and a balance including Fe and impurities, and has a structure including, by area %, 95% or more of a hard structure and 0 to 5% or a retained austenite, wherein a ratio C1/ C2 of a maximum Mn content C1 to a minimum Mn content C2 in a cross section in a thickness direction is 1.5 or less, and a bake hardening amount is 150MPa or more.

【發明說明書】

【中文發明名稱】

鋼板

【英文發明名稱】

STEEL SHEET

【技術領域】

【0001】本發明與鋼板相關。

本案是依據已於2017年11月8日於日本提申之日本特願2017-215829號主張優先權，並於此援引其內容。

【先前技術】

【0002】發明背景

近年來，為了保護地球環境，而要求提升汽車燃油效率。有關提升汽車燃油效率，對於汽車用鋼板會要求更加高強度化，以確保其安全性並將車體輕量化。作為上述之高強度鋼板，大多使用具有複合組織的複合組織鋼板，且該複合組織鋼板是以組織由麻田散鐵或變韌鐵等硬質組織與柔軟之肥粒鐵組合而成的Dual-Phase鋼(DP鋼)為代表。

【0003】上述DP鋼一般係高合金，因此在熔煉步驟中Mn等合金元素會在相對於板厚方向呈平行之方向上偏析。該偏析部分會因熱軋延或冷軋延而被拉延，連延成帶狀及層狀(以下稱之為微觀偏析)。在DP鋼的情況下，於該微觀偏析的部分中會生成硬質相。其結果，會成為硬質相連延成帶狀的組織。一般皆知，如上述因微觀偏析而產生的硬質相連延成帶狀之組織，會導致擴孔性及彎曲性明顯

劣化。

【0004】作為用以解決DP鋼中因上述微觀偏析所致課題之技術，例如專利文獻1中記載了一種鋼板，其是於熱軋步驟前，在1200℃以上且1300℃以下的溫度區中維持0.5h以上且5h以下以使Mn擴散，藉此將鋼板的板厚方向截面中Mn濃度之上限值C1與下限值C2之比 $C1/C2$ 設為2.0以下。並且，揭示有：於該鋼板中，藉由將 $C1/C2$ 設為2.0以下，可大幅減低延伸凸緣性之參差。

【0005】另一方面，若將鋼板高強度化，其延性會降低，而冷壓製成形就變得困難。因此，會要求一種在成形加工時較為軟質且容易成形，並且於成形加工後在烘烤塗裝時的烘烤硬化量大的胚材。亦即，為了使汽車零件更加高強度化，而要求有烘烤硬化性高之鋼板。所謂烘烤硬化是一種應變時效現象，其係因在高溫(150℃~200℃)烘烤塗裝時，間隙元素(碳或氮)會固定於藉由壓製成形等(以下亦稱為「預應變」)而導入之差排所產生。

然而，如專利文獻1所示之富含肥粒鐵之DP鋼板，一般來說會有烘烤硬化性低的問題。

【0006】作為提升烘烤硬化性之技術，在例如專利文獻2中記載著一種冷軋鋼板，其是以由變韌鐵及麻田散鐵構成之硬質組織作為主要組織，並將肥粒鐵分率限制在5%以下，藉以確保高烘烤硬化量。

【0007】但是，經本發明人等研討後，結果發現：以專利文獻2所記載之冷軋鋼板而言，只要使預應變為1%便

可獲得一定的烘烤硬化性，但若預應變小(例如0.5%)，則無法獲得充分之烘烤硬化性。亦即，以專利文獻2之冷軋鋼板而言，為了獲得高烘烤硬化性，需要提高預應變。

【0008】 先前技術文獻

專利文獻

專利文獻1：日本專利特開2010-065307號公報

專利文獻2：日本專利特開2008-144233號公報

【發明內容】

【0009】 發明概要

發明欲解決之課題

如上所述，在汽車用鋼板中，為了因應今後更高強度化之需求，必須確保優異的烘烤硬化性。另一方面，為了獲得高烘烤硬化性而必須提高預應變時，則無法應用於壓製成形等時之加工度低之構件。另外，若提高預應變，則延性會降低，故難以應用於要求優異延性之構件。

【0010】 本發明是有鑑於上述課題而作成。本發明之課題在於提供一種烘烤硬化性優異之鋼板，即使是0.5%之預應變該鋼板也能獲得充分的烘烤硬化量。

【0011】 用以解決課題之手段

本發明人等為解決上述課題，進行了精闢研討。其結果清楚顯示：偏析有中心偏析與微觀偏析2種，其中在提升烘烤硬化性上，重要的是將組織作成包含95%以上已減低合金元素的微觀偏析且提高差排密度的硬質組織。

以往，包含95%以上的硬質組織之組織中，硬質相不

會生成為帶狀，因此對於微觀偏析幾乎並未加以考慮。然而，本發明人等發現：藉由在包含95%以上的硬質組織之組織中減低微觀偏析，可使藉由預應變導入的差排均一化，並且藉由在製造時提高差排密度，而可提升烘烤硬化性。

【0012】可達成上述目的之本發明鋼板如下。

(1) 本發明一態樣之鋼板，其具有以下化學組成：以質量%計含有C：0.05~0.30%、Si：0.2~2.0%、Mn：2.0~4.0%、Al：0.001~2.000%、P：0.100%以下、S：0.010%以下、N：0.010%以下、Ti：0~0.100%、Nb：0~0.100%、V：0~0.100%、Cu：0~1.00%、Ni：0~1.00%、Mo：0~1.00%、Cr：0~1.00%、W：0~0.005%、Ca：0~0.005%、Mg：0~0.005%、稀土族元素(REM)：0~0.010%及B：0~0.0030%，且剩餘部分由Fe及不純物所構成；並且金屬組織包含以面積率計為95%以上之硬質組織與0~5%之殘留沃斯田鐵；該鋼板之厚度方向截面中，以質量%計之Mn含量之上限值C1與前述Mn含量之下限值C2之比C1/C2為1.5以下；且烘烤硬化量BH為150MPa以上。

【0013】(2)如上述(1)之鋼板，其中前述化學組成以質量%計含有以下元素中之1種或2種以上元素：Ti：0.003~0.100%、Nb：0.003~0.100%及V：0.003~0.100%，並且合計含量亦可為0.100%以下。

【0014】(3)如上述(1)或(2)之鋼板，其中前述化學組

成以質量%計含有以下元素中之1種或2種以上元素：Cu：0.005~1.00%、Ni：0.005~1.00%、Mo：0.005~1.00%及Cr：0.005~1.00%，並且合計含量亦可為1.00%以下。

【0015】 (4)如上述(1)~(3)中任一項之鋼板，其中前述化學組成以質量%計含有以下元素中之1種或2種以上元素：W：0.0003~0.005%、Ca：0.0003~0.005%、Mg：0.0003~0.005%及稀土族元素(REM)：0.0003~0.010%，並且合計含量亦可為0.010%以下。

【0016】 (5)如上述(1)~(4)中任一項之鋼板，其中前述化學組成以質量%計亦可含有B：0.0001~0.0030%。

【0017】 發明效果

根據本發明之上述態樣，藉由控制鋼板中之合金元素的微觀偏析，提高硬質組織中的差排密度，而可提供一種烘烤硬化性優異之鋼板。該鋼板因壓製成形性優異，且在壓製成形後之塗裝時藉由接受烘烤而可更進一步高強度化，故成為適合作為汽車等之結構構件之物。本發明中，所謂烘烤硬化性優異，意指在附加0.5%預應變後，在170℃下進行了20分鐘的熱處理時烘烤硬化量(BH量)為150MPa以上。

【實施方式】

【0018】 發明實施形態

烘烤硬化是一種應變時效現象，其是因在加熱至高溫(150℃~200℃)之際，間隙元素(碳或氮)會固定於藉由預應變而事先導入鋼中之差排所產生。當係汽車用之鋼板

時，則係因塗裝烘烤時，間隙元素(碳或氮)會固定於在成形為零件時因壓製等而導入的差排所產生。

烘烤硬化量可藉由差排密度與固溶碳量來控制，且會因兩參數同時增加而更顯著地顯現。另外，硬質組織的固溶碳較肥粒鐵更多，因此烘烤硬化性會變高。本發明人等係以在以硬質組織為主相之高強度鋼板中更進一步提升烘烤硬化量為目標，而進行了精闢研討。其結果究明：以硬質組織為主相之高強度鋼板，其Si含量或Mn含量比較多，該等合金元素容易偏析，因此藉由預應變而導入的差排不會均一地產生。並且究明：因合金元素的偏析而容易於硬質組織中產生硬度差，因該硬度差之影響，導致烘烤硬化量不會提升。

發明人又進一步研討，結果辨明：硬度差及預應變之不均一性，是起因於凝固時的偏析部分因熱軋延或冷軋延被拉延而產生的微觀偏析。並且，本發明人等發現：藉由減低合金元素的微觀偏析，可使因預應變而導入的差排均一化，並且在製造時提高差排密度，藉此以硬質組織為主相之鋼板的烘烤硬化性便會提升。

又，可知：要減低上述微觀偏析，是以使熱軋條件達最佳化為有效，而要提高差排密度，則以在退火步驟後進行調質軋延為有效。

另外，鑄造時Si或Mn等取代型元素會在板厚中心部的位位置相對於軋延方向呈平行地偏析。一般稱之為中心偏析。因上述之中心偏析，會導致在鋼胚之板厚中心部發生

破裂，或者因合金元素分布得不均一，造成後續之退火步驟中變得難以控制組織，而材質變得不穩定。本發明人等研討之結果發現：就算減低中心偏析，只要未減低微觀偏析，烘烤硬化性就不會提升。另一方面也得知：即使有中心偏析，只要能控制微觀偏析，烘烤硬化性便會提升。

【0019】以下，說明本實施形態之鋼板。

【0020】本發明一實施形態之鋼板(本實施形態之鋼板)是一種烘烤硬化性優異之鋼板，其具有以下化學組成：以質量%計含有C：0.05~0.30%、Si：0.2~2.0%、Mn：2.0~4.0%、P：0.100%以下、S：0.010%以下、Al：0.001~2.000%及N：0.010%以下，且任意含有以下元素：Ti、Nb、V、Cu、Ni、Mo、Cr、W、Ca、Mg、REM及B，且剩餘部分由Fe及不純物所構成；並且金屬組織包含以面積率計為95%以上之硬質組織與0~5%之殘留沃斯田鐵；該鋼板之厚度方向截斷面中，Mn含量之上限值C1(單位：質量%)與下限值C2(單位：質量%)之比 $C1/C2$ 為1.5以下；烘烤硬化量BH顯示為150MPa以上；且拉伸強度TS宜為900MPa以上。

以下，針對化學成分及組織進行說明。

【0021】(I)：化學成分

本實施形態之鋼板，其特徵在於藉由製造方法來控制組織形態這一點上，但為獲得具備優異加工性並且更加提升了烘烤硬化性之鋼板，宜適當調整其化學成分組成。因此，對於本實施形態之鋼板及其製造中所用鋼胚之化學成

分組成進行說明。在以下說明中，鋼板及鋼胚中所含之各元素含量單位「%」，如果沒有特別指明，則是指「質量%」。

【0022】(C：0.05%~0.30%)

C是可提高鋼板之淬火性的元素。並且，C係一種藉由含有於麻田散鐵組織等硬質組織中，而具有提高強度之作用的元素。另外，其亦為具有提高烘烤硬化性作用之元素。為了有效發揮如以上之作用，C含量係設為0.05%以上。且宜設為0.07%以上。

另一方面，若C含量大於0.30%，則熔接性會劣化。因此，C含量是設為0.30%以下，且宜設為0.20%以下。

【0023】(Si：0.2%~2.0%)

為了抑制碳化物之生成以確保烘烤硬化所需之固溶C，Si為必要元素。Si含量若小於0.2%，會有無法獲得充分作用效果的情形。另外，為了使固溶C增加、以使烘烤硬化性優異之鋼板高強度化，Si係必需元素。為了有效發揮此作用，Si含量是設為0.2%以上。更宜設為0.5%以上。

另一方面，若Si含量大於2.0%，不僅表面性狀劣化或含有效果達飽和，成本也會上升。因此，Si含量是設為2.0%以下，且宜設為1.5%以下。

【0024】(Mn：2.0%~4.0%)

Mn是有助於提升淬火性的元素，且是對鋼板之高強度化有用的元素。為了有效發揮上述作用，Mn含量是設為2.0%以上。且宜設為2.3%以上。

另一方面，若含有過多Mn，則會成為因MnS析出而造成低溫韌性低下的原因。故，將Mn含量設為4.0%以下。

【0025】(P：0.100%以下)

P並非必要元素，而是例如作為不純物被含有於鋼中的元素。由熔接性的觀點看來，P含量越低越好。特別是，當P含量大於0.100%時，熔接性會明顯降低。因此，P含量是設為0.100%以下，且宜設為0.030%以下。

另一方面，P含量越少越好而亦可為0%，然而要減低P含量需花費成本，若欲減低到低於0.0001%，成本會明顯上升。因此，P含量亦可設為0.0001%以上。並且，由於P有助於強度的提升，故P含量亦可設為0.0001%以上。

【0026】(S：0.010%以下)

S並非必要元素，而是例如作為不純物被含有於鋼中的元素。由熔接性的觀點看來，S含量越低越好。S含量越高，MnS的析出量越增加，而低溫韌性會越降低。特別是，當S含量大於0.010%時，熔接性明顯降低且低溫韌性明顯降低。因此，S含量是設為0.010%以下，且宜設為0.005%以下。

另一方面，S含量越少越好而亦可為0%，然而要減低S含量需花費成本，若欲減低到低於0.0001%，成本會明顯上升。因此，S含量亦可設為0.0001%以上。

【0027】(Al：0.001%~2.000%)

Al是對於脫氧及提升碳化物形成元素之產率具有效果之元素。為了有效發揮如以上之作用，Al含量是設為

0.001%以上。且宜設為0.010%以上。

另一方面，若Al含量大於2.000%，則熔接性降低，或者氧化物系夾雜物增加而造成表面性狀劣化。因此，Al含量是設為2.000%以下。且宜為1.000%以下。

【0028】 (N：0.010%以下)

N並非必要元素，而是例如作為不純物被含有於鋼中。由熔接性的觀點看來，N含量越低越好。特別是，當N含量大於0.010%時，熔接性會明顯降低。因此，N含量是設為0.010%以下，且宜設為0.006%以下。

另一方面，N含量越少越好而亦可為0%，然而要減低N含量需花費成本，若欲減低到低於0.0001%，成本會明顯上升。因此，N含量亦可設為0.0001%以上。

【0029】 本實施形態之鋼板的基本成分組成如上述，剩餘部分則由Fe以及因原料、資材或製造設備等狀況而被帶入之不純物。此外，本實施形態之鋼板視需要亦可含有以下任意元素。以下任意元素並不一定必須含有，故其下限為0%。

【0030】 (Ti：0.100%以下、Nb：0.100%以下、V：0.100%以下)

Ti、Nb及V是有助於提升強度的元素。因此，亦可含有Ti、Nb或V，或者以該等之任意組合含有多數個。為了充分獲得該效果，Ti、Nb或V之含量、或是該等之2種以上之任意組合的合計含量，宜設為0.003%以上。

另一方面，Ti、Nb或V之含量、或是該等之2種以上

之任意組合的合計含量若大於0.100%，則熱軋延及冷軋延會變得困難。因此，Ti含量、Nb含量、V含量或是該等之2種以上之任意組合的合計含量是設為0.100%以下。亦即，宜將各成分單獨時之限制範圍設為Ti：0.003%~0.100%、Nb：0.003%~0.100%及V：0.003%~0.100%，並且就在任意組合該等時之合計含量而言，亦宜設為0.003~0.100%。

【0031】 (Cu：1.00%以下、Ni：1.00%以下、Mo：1.00%以下、Cr：1.00%以下)

Cu、Ni、Mo及Cr是有助於提升強度的元素。因此，亦可含有Cu、Ni、Mo、Cr或是該等之任意組合。為了充分獲得該效果，Cu、Ni、Mo及Cr之含量，在各成分單獨之情況下是以0.005~1.00%為較佳範圍，而就在任意組合該等之2種以上時之合計含量而言，亦宜滿足0.005%~1.00%。

另一方面，Cu、Ni、Mo及Cr之含量、或是在任意組合該等之2種以上時之合計含量若大於1.00%，則上述作用之效果達飽和而徒增成本。因此，Cu、Ni、Mo及Cr之含量、或是在任意組合該等之2種以上時之合計含量上限是設為1.00%。亦即，宜設為Cu：0.005%~1.00%、Ni：0.005%~1.00%、Mo：0.005%~1.00%及Cr：0.005%~1.00%，並且就在任意組合該等時之合計含量而言，亦以0.005~1.00%為宜。

【0032】 (W：0.005%以下、Ca：0.005%以下、Mg：

0.005%以下、REM：0.010%以下)

W、Ca、Mg及REM係有助於夾雜物之微細分散化且能提高韌性之元素。因此，亦可含有W、Ca、Mg或REM之1種，或以該等之任意組合含有2種以上。為了充分獲得上述效果，W、Ca、Mg及REM之1種或2種以上之任意組合的合計含量宜設為0.0003%以上。

另一方面，W、Ca、Mg及REM之合計含量若大於0.010%，則表面性狀會劣化。因此，W、Ca、Mg及REM之合計含量是設為0.010%以下。亦即，宜為W：0.0003~0.005%、Ca：0.0003~0.005%、Mg：0.0003~0.005%及REM：0.0003~0.010%，該等之任意2種以上之合計含量則宜為0.0003~0.010%。

REM(稀土族元素)是指Sc、Y以及鑷系元素之合計17種類之元素，「REM含量」則意指該等17種元素的合計含量。鑷系元素在工業上是以譬如稀土金屬合金的形態添加。

【0033】(B：0.0030%以下)

B是可提升淬火性的元素，且是對烘烤硬化用鋼板之高強度化有用的元素。B只要含有0.0001%(1ppm)以上即可。

另一方面，B含量即使大於0.0030%(30ppm)上述效果也已達飽和，而會造成成本提高。故，B含量是設為0.0030%以下。且宜為0.0025%以下。

【0034】(II)：鋼之組織

本實施形態之鋼板是以包含硬質組織與殘留沃斯田

鐵之組織為對象。本實施形態之鋼板具有以下一大特徵：藉由控制Mn之微觀偏析並使差排密度上升，以提升烘烤硬化性。針對各組織，說明規定其面積率的理由。

【0035】(硬質組織：95%以上)

本實施形態之鋼板具有以下一大特徵：在其金屬組織中確保硬質組織以面積率計在95%以上。此處，所謂硬質組織是指變韌鐵及麻田散鐵。亦即，本實施形態之鋼板中，變韌鐵與麻田散鐵之合計面積率在95%以上。藉此，可使製造鋼板時之差排密度增大，其結果即可提高烘烤硬化性。為了進一步提高上述效果，較推薦確保硬質組織在97%以上。硬質組織的面積率在99%以上更佳，亦可為100%。

【0036】(殘留沃斯田鐵)

依鋼之成分及製造方法不同，有時會生成微量之殘留沃斯田鐵。前述殘留沃斯田鐵以面積率計若在5%以下，不僅不會影響烘烤硬化性，還可藉由受到變形時的TRIP效果而有助於提升延性。因此，本實施形態之鋼板中，亦可以面積率計在5%以下的範圍中含有殘留沃斯田鐵。

然而，為了進一步提高烘烤硬化性，宜將殘留沃斯田鐵設為以面積率計在3%以下，且較宜設為1%以下，更宜設為0%。

作為硬質組織及殘留沃斯田鐵以外之剩餘部分組織，有時會生成肥粒鐵、波來鐵，但該等以合計面積率(%)計宜設為1%以下，更宜設為0%。

【0037】本實施形態中，硬質組織之面積率是如以下

方式來決定。首先，以與鋼板之軋延方向呈垂直之板厚截面作為觀察面來採取試樣，磨削觀察面並以硝太蝕劑進行腐蝕後，利用SEM(掃描型電子顯微鏡)以5000倍之倍率觀察該鋼板厚度之1/4位置的組織。在 $100\mu\text{m}\times 100\mu\text{m}$ 之視野下進行圖像解析，測定肥粒鐵及波來鐵之面積率。並且，在板寬方向中心上測定5視野，求算該等測定值之平均。此處之肥粒鐵，是指例如：多邊形肥粒鐵、準多邊形肥粒鐵及費德曼肥粒鐵(Widmanstatten ferrite)，而在板晶(lath)內或板晶境界中存在碳化物的情況下，可判斷為變韌鐵或麻田散鐵。

然後，求算殘留沃斯田鐵之面積率。殘留沃斯田鐵之面積分率可利用例如X射線繞射測定來進行特定。在此方法中，是例如以機械研磨及化學研磨去除從鋼板表面起至該鋼板厚度之1/4的部分，並使用MoK α 線作為特性X射線。然後，利用下式，從體心立方晶格(bcc)相之(200)及(211)、以及面心立方晶格(fcc)相之(200)、(220)及(311)的繞射峰之積分強度比算出殘留沃斯田鐵的體積率。並且，視體積率等同於面積率，將其設為面積率。

將從整體(100%)減去藉上述方法求得之肥粒鐵及波來鐵之面積率以及殘留沃斯田鐵之面積率後所得之值設為硬質組織之面積率。

$$\text{【0038】 } S_{\gamma} = (I_{200f} + I_{220f} + I_{311f}) / (I_{200b} + I_{211b}) \times 100$$

【0039】 上述式中， S_{γ} 表示殘留沃斯田鐵面積率， I_{200f} 、 I_{220f} 、 I_{311f} 分別表示fcc相之(200)、(220)、(311)

的繞射峰強度， I_{200b} 、 I_{211b} 則分別表示bcc相之(200)、(211)的繞射峰強度。

【0040】 (C1/C2在1.5以下)

鋼板厚度方向之截面中，Mn濃度之上限值C1(單位：質量%)與下限值C2(單位：質量%)之比C1/C2設為1.5以下。C1/C2更宜為1.3以下。C1/C2在1.5以下時，合金元素的微觀偏析會被抑制，特別是Mn的微觀偏析會受抑制，而使組織變得均一。其結果，可提高烘烤硬化量BH及拉伸強度。

另外，在以硬質組織為主相且將肥粒鐵分率設為5%以下時，不會生成硬質組織連延成帶狀之組織。上述情況下，被認為即使不消解微觀偏析，仍可確保必要之擴孔性及彎曲性。另外，若在硬質組織中消解微觀偏析，則降伏比上升，有成形所需之荷重變大之虞，因此過去在以硬質組織為主體之鋼板中，不曾考慮進行微觀偏析之消解。另一方面，即使是上述這樣的情況，有時候仍無法獲得充分之局部延性。而本實施形態之鋼板中，係藉由將以C1/C2表示之微觀偏析設為1.5以下，以使局部延性提升。

【0041】 以C1/C2表示之Mn的微觀偏析程度是以如下方式測定。

針對鋼板，以可觀察其軋延方向為法線方向之板厚方向截面的方式進行調整後，進行鏡面研磨，利用EPMA(電子探針微分析儀)裝置，在該鋼板之板厚方向截面上，對於包含於從鋼板表面起算在該鋼板厚度之3/8位置起至1/4位

置之區域的板厚方向上 $100\mu\text{m}$ 的範圍，沿鋼板厚度方向從一面側朝另一面側以 $0.5\mu\text{m}$ 間隔測定200點的Mn含量。此時，避開MnS等夾雜物來測定Mn含量。在幾乎含括鋼板截面內的寬度方向整個區域之5條線段上進行同樣的測定，共5條線段上測得之Mn含量中，以最高值作為Mn含量之上限值C1(單位：質量%)，並以最低值作為Mn含量之下限值C2(單位：質量%)，算出比C1/C2。在從鋼板表面起算在該鋼板厚度之 $3/8$ 位置起至 $1/4$ 位置之區域中進行測定，是因為該範圍顯示出鋼板之代表性組織，且是不受中心偏析之影響的範圍之故。

【0042】(拉伸強度TS：900MPa以上)

本實施形態之鋼板的拉伸強度以900MPa為宜。將拉伸強度設為900MPa以上，是為了滿足汽車車體輕量化之要求之故。拉伸強度TS較佳為1000MPa以上，更佳是在1100MPa以上。

【0043】(烘烤硬化量BH：150MPa以上)

本實施形態之鋼板中，是將經附加0.5%之預應變並於 170°C 下進行20分鐘之熱處理後的烘烤硬化量BH設為150MPa以上。

烘烤硬化量BH若小於150MPa，則不易成形且成形後之強度低，故稱不上是優異的烘烤硬化性。因此，BH是設為150MPa以上。且較佳是在200MPa以上，最佳是在250MPa以上。

另外，若使預應變增多，則烘烤硬化量會變多。然而，

若為了使烘烤硬化量變多而增加預應變，則烘烤硬化後之鋼板的延性會降低。在本實施形態之鋼板中，經附加屬較小預應變的0.5%之預應變後，烘烤硬化量為150MPa以上。

【0044】 烘烤硬化量BH之測定方法如以下。

首先，從鋼板製出JIS Z 2241：2011所規定之5號試片，且該試片是以與前述鋼板之軋延方向成直角之方向作為長邊方向。接著，對該試片賦予拉伸荷重以附加0.5%之預應變後，在170℃下進行20分鐘之熱處理。接著，求算將熱處理後之試片再拉伸時的降伏應力，再求算從該降伏應力扣除附加0.5%預應力時的應力而得之值，並以該值作為烘烤硬化量BH。

【0045】 (III)：製造方法

接下來說明本實施形態之鋼板之製造方法。以下說明是意欲例示用以製造上述本實施形態之鋼板的特徵性方法，並非意欲將本實施形態之鋼板限定於利用如以下說明之製造方法而製造者。

本實施形態之鋼板之製造方法中，是依序進行以下步驟：

(I)均質化步驟，進行具有上述化學組成之鋼胚的多軸變形加工；

(II)軋延步驟，進行熱軋延及冷軋延；

(III)退火步驟及調質軋延步驟。

軋延步驟中，亦可在冷軋延之前進行酸洗。本實施形態之鋼板之製造方法中，是進行多軸變形加工以取代於熱

軋延中一般會進行之粗軋延。多軸變形加工中，不僅對鋼胚的厚度方向，也對鋼胚之寬度方向進行壓縮變形加工，因此可消解合金元素(特別是Mn)的微觀偏析。

【0046】(均質化步驟)

供應至均質化步驟之鋼胚，可利用例如轉爐或電爐等來熔煉上述化學組成之熔鋼，並利用連續鑄造法來製造。也可以採用造塊法、薄扁鋼胚鑄造法等來取代連續鑄造法。

【0047】在供應至多軸變形加工之前，將鋼胚加熱至 $1000^{\circ}\text{C} \sim 1300^{\circ}\text{C}$ 。鋼胚之加熱溫度若低，精整軋延溫度就會低於 A_{c3} 變態點，而變成在肥粒鐵及沃斯田鐵之二相區中實施多軸變形加工及其後之軋延，導致熱軋板組織有時會成為非均質的混粒組織。該情況下，即使經過冷軋及退火步驟，也無法消解非均質組織。

另外，即使鋼胚加熱溫度高於 1300°C ，消解合金元素偏析之效果也已達飽和。因此，鋼胚加熱溫度之上限設為 1300°C 以下即可。

加熱保持時間並無特別限定，為了使至鋼胚中心部也達預定溫度，宜保持在加熱溫度30分鐘以上。而為了抑制過度之氧化皮耗損，加熱保持時間宜為10小時以下，5小時以下更佳。

【0048】對加熱後的鋼胚進行多軸變形加工。在多軸變形加工中，對 $1000^{\circ}\text{C} \sim 1250^{\circ}\text{C}$ 之鋼胚進行寬度方向之壓縮變形加工及厚度方向之壓縮變形加工。此處，所謂鋼胚之寬度方向是與作為產品之鋼板的板寬方向相對應之方

向，所謂鋼胚之厚度方向則是與作為產品之鋼板的板厚方向相對應之方向。藉由多軸變形加工，可使鋼胚中之Mn等合金元素濃化後之部位被細分化，或可導入晶格缺陷。因此，多軸變形加工中合金元素的微觀偏析會受到抑制，而可獲得極為均質之組織。並且，是以鋼胚寬度方向之壓縮變形加工特別有效果。亦即，藉由多軸變形加工，在寬度方向上連接而存在之合金元素的濃化部會被微細地分斷，使得合金元素均一地分散。其結果，便可在短時間內實現僅以長時間加熱而導致之合金元素擴散所無法實現之組織均質化。

多軸變形加工是例如進行寬度方向之壓縮變形加工及厚度方向之壓縮變形加工。

【0049】 多軸變形加工宜在1000~1250℃之溫度區中進行。多軸變形加工時的鋼胚溫度若低於1000℃，則會變成在肥粒鐵及沃斯田鐵之二相區中實施多軸變形加工，而在鋼板之金屬組織中有時會析出肥粒鐵，故不宜。另外，多軸變形加工時的鋼胚溫度就算高於1250℃，合金元素之偏析效果也已達飽和，故上限設為1250℃以下即可。亦即，多軸變形加工時的最高溫度為1250℃以下，最低溫度則為1000℃以上。

【0050】 每1次寬度方向之壓縮變形加工的變形率若小於3%，則因塑性變形導入之晶格缺陷量會不夠充分，無法抑制合金元素之偏析。因此，每1次寬度方向之壓縮變形加工的變形率設為3%以上，且宜設為10%以上，更宜設

為30%以上。

另一方面，如果每1次寬度方向之壓縮變形加工的變形率大於50%，便會發生鋼胚破裂，或者鋼胚形狀會變得不均一而導致以熱軋延所得之熱軋鋼板的尺寸精確度降低。因此，每1次寬度方向之壓縮變形加工的變形率是設為50%以下，且宜設為40%以下。

【0051】 每1次厚度方向之壓縮變形加工的變形率若小於3%，則因塑性變形導入的晶格缺陷量會不夠充分，無法抑制合金元素的偏析。又，因為形狀不良，在熱軋延之際恐有鋼胚對軋輥的軋入不良之虞。因此，每1次厚度方向之壓縮變形加工的變形率是設為3%以上，且宜設為10%以上，更宜設為30%以上。

另一方面，如果每1次厚度方向之壓縮變形加工的變形率大於50%，便會發生鋼胚破裂，或者鋼胚形狀會變得不均一而導致以熱軋延所得之熱軋鋼板的尺寸精確度降低。因此，每1次厚度方向之壓縮變形加工的變形率是設為50%以下，且宜設為40%以下。

【0052】 寬度方向變形率與厚度方向變形率之差若過大，則在與變形率小的方向為垂直之方向上Mn等之合金元素不會充分擴散，而無法充分減低硬質組織中之微觀偏析。特別是在變形率之差大於20%的情況下，微觀偏析難以消解。因此，寬度方向與厚度方向之間的變形率之差宜設為20%以下。

【0053】 只要至少進行1次多軸變形加工(寬度方向

加工及厚度方向加工各1次)，便可抑制合金元素的偏析。然而，藉由重覆多軸變形加工，抑制合金元素偏析的效果會變得明顯。因此，多軸變形加工次數是設為1次以上，且宜設為2次以上。進行2次以上的多軸變形加工時，在多軸變形加工之間亦可將鋼胚再加熱至1000℃~1250℃之溫度區。

另一方面，若多軸變形加工次數大於5次，則會徒使製造成本增加，或使氧化皮耗損增加而導致產率降低。此外，會有鋼胚厚度變得不均一而難以熱軋延的情況。因此，多軸變形加工次數宜設為5次以下，更宜設為4次以下。

【0054】 多軸變形加工之變形率是以如下方式定義。對鋼胚進行1次伴有對寬度方向及厚度方向的壓縮變形加工之多軸變形加工時的變形率，是根據該多軸變形加工前之鋼胚寬度尺寸 w_1 及厚度尺寸 t_1 、與該多軸變形加工後之鋼胚寬度尺寸 w_2 及厚度尺寸 t_2 ，由以下算式求算變形率。另外，進行多數次多軸變形加工時，則由各個多軸變形加工的加工前後的寬度尺寸及厚度尺寸來求算變形率。

$$\text{【0055】 寬度方向的變形率(\%)} = (w_2 - w_1) / w_1 \times 100$$

$$\text{厚度方向的變形率(\%)} = (t_2 - t_1) / t_1 \times 100$$

【0056】 (軋延步驟)

進行熱軋延，以作為對於多軸變形加工後之鋼胚的精整軋延。另外，對熱軋延後之熱軋鋼板，在視需要進行酸洗後進行冷軋延。本實施形態之鋼板之製造方法中，作為熱軋延，並不進行所謂的粗軋延而是對多軸變形加工後之

鋼胚進行精整軋延。

【0057】作為熱軋延，是以多軸變形加工後之鋼胚作為胚材，將該鋼胚加熱至 1000°C 以上，並且將總軋縮率(累積軋縮率)設為 50% 以下且將熱軋延結束溫度(FT)設為 800°C 以上，而對經加熱後之鋼胚進行熱軋延。其後，進行空氣冷卻，並在 500°C 以上且 700°C 以下之捲取溫度(CT)下進行捲取。藉由以上述條件進行熱軋延，因多軸變形加工而被細分化之Mn會更加擴散，進而可消解Mn的微觀偏析。

總軋縮率若大於 50% ，則沃斯田鐵會延伸且Mn會濃化，而微觀偏析無法消解。因此，總軋縮率是設為 50% 以下。熱軋延結束溫度若在 800°C 以下，則再結晶會變得不充分，殘留未再結晶之沃斯田鐵，導致Mn濃化，而微觀偏析無法消解。因此，熱軋延結束溫度是設為 800°C 以上，且宜設為 850°C 以上。

另外，若捲取溫度高於 700°C ，則會生成波來鐵且Mn會濃化，而微觀偏析無法消解。因此，捲取溫度是設為 700°C 以下，且宜設為 650°C 以下。另一方面，捲取溫度若低於 500°C ，則捲取時合金元素不會擴散，Mn之微觀偏析無法消解。因此，捲取溫度是設為 500°C 以上，且宜設為 550°C 以上。

【0058】作為冷軋延，以將組織均質化、微細化之觀點來看，冷軋延之總軋縮率宜設為 50% 以上。

【0059】(連續退火步驟)

對歷經上述軋延步驟而獲得之鋼板(冷軋鋼板)施行退火處理。退火，是加熱至 A_{c3} 以上且在 1200°C 以下之溫度區，並保持 $10\sim 1000$ 秒。退火溫度是鋼板之表面溫度。該溫度範圍與退火時間是為了使鋼板整體變態為沃斯田鐵。

退火時間若大於 1000 秒則生產性會變差。因此，退火時間是設為 $10\sim 1000$ 秒。退火溫度若低於 A_{c3} 或是退火時間若少於 10 秒，則變得容易析出肥粒鐵。而退火溫度若高於 1200°C ，沃斯田鐵粒徑便會粗大化，且會生成板晶寬度大之硬質組織，而韌性會降低。

另外， A_{c3} 點是依據下列算式計算。在下列算式的元素符號中代入該元素之質量%。關於未含有之元素則代入 0 質量%。

$$\begin{aligned} \text{【0060】 } A_{c3} &= \\ &937-477\times C+56\times Si-20\times Mn-16\times Cu-27\times Ni-5\times Cr+38\times Mo \\ &+125\times V+136\times Ti-19\times Nb+198\times Al+3315\times B \end{aligned}$$

【0061】在退火溫度(均熱溫度)保持 $10\sim 1000$ 秒後，以 $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上之平均冷卻速度進行冷卻。為了凍結組織且有效率地引起麻田散鐵變態，平均冷卻速度越快越好。若小於 $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ ，會生成肥粒鐵，而無法控制成所欲組織。因此，平均冷卻速度是設為 $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上。且宜為 $40^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上。

為了使硬質組織充分生成，冷卻停止溫度是設為 400°C 以下。之後，為了提升韌性，亦可將硬質組織回火。為了回火，亦可在 400°C 以下停止冷卻，以空氣冷卻等進

行 $0.5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下之緩冷卻，或者亦可進行在 $200\sim 400^{\circ}\text{C}$ 之溫度範圍中保持 $10\sim 1000$ 秒之加熱保持步驟。

【0062】 平均冷卻速度是如以下所得之值：將從冷卻開始時至冷卻結束時之鋼板溫度下降幅度除以從冷卻開始時至冷卻結束時所需之時間。所謂冷卻開始時是設為例如將鋼板導入冷卻設備時，所謂冷卻結束時則設為將鋼板從冷卻設備導出時。上述冷卻結束溫度是剛從冷卻設備導出後的鋼板表面溫度。另外，冷卻宜為以水作為冷卻介質之冷卻。

【0063】 (整面軋延(skin-pass rolling)步驟)

對冷卻後之鋼板進行最終整面軋延。藉此，可提高差排密度，並提高烘烤硬化性。為了將應變均一地導入鋼板，軋縮率是設為 0.1% 以上。另一方面，軋縮率若變高，則難以控制板厚，因此是以 0.5% 為上限。基於以上理由，將整面軋延步驟之軋縮率設為 0.1% 以上且在 0.5% 以下。

如此一來，便可製造本發明實施形態之鋼板。

【0064】 另外，上述實施形態，不論何者皆僅僅只是在實施本發明時之具體化例示，而非藉由其等來限定解釋本發明之技術範圍。亦即，只要不脫離本發明技術思想或其主要特徵，則可以各種形態實施本發明。

【0065】 實施例

接下來，說明本發明之實施例。實施例中之條件是為了確認本發明之可實施性及效果而採用之一條件例，本發明並不限於此一條件例。只要不脫離本發明要旨而可達成

本發明之目的，本發明即可採用各種條件。

【0066】製造具有表1所示化學組成之鋼胚，將鋼胚在1000°C以上且1300°C以下之溫度下加熱1.0~1.5小時後，以表2-1所示條件進行多軸變形加工(惟，被測材No.24、26為單方向之壓縮變形)。表2-1中，是以最高溫度及最低溫度來顯示多軸變形加工時之鋼胚溫度。接著，將鋼胚再加熱至1250°C，並以表2-1所示條件進行熱軋延而製得熱軋鋼板。在熱軋延中，依表2-1所示之總軋縮率來進行熱軋延，並在捲取後，保持在捲取溫度下1小時。表2-1中，FT是熱軋延完工結束溫度，CT是捲取溫度，且分別為鋼板之表面溫度。其後，進行熱軋鋼板之酸洗，並以表2-2所示軋縮率進行冷軋延，製得冷軋鋼板。接著，以表2-2所示溫度及時間進行連續退火，並以表2-2所示平均冷卻速度冷卻至400°C以下。一部分則在冷卻停止後進行了加熱保持。接著，進行調質軋延。表1中的底線表示該數值超出所欲範圍外。表2-1、表2-2所示各溫度為鋼板之表面溫度。

表2-2之 A_{c3} 是利用以下算式計算。在下列算式的元素符號中代入該元素之質量%。關於未含有之元素則代入0(質量%)。

$$\begin{aligned} \text{【0067】 } A_{c3} &= \\ &937-477\times C+56\times Si-20\times Mn-16\times Cu-27\times Ni-5\times Cr+38\times Mo \\ &+125\times V+136\times Ti-19\times Nb+198\times Al+3315\times B \end{aligned}$$

【0068】 [表1]

鋼種														化學組成 (單位：質量% · 剩餘部分為Fe及不純物)													
C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	V	Cu	Ni	Mo	Cr	W	Ca	Mg	REM	B	Ac3								
A	0.10	1.0	2.1	0.011	0.004	0.020	0.003													907							
B	0.13	1.0	2.2	0.012	0.004	0.020	0.003	0.030												895							
C	0.16	1.0	6.0	0.010	0.004	0.020	0.003													801							
D	0.10	1.0	3.0	0.011	0.004	0.020	0.003					0.005								889							
E	0.20	1.2	2.2	0.012	0.004	0.020	0.003			0.01										869							
F	0.20	1.2	2.0	0.012	0.004	0.020	0.003		0.004											873							
G	0.03	1.0	2.4	0.011	0.004	0.020	0.003													935							
H	0.15	0.003	2.4	0.010	0.003	0.020	0.003													822							
I	0.14	0.5	2.5	0.010	0.003	0.020	0.003	0.005	0.005											853							
J	0.17	1.8	2.6	0.009	0.004	0.020	0.003								0.002					909							
K	0.16	1.8	0.05	0.010	0.003	0.020	0.003													964							
L	0.13	1.0	2.2	0.012	0.003	0.020	0.003						0.004							891							
M	0.14	1.1	2.2	0.012	0.004	0.020	0.003							0.005						892							
N	0.25	1.0	2.4	0.011	0.004	0.020	0.003													830							
O	0.13	1.0	2.2	0.012	0.004	0.020	0.003									0.002	0.002			891							
P	0.13	1.0	2.3	0.011	0.004	0.020	0.003											0.0021		896							
Q	0.30	1.5	2.0	0.011	0.002	0.035	0.003													845							
R	0.13	1.0	2.3	0.011	0.004	0.020	0.003				0.01									889							
S	0.10	1.1	2.6	0.011	0.004	0.900	0.003	0.01					0.01							1077							

【0069】[表2-1]

被測材 No.	鋼種	多軸變形加工						熱軋延			
		加熱 溫度 (°C)	加熱 時間 (小時)	多軸變形 加工次數 (次)	多軸變形 加工時 最高溫度 (°C)	多軸變形 加工時 最低溫度 (°C)	來自板寬 方向之 壓縮變形率 (%)	來自板厚 方向之 壓縮變形率 (%)	總 軋縮率 (%)	FT (°C)	GT (°C)
1	A	1250	1.0	3	1240	1050	35	30	40	901	650
2	A	1200	1.5	3	1190	1010	35	30	45	887	600
3	B	1250	1.0	3	1240	1050	35	30	45	887	600
4	C	1250	1.0	2	1240	1130	35	30	45	892	650
5	D	1300	1.0	4	1240	1020	35	30	45	890	650
6	E	1250	1.0	5	1240	1010	35	30	45	902	650
7	E	1250	1.0	3	1240	1050	35	30	45	902	650
8	E	1250	1.0	3	1240	1050	35	30	45	901	650
9	F	1250	1.0	3	1240	1050	35	30	45	899	650
10	F	1250	1.0	3	1240	1050	35	30	45	887	650
11	G	1250	1.0	3	1240	1050	35	30	45	885	650
12	H	1000	1.0	3	1240	1050	35	30	45	885	650
13	I	1250	1.0	3	1240	1050	35	30	45	886	650
14	I	1250	1.0	3	960	740	35	30	45	886	650
15	I	1250	1.0	3	1230	1050	35	30	45	886	400
16	J	1250	1.0	3	1240	1050	35	30	45	890	650
17	K	1250	1.0	3	1240	1050	35	30	45	885	650
18	L	1250	1.0	3	1240	1050	35	30	45	886	650
19	L	1200	1.5	1	1240	1050	2	30	45	890	650
20	M	1200	1.5	3	1240	1050	35	30	45	890	650
21	N	1200	1.5	3	1240	1050	35	30	45	885	650
22	O	1250	1.0	3	1240	1050	35	30	45	886	650
23	O	1250	1.0	3	1240	1050	35	30	75	886	650
24	O	1250	1.0	無	1240	1050	-	40	45	886	650
25	P	1250	1.0	3	1240	1050	35	30	45	886	650
26	Q	1250	1.0	無	1240	1050	-	40	45	878	650
27	Q	1250	1.0	3	1240	1100	3	30	50	870	650
28	R	1250	1.0	3	1240	1050	35	30	45	886	650
29	R	1250	1.0	3	1240	1050	35	30	45	750	650
30	R	1250	1.0	3	1240	1050	35	30	45	886	750
31	S	1250	1.0	3	1240	1050	30	30	50	890	650

【0070】[表2-2]

被測材 No.	冷軋延	退火							調質軋延
	冷軋率 (%)	Ac3 (°C)	退火 溫度 (°C)	退火 時間 (秒)	冷卻 速度 (°C/s)	冷卻 停止 溫度 (°C)	低溫 保持 溫度 (°C)	低溫 保持 時間 (秒)	整面軋延 (%)
1	55	907	920	300	50	80	-	-	0.4
2	65	907	920	200	50	400	300	300	無
3	65	895	950	200	50	400	300	300	0.4
4	65	801	900	200	50	200	-	-	0.4
5	65	889	900	200	50	350	300	300	0.4
6	55	869	900	200	50	200	-	-	0.4
7	55	869	700	200	50	400	300	300	0.4
8	60	869	900	1	50	400	300	300	0.4
9	60	873	900	200	50	400	300	300	0.4
10	60	873	900	200	2	350	300	300	0.4
11	65	935	950	200	50	400	300	200	0.4
12	65	822	900	200	50	350	300	200	0.4
13	50	853	900	200	50	400	300	200	0.4
14	55	853	900	200	50	380	300	300	0.4
15	50	853	900	200	50	350	300	200	0.4
16	60	909	920	200	50	350	300	300	0.4
17	50	964	970	200	50	400	300	200	0.4
18	60	891	900	300	50	100	-	-	0.4
19	50	891	900	300	50	200	-	-	0.4
20	50	892	900	200	50	350	300	300	0.4
21	55	830	900	200	200	350	300	300	0.4
22	60	891	900	200	50	50	-	-	0.4
23	60	891	900	200	50	100	-	-	0.4
24	60	891	900	200	50	100	-	-	0.4
25	50	896	900	200	50	350	300	300	0.4
26	55	845	900	200	50	300	270	300	無
27	50	845	900	200	50	100	-	-	0.4
28	50	889	900	200	50	350	300	300	0.4
29	50	889	900	200	50	350	300	300	0.4
30	50	889	900	200	50	350	300	300	0.4
31	50	1077	1090	200	50	350	300	300	0.4

【0071】觀察所獲得之冷軋鋼板鋼組織，求算硬質組織之面積率及沃斯田鐵與其他組織(肥粒鐵、波來鐵)之面積率。

各組織之面積率是以如下方式決定。

以與鋼板之軋延方向呈垂直之板厚截面作為觀察面來採取試樣，磨削觀察面並以硝太蝕劑進行腐蝕後，利用SEM(掃描型電子顯微鏡)以5000倍之倍率觀察了鋼板厚度之1/4位置的組織。在 $100\mu\text{m}\times 100\mu\text{m}$ 之視野下進行圖像解析，測定出肥粒鐵與波來鐵之面積率。在板寬方向中心上測定5視野，並求出該等測定值之平均。

【0072】其後，求出殘留沃斯田鐵之面積率。

沃斯田鐵之面積率是利用X射線繞射法用以下方式來測定。以機械研磨及化學研磨去除從鋼板表面起至該鋼板厚度之1/4的部分，並使用了 $\text{MoK}\alpha$ 線作為特性X射線。然後，利用下式，從體心立方晶格(bcc)相之(200)及(211)、以及面心立方晶格(fcc)相之(200)、(220)及(311)的繞射峰之積分強度比算出殘留沃斯田鐵的體積率，並將其視為面積率。下述式中， $S\gamma$ 表示殘留沃斯田鐵之面積率， I_{200f} 、 I_{220f} 、 I_{311f} 分別表示fcc相之(200)、(220)、(311)的繞射峰強度， I_{200b} 、 I_{211b} 則分別表示bcc相之(200)、(211)的繞射峰強度。

$$\text{【0073】 } S\gamma = (I_{200f} + I_{220f} + I_{311f}) / (I_{200b} + I_{211b}) \times 100$$

【0074】從整體減去藉上述方法求得之肥粒鐵及波來鐵之面積率、以及殘留沃斯田鐵面積率，而獲得硬質組

織之面積率。

將結果顯示於表3。

【0075】進一步，測定出所獲得之冷軋鋼板的拉伸強度TS、致斷延伸率EL及烘烤硬化量BH。在拉伸強度TS、致斷延伸率EL及烘烤硬化量BH之測定中，採取令與軋延方向成直角的方向為長邊方向之JIS5號拉伸試片，並依據JIS Z 2241：2011進行了拉伸試驗。

BH是設為如以下所得之值：從將經附加0.5%預應變後在170℃下進行了20分鐘熱處理的試片進行再拉伸時的降伏應力，扣除附加0.5%預應變時的應力。該鋼板是對於0.5%預應變下之BH具有高烘烤硬化性之鋼板。藉由採用0.5%預應變下之BH作為評估指標，即可確保將該鋼板作成零件成形品後之延性。

並且，拉伸強度若在900MPa以上，則判斷為已獲得用以滿足汽車車體輕量化之要求的較佳強度。且較佳為1000MPa以上，更佳為1100MPa以上。

另外，在設想會進行壓製成形等的情況下，延伸率宜為10%以上。

另外，關於BH，小於150MPa時會難以成形且成形後之強度會變低，因此若在150MPa以上則判斷為烘烤硬化性優異。且更佳為200MPa以上，最佳為250MPa以上。

表3中的底線表示該數值超出所欲範圍外。

【0076】以C1/C2表示之Mn的微觀偏析程度是以如下方式測定。針對鋼板，以可觀察其軋延方向為法線方向

之板厚方向截面的方式進行調整後，進行鏡面研磨，利用EPMA(電子探針微分析儀)裝置，在該鋼板之厚度方向截面上，對於距離鋼板表面在該鋼板厚度之 $3/8$ 位置起至 $1/4$ 位置之區域中所包含的板厚方向 $100\mu\text{m}$ 的範圍，沿鋼板厚度方向從一面側朝另一面側以 $0.5\mu\text{m}$ 間隔測定200點的Mn含量。此時，避開MnS等夾雜物來測定Mn含量。在幾乎含括鋼板截面內的寬度方向整個區域之5條線段上進行同樣的測定，共5條線段上測得之Mn含量中，以最高值作為Mn含量之上限值C1(單位：質量%)，並以最低值作為Mn含量之下限值C2(單位：質量%)，算出比 $C1/C2$ 。

【0077】[表3]

被測材 No.	機械特性値			鋼組織				備註
	TS (MPa)	El (%)	BH (MPa)	麻田散鐵 面積率 (%)	殘留沃斯田鐵 面積率 (%)	其他組織 之面積率 (%)	Mn 濃度比 C1/C2	
1	1289	11	220	98	2	0	1.3	發明例
2	1331	9	<u>143</u>	98	2	0	1.2	比較例
3	1221	10	292	97	3	0	1.1	發明例
4	1150	11	<u>140</u>	<u>90</u>	<u>10</u>	0	1.3	比較例
5	1189	11	189	96	4	0	1.2	發明例
6	1175	10	201	98	2	0	1.2	發明例
7	655	10	<u>49</u>	<u>10</u>	0	90	1.4	比較例
8	902	15	<u>121</u>	<u>50</u>	0	50	1.2	比較例
9	1145	10	205	95	5	0	1.4	發明例
10	674	14	<u>65</u>	<u>5</u>	0	95	1.3	比較例
11	848	34	<u>40</u>	<u>10</u>	0	90	1.2	比較例
12	1231	10	<u>123</u>	98	2	0	1.4	比較例
13	1147	11	187	97	3	0	1.3	發明例
14	1159	11	<u>138</u>	97	3	0	<u>1.7</u>	比較例
15	1221	11	<u>122</u>	97	3	0	<u>1.8</u>	比較例
16	1324	9	189	98	2	0	1.4	發明例
17	789	20	<u>55</u>	<u>9</u>	0	91	1.3	比較例
18	1199	10	203	96	4	0	1.2	發明例
19	1187	10	<u>137</u>	97	3	0	<u>1.6</u>	比較例
20	1248	10	198	97	3	0	1.3	發明例
21	1318	11	301	100	0	0	1.2	發明例
22	1189	11	202	97	3	0	1.4	發明例
23	1172	12	<u>113</u>	97	3	0	<u>1.8</u>	比較例
24	1207	10	<u>141</u>	96	4	0	<u>2.1</u>	比較例
25	1254	10	250	99	1	0	1.3	發明例
26	1454	10	<u>142</u>	98	2	0	<u>2.0</u>	比較例
27	1410	10	302	99	1	0	1.3	發明例
28	1211	10	242	98	2	0	1.4	發明例
29	1199	12	<u>143</u>	98	2	0	<u>1.8</u>	比較例
30	1175	12	<u>139</u>	99	1	0	<u>1.9</u>	比較例
31	1110	13	181	99	1	0	1.4	發明例

【0078】 [評估結果]

如表3所示，在本發明範圍內之試樣No.1、3、5、6、9、13、16、18、20~22、25、27、28、31，可獲得優異拉伸強度與BH。不論何者拉伸強度皆在900MPa以上且BH皆在150MPa以上，而顯示出高強度且烘烤硬化性優異。另外，本發明例中，並未觀察到麻田散鐵及沃斯田鐵以外的相或組織。

【0079】 另一方面，試樣No.2中並未進行最終整面(skin pass)步驟，故組織中的差排密度低，BH低。

試樣No.4中，殘留沃斯田鐵過多，故麻田散鐵之烘烤硬化無法充分發揮，BH低。

試樣No.7中，退火溫度過低，故生成大量肥粒鐵，BH低。並且，TS亦低。

試樣No.8中，退火時間過短，故生成大量肥粒鐵，BH低。

試樣No.10中，退火後之冷卻速度過慢，故無法充分獲得硬質組織，BH低。並且，TS亦低。

試樣No.11中，C含量少且BH低。

試樣No.12中，Si含量少且BH低。

試樣No.14中，多軸變形加工之溫度區低，故產生Mn微觀偏析，BH低。

試樣No.15中，捲取溫度低。其結果，Mn並未充分擴散而產生微觀偏析，BH低。

試樣No.17中，Mn含量過少，故BH低。並且，TS亦

低。

試樣No.19中，多軸變形加工之變形率低。其結果，產生Mn微觀偏析，而BH低。

試料No.23中，精整軋延之總軋縮率高。其結果，沃斯田鐵延伸，產生Mn微觀偏析，而BH低。

試樣No.24中，並未進行多軸變形加工就直接軋延鋼胚。其結果，產生Mn微觀偏析，而BH低。

試樣No.26中，並無多軸變形加工步驟及最終整面步驟。其結果，產生Mn微觀偏析，差排密度低，而BH低。

試樣No.29中，熱軋延結束溫度低。其結果，在未再結晶沃斯田鐵之部分中產生Mn微觀偏析，而BH低。

試樣No.30中，捲取溫度高。其結果，生成波來鐵，產生Mn微觀偏析，而BH低。

【0080】產業上之可利用性

本發明之鋼板特別可在汽車產業領域中作為汽車結構材料之原板來加以利用。



201923104

【發明摘要】**【中文發明名稱】**

鋼板

【英文發明名稱】

STEEL SHEET

【中文】

本鋼板具有以下化學組成：以質量%計含有 C：0.05~0.30%、Si：0.2~2.0%、Mn：2.0~4.0%、Al：0.001~2.000%、P：0.100%以下、S：0.010%以下、N：0.010%以下、Ti：0~0.100%、Nb：0~0.100%、V：0~0.100%、Cu：0~1.00%、Ni：0~1.00%、Mo：0~1.00%、Cr：0~1.00%、W：0~0.005%、Ca：0~0.005%、Mg：0~0.005%、稀土族元素(REM)：0~0.010%及B：0~0.0030%，且剩餘部分由Fe及不純物所構成；並且金屬組織包含以面積率計為95%以上之硬質組織與0~5%之殘留沃斯田鐵；該鋼板之厚度方向截面中，以質量%計之Mn含量之上限值C1與前述Mn含量之下限值C2之比C1/C2為1.5以下；且烘烤硬化量BH為150MPa以上。

【英文】

This steel sheet has a chemical composition comprising C: 0.05 to 0.30%, Si: 0.2 to 2.0%, Mn: 2.0 to 4.0%, Al: 0.001 to 2.000%, P: 0.100% or less, S: 0.010% or less, N: 0.010% or less, Ti: 0 to 0.100%, Nb: 0 to 0.100%, V: 0 to 0.100%, Cu: 0 to 1.00%, Ni: 0 to 1.00%, Mo: 0 to 1.00%, Cr: 0 to 1.00%, W: 0 to 0.005%, Ca: 0 to 0.005%, Rare earth metal: 0 to 0.100%, 0 to 0.005%, and B: 0 to 0.0030%, and a balance including Fe and impurities, and has a structure including, by area %, 95% or more of a hard structure and 0 to 5% or a retained austenite, wherein a ratio C1/C2 of a maximum Mn content C1 to a minimum Mn content C2 in a cross section in a thickness direction is 1.5 or less, and a bake hardening amount is 150MPa or more.

【指定代表圖】(無)

【代表圖之符號簡單說明】

無

【特徵化學式】

無

【發明申請專利範圍】

【第1項】 一種鋼板，其具有以下化學組成：

以質量%計含有：

C：0.05~0.30%、

Si：0.2~2.0%、

Mn：2.0~4.0%、

Al：0.001~2.000%、

P：0.100%以下、

S：0.010%以下、

N：0.010%以下、

Ti：0~0.100%、

Nb：0~0.100%、

V：0~0.100%、

Cu：0~1.00%、

Ni：0~1.00%、

Mo：0~1.00%、

Cr：0~1.00%、

W：0~0.005%、

Ca：0~0.005%、

Mg：0~0.005%、

稀土族元素(REM)：0~0.010%、及

B：0~0.0030%，且

剩餘部分由Fe及不純物所構成；並且

金屬組織包含以面積率計為95%以上之硬質組織與

0~5%之殘留沃斯田鐵；

該鋼板之厚度方向截面中，以質量%計之Mn含量之上限值C1與前述Mn含量之下限值C2之比C1/C2為1.5以下；且

烘烤硬化量BH為150MPa以上。

【第2項】 如請求項1之鋼板，其中前述化學組成以質量%計含有以下元素中之1種或2種以上元素：

Ti：0.003~0.100%、

Nb：0.003~0.100%、及

V：0.003~0.100%，並且

合計含量為0.100%以下。

【第3項】 如請求項1或請求項2之鋼板，其中前述化學組成以質量%計含有以下元素中之1種或2種以上元素：

Cu：0.005~1.00%、

Ni：0.005~1.00%、

Mo：0.005~1.00%、及

Cr：0.005~1.00%，並且

合計含量為1.00%以下。

【第4項】 如請求項1至請求項3中任一項之鋼板，其中前述化學組成以質量%計含有以下元素中之1種或2種以上元素：

W：0.0003~0.005%、

Ca：0.0003~0.005%、

Mg：0.0003~0.005%、及

稀土族元素(REM)：0.0003~0.010%，並且
合計含量為0.010%以下。

【第5項】 如請求項1至請求項4中任一項之鋼板，其中前述化學組成以質量%計含有B：00001~0.0030%。