



(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 I655299 B

(45) 公告日：中華民國 108 (2019) 年 04 月 01 日

(21) 申請案號：107114474

(22) 申請日：中華民國 107 (2018) 年 04 月 27 日

(51) Int. Cl. :	<i>C22C38/00 (2006.01)</i>	<i>C22C38/02 (2006.01)</i>
	<i>C22C38/04 (2006.01)</i>	<i>C22C38/12 (2006.01)</i>
	<i>C22C38/14 (2006.01)</i>	<i>C22C38/18 (2006.01)</i>
	<i>C22C38/38 (2006.01)</i>	<i>C22C38/60 (2006.01)</i>
	<i>C21D8/02 (2006.01)</i>	<i>C21D9/46 (2006.01)</i>

(30) 優先權：2017/04/28 日本 2017-090031

(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：藪翔平 YABU, SHOHEI (JP)；林宏太郎 HAYASHI, KOUTAROU (JP)；蛇川玄紀 ABUKAWA, GENKI (JP)；上西朗弘 UENISHI, AKIHIRO (JP)

(74) 代理人：劉法正；尹重君

(56) 參考文獻：

CN 1989266A

CN 101305110B

審查人員：李南漳

申請專利範圍項數：16 項 圖式數：0 共 49 頁

(54) 名稱

高強度鋼板及其製造方法

(57) 摘要

本發明提供一種可適用作為汽車零件用胚料之具有彎曲加工性且含有大量 Mn 之高強度鋼板及其製造方法。一種彎曲性優異之高強度鋼板，包含板厚中心部、與形成於該板厚中心部之單面或雙面的表層軟化部；該彎曲性優異之高強度鋼板之特徵在於：前述板厚中心部之平均 Mn 濃度大於 4.0 質量%且小於 10.0 質量%，各表層軟化部具有板厚之 0.1%到 30%的厚度，前述表層軟化部之 Mn 濃度為 2.5 質量%以下，且前述表層軟化部的再結晶率為 90%以上。

【發明說明書】

【中文發明名稱】

高強度鋼板及其製造方法

【技術領域】

【0001】本發明係關於一種彎曲性優異之含Mn濃度高之高強度鋼板及其製造方法。

【先前技術】

【0002】背景技術

為達成汽車車體及零件等的輕量化與安全性二者，作為該等之胚料的鋼板正持續朝高強度化發展。一般來說，若將鋼板高強度化，延伸率便會降低而損及鋼板的成形性。因此，為了要使用高強度鋼板作為汽車用構件，必須提高相反特性之強度與成形性二者。

【0003】為了使延伸率提升，截至目前，提案有一種利用殘留沃斯田鐵(殘留 γ)的變態誘發塑性之鋼，即所謂的TRIP鋼(例如：專利文獻1)。

【0004】另外，提案有一種添加有大於4.0%的Mn之鋼，以作為殘留沃斯田鐵量多於上述TRIP鋼且延展性超越上述TRIP鋼之鋼板(例如：非專利文獻1)。由於上述鋼含有大量Mn，因此對使用其之構件的輕量化效果也很顯著。

【0005】然而，上述鋼因含有大量Mn，故凝固時之Mn偏析會明顯化。若在Mn偏析顯著之組織中，會在Mn濃化區形成有硬質組織偏在之帶狀組織。

【0006】一般已知一旦有帶狀組織形成，在如彎曲加工這類伴隨有局部變形之成形中，會容易發生變形局部化且該等變形集中部會成為破裂之起點，故成形性會顯著劣化。

【0007】因此，為了實現彎曲加工性優異且含有大量Mn的鋼，減低Mn偏析就變得很重要。

【0008】例如專利文獻2中揭示有一種成形性優異之鋼板，如實施例所示地，其係藉由使用含有麻田散鐵分率為20%以上之鋼板，將冷軋、酸洗後之鋼板暫時加熱至750°C以上的溫度區，使濃化於帶狀組織中之Mn分散，並使帶狀組織之厚度變薄且細微地分散。

【0009】然，鋼板之彎曲加工中，會對彎曲外周表層部之圓周方向施加很大的拉伸應力，另一方面會對彎曲內周表層部施加很大的壓縮應力，故表層部狀態會大大影響超高強度冷軋鋼板之彎曲性。

【0010】於是，建立了以下假設：藉由改善表層之Mn偏析，就可以緩和彎曲加工時產生於鋼板表面的拉伸應力、壓縮應力，並可改善彎曲性。

【0011】在此，作為改質表層的手段，可想到利用包層鋼板。

【0012】專利文獻3中揭示了一種包層鋼板的製造方法，該包層鋼板可減低翹曲，且係由母材鋼、不鏽鋼、Ni及Ni合金中之一種所構成。

【0013】並且，作為改質表層的手段，也提案了一

種冷噴塗(cold spray)法的利用。專利文獻4中揭示了一種具有含Mn之基板部與Mn濃度低的堆積層(表層)之冷軋鋼板，且前述Mn濃度低的堆積層(表層)係利用冷噴塗法形成於基板部之至少一側。

【0014】發明人等根據上述假設，製作了使表層之平均Mn濃度減得較中心層之平均Mn濃度更低的包層鋼板，並對包層鋼板調查了冷軋、退火後之鋼板的彎曲性。

【0015】又，如專利文獻4之數個實施例所記載，在形成堆積層(表層)前熱軋延平均Mn濃度高之基板部，並藉由冷噴塗法於熱軋延後之基板部上形成平均Mn濃度低的堆積層(表層)，且調查了冷軋、退火後之鋼板的彎曲性。又，如專利文獻4之其他實施例所記載，使用平均Mn濃度高之冷軋板作為基板部，並藉由冷噴塗法在冷軋板上形成平均Mn濃度低之堆積層(表層)，並且也調查了退火後之鋼板的彎曲性。

【0016】然而，卻發現到即便已緩和了表層之Mn偏析，仍無法改善彎曲性。

【0017】先前技術文獻

專利文獻

專利文獻1：日本專利特開平5-59429號公報

專利文獻2：日本專利特開2002-88447號公報

專利文獻3：日本專利特開平1-192404號公報

專利文獻4：日本專利特開2015-193892號公報

非專利文獻

【0018】非專利文獻1

古川敬、松村理著，「已施行單純熱處理之低碳鋼中之殘留沃斯田鐵的形成與機械性質」(“熱處理”，日本熱處理協會，平成9年，第37號卷，第4號)，p.204

【發明內容】**【0019】發明概要**

發明欲解決之課題

本發明之目的在於提供一種能可靠地解決上述習知技術存在之問題，且可適用作為汽車零件用胚料之具有彎曲加工性且含有大量Mn之鋼板及其製造方法。

【0020】用以解決課題之手段

本發明人等為解決有關超高強度鋼板之彎曲性的問題，而積極努力進行了檢討。首先，本發明人等調查了即便使用已使表層之平均Mn濃度減得較中心層之平均Mn濃度更低的包層鋼板，但彎曲性仍未改善的主要原因。

【0021】其結果，發現到以下情形係彎曲性劣化的主要原因：為了提高含有大量Mn的中心層之延展性，必須將冷軋後之退火溫度設為低溫，但另一方面，在低溫之退火中，表層之再結晶並未充分進行，導致硬質之未再結晶組織成為破裂之起點。

【0022】又，本發明人等也針對即便使用了已令冷噴塗法所形成之堆積層(表層)的平均Mn濃度減得較基板部之平均Mn濃度更低的冷軋鋼板，仍無法改善彎曲性的主要原因進行了調查。

【0023】其結果得知：若為在形成堆積層(表層)前熱軋延平均Mn濃度高之基板部後，藉由冷噴塗法在熱軋延後之基板部上形成平均Mn濃度低的堆積層(表層)，並行冷軋、退火而製得鋼板的情況，由於堆積層(表層)之再結晶率差，故彎曲性不會提升。

【0024】並且得知：當使用平均Mn濃度高之冷軋板作為基板部，並藉由冷噴塗法於冷軋板上形成平均Mn濃度低之堆積層(表層)後，進行退火而製得鋼板時，由於堆積層(表層)中會有氣孔產生，故彎曲性不會提升。此外，也發現到：由於堆積層(表層)之結晶粒徑會粗大化，故無法確保充分之彎曲性。

【0025】因此，本發明人等進行了更詳細之檢討。其結果得知：將具有某種特徵之鋼板熔接於母材兩面，並以特定條件進行熱軋延及冷軋延而製得冷軋板，藉由以特定條件將該冷軋板退火，便可保持中心層之延展性且最能改善彎曲性。

【0026】該效果之機制被認為係因多層鋼板之表層的Mn濃度減低導致Mn偏析受到抑制，並且已充分再結晶，而致使彎曲表面中之變形的局部化受到抑制，並因表層延展性之提升而抑制了破裂之產生。並且，亦可想到係因表層之再結晶粒徑(肥粒鐵粒徑)變得微細，故彎曲性更加提升。

【0027】依所述製得之本發明之要旨如下。

(1)一種高強度鋼板，包含板厚中心部、與

形成於該板厚中心部之單面或雙面的表層軟化部；

該高強度鋼板之特徵在於：

前述板厚中心部之平均Mn濃度大於4.0質量%且小於10.0質量%，

各表層軟化部具有板厚之0.1%到30%的厚度，

前述表層軟化部之平均Mn濃度為2.5質量%以下，

前述表層軟化部之表層的再結晶率為90%以上，且

前述表層軟化部之再結晶組織的平均結晶粒徑為0.1 μm 以上且40 μm 以下。

(2)如上述(1)之高強度鋼板，其中前述板厚中心部以質量%計含有：

C：大於0.05%且小於0.80%、

Si：0.001%以上且小於3.50%、

Mn：大於4.0%且小於10.0%、

P：0.10%以下、

S：0.010%以下、

sol.Al：0.001%以上且小於3.00%、及

N：小於0.050%，且

剩餘部分由鐵及無法避免之不純物所構成。

(3)如上述(2)之高強度鋼板，其中前述板厚中心部以質量%計更含有選自於由以下所構成群組中之至少一種元素：

Cr：0.01%以上且2.00%以下、

Mo：0.01%以上且2.00%以下、

Cu：0.01%以上且2.00%以下、及

Ni：0.01%以上且2.00%以下。

(4)如上述(2)或(3)之高強度鋼板，其中前述板厚中心部以質量%計更含有選自於由以下所構成群組中之至少一種元素：

Ti：0.005%以上且0.30%以下、

Nb：0.005%以上且0.30%以下、

V：0.005%以上且0.30%以下、及

W：0.005%以上且0.30%以下。

(5)如上述(2)至(4)中任一項之高強度鋼板，其中前述板厚中心部以質量%計更含有選自於由以下所構成群組中之至少一種元素：

B：0.0001%以上且0.010%以下、

Ca：0.0001%以上且0.010%以下、

Mg：0.0001%以上且0.010%以下、

Zr：0.0001%以上且0.010%以下、及

REM：0.0001%以上且0.010%以下。

(6)如上述(2)至(5)中任一項之高強度鋼板，其中前述板厚中心部以質量%計更含有選自於由以下所構成群組中之至少一種元素：

Sb：0.0005%以上且0.050%以下、

Sn：0.0005%以上且0.050%以下、及

Bi：0.0005%以上且0.050%以下。

(7)如上述(2)至(6)中任一項之高強度鋼板，其中前述

表層軟化部之C量係前述板厚中心部之C量的0.9倍以下。

(8)如上述(3)至(7)中任一項之高強度鋼板，其中前述表層軟化部之Cr量及Mo量的總和係前述板厚中心部之Cr量及Mo量的總和的0.9倍以下。

(9)如上述(3)至(8)中任一項之高強度鋼板，其中前述表層軟化部之Cu量及Ni量的總和係前述板厚中心部之Cu量及Ni量的總和的0.9倍以下。

(10)如上述(4)至(9)中任一項之高強度鋼板，其中前述表層軟化部之Ti量及Nb量的總和係前述板厚中心部之Ti量及Nb量的總和的0.9倍以下。

(11)如上述(4)至(10)中任一項之高強度鋼板，其中前述表層軟化部之V量及W量的總和係前述板厚中心部之V量及W量的總和的0.9倍以下。

(12)如上述(5)至(11)中任一項之高強度鋼板，其中前述表層軟化部之B量係前述板厚中心部之B量的0.9倍以下。

(13)如上述(1)至(12)中任一項之高強度鋼板，其於前述表層軟化部表面更包含熔融鍍鋅層、合金化熔融鍍鋅層或電鍍鋅層。

(14)一種高強度鋼板之製造方法，係製造如上述(1)至(13)中任一項之高強度鋼板的方法；

該高強度鋼板之製造方法之特徵在於包含以下步驟：

在構成前述板厚中心部之母材鋼板的單面或雙面上積層構成前述表層軟化部之表層軟化部用鋼板，以形成多

層鋼板；

將前述多層鋼板加熱至加熱溫度 1080°C 以上且 1300°C 以下，以及在精整軋延開始溫度 800°C 以上且 1000°C 以下之條件下進行熱軋延；

在前述精整軋延結束後2秒以內將前述熱軋延後之多層鋼板冷卻至 500°C 以上且 700°C 以下；

在將前述多層鋼板冷卻至前述 500°C 以上且 700°C 以下之溫度後，保持3秒以上；

將前述在 500°C 以上且 700°C 以下之溫度下保持3秒以上後的多層鋼板酸洗，接著以20%以上且70%以下之軋縮率進行冷軋延；及

將前述冷軋延後之多層鋼板在 600°C 以上且 750°C 以下之溫度下保持5秒以上，接著進行冷卻。

(15)如上述(14)之高強度鋼板之製造方法，其以 600°C 以下之捲取溫度來捲取前述在 500°C 以上且 700°C 以下之溫度下保持3秒以上後的多層鋼板。

(16)如上述(15)之高強度鋼板之製造方法，其在前述冷軋延前，在 300°C 以上且 550°C 以下之溫度下保持前述捲取後之多層鋼板並進行回火。

【0028】發明效果

根據本發明，可提供一種具有優異之強度、延展性平衡，並且具有優異彎曲特性且含Mn濃度高之高強度鋼板。

【實施方式】

【0029】發明實施形態

以下針對本發明之實施形態進行說明。此外，本發明不受限於以下實施形態。

【0030】 1.表層軟化部之構成

說明以上述方式規定本發明鋼板之構成的理由。以下的說明中，在未特別說明的前提下，表示各元素含量之「%」係指質量%。

【0031】 本發明鋼板之表層軟化部的平均Mn濃度必須為2.5質量%以下且再結晶率必須為90%以上，且該表層軟化部具有板厚之0.1%到30%的厚度。

【0032】 (表層軟化部之厚度為0.1%以上且30%以下)

表層軟化部之厚度若小於板厚之0.1%則彎曲性無法充分獲得改善，而若大於30%則拉伸強度之劣化會變得明顯。表層軟化部之厚度較佳為板厚的20%以下，更佳為10%以下。

【0033】 「表層軟化部」係如以下來決定。首先，以硝酸蝕劑腐蝕而使鋼板之截面組織露出，並根據由光學顯微鏡或掃描型電子顯微鏡觀察而得之組織影像，來算出鋼板之總厚度。於鋼板之板厚方向的中心，在相對於板厚方向呈垂直方向上以壓痕互不干涉之衝印間隔針對5點以壓入荷重100g重來測定維氏硬度，並以該等之平均值作為板厚方向之中心位置上的平均維氏硬度。其次，由板厚方向之中心朝向表面，將衝印間隔設為鋼板之總厚度5%的固定間隔，並在各自之板厚方向位置上，與上述同樣地進

行5點之維氏硬度試驗。當某板厚方向位置上之平均維氏硬度為板厚方向之中心位置上之平均維氏硬度的0.6倍以下時，將較該位置更靠表面側定義為表層軟化部。當以5%間隔之衝印無法獲得平均維氏硬度的0.6倍以下之值而無法定義表層軟化部時，係藉由在表層之2衝印點之間，以縮得較最初衝印的間隔更短的任意固定間隔進行衝印，以定義表層軟化部。

【0034】 (表層軟化部之平均Mn濃度為2.5質量%以下)

Mn係可助長帶狀組織之形成的元素。若表層軟化部之平均Mn濃度大於2.5質量%，在表層軟化部就會有帶狀組織形成，而無法獲得良好之彎曲性。因此，表層軟化部之平均Mn濃度係設為2.5質量%以下，且宜設為2.0質量%以下，較佳係設為1.5質量%以下。由於Mn量越少帶狀組織會變得越難形成，因此平均Mn濃度之下限並無特別規定。又，「表層軟化部之平均Mn濃度」是在組織截面之板厚方向中心，沿著與板厚方向呈垂直方法之線上，以50 μ m間隔利用EPMA測定20點之Mn濃度，並由其平均值求取。

【0035】 (表層軟化部之再結晶率為90%以上)

若表層之再結晶不充分且有未再結晶組織存在，則因未再結晶組織之延展性貧乏而在彎曲變形時會成為破裂的起點。若表層軟化部之再結晶率小於90%便無法獲得良好彎曲性，因此表層軟化部之再結晶率係設為90%以上。且較佳是在95%以上。

【0036】(表層軟化部之平均結晶粒徑為 $0.1\mu\text{m}$ 以上且 $40\mu\text{m}$ 以下)

若表層之再結晶組織(肥粒鐵)的平均結晶粒徑粗大化，便會於彎曲變形時助長變形的不均勻化，因而成為彎曲性劣化的主要原因。因此，表層軟化部之平均結晶粒徑係設為 $40\mu\text{m}$ 以下。且表層軟化部之平均結晶粒徑較佳為 $30\mu\text{m}$ 以下，更佳為 $25\mu\text{m}$ 以下。另一方面，若平均結晶粒徑變成 $0.1\mu\text{m}$ 以下，表層軟化部之延展性會明顯劣化，因此表層軟化部之平均結晶粒徑係設為 $0.1\mu\text{m}$ 以上。且表層軟化部之平均結晶粒徑較佳為 $0.5\mu\text{m}$ 以上，更佳為 $1\mu\text{m}$ 以上。

【0037】「再結晶率」係如下進行而決定。在以SEM/EBSD法進行之再結晶率測定試驗中，對鋼板表面施行鏡面研磨及膠體研磨，使根據上述方法定義之表層軟化部之厚度方向的中央位置成為測定面，並使用場發射掃描式電子顯微鏡(FE-SEM)及OIM結晶方位解析裝置，在測定面 $100\mu\text{m}$ 平方的區域中以 $0.2\mu\text{m}$ 間隔取得結晶方位資料群。以解析軟體(TSL OIM Analysis)解析所得之結晶方位資料群，並將第一接近測定點間之Kernel Average Misorientation(KAM值)為 1.0° 以下的區域定義為再結晶組織，並算出該區域之相對於總區域的面積率。

【0038】表層軟化部之平均結晶粒徑係如下進行而決定。在以SEM/EBSD法進行之平均結晶粒徑測定試驗中，利用解析軟體(TSL OIM Analysis)解析以上述方法

所得之結晶方位資料群，再藉由Area Fraction法算出將具有結晶方位差 15° 以上之方位差的結晶晶界所包圍的區域定義為一個結晶粒時之粒徑，並算出觀察區域整體之平均粒徑。

【0039】2.板厚中心部之化學組成

接下來，說明用以獲得本發明效果之較佳板厚中心部(中心層)之化學組成。另，有關元素含量之「%」只要無特別定義即指「質量%」。

【0040】(C：大於0.05%且小於0.80%)

在用以提高鋼的強度並確保殘留沃斯田鐵上，C是極為重要的元素。為了保持充分的強度並獲得殘留沃斯田鐵量，C含量必須大於0.05%以上。另一方面，當含有過量的C時會損及鋼板的熔接性，故將C含量上限設為小於0.80%。C含量宜在0.60%以下之範圍，且以在0.50%以下之範圍為佳。

【0041】(Si：0.001%以上且小於3.50%)

對於強化回火麻田散鐵並將組織均勻化以改善加工性，Si係有效元素。並且，Si也具有抑制雪明碳鐵析出並促進沃斯田鐵殘留的作用。為了獲得上述效果，必須有0.001%以上之Si含量。另一方面，當含有過量的Si時會損及鋼板的低溫韌性，故將Si含量之上限值設為小於3.50%。Si之下限值宜為0.01%，較佳為0.30%，更佳為0.50%。藉由令Si含量之下限值在上述範圍中，便可更加提升鋼板的均勻延伸特性。而Si含量之上限值宜為

3.00%，較佳為2.50%。

【0042】 (Mn：大於4.00%且小於10.0%)

Mn係可使沃斯田鐵穩定化並提高淬火性之元素。此外，本發明之鋼板中，係使Mn分配在沃斯田鐵中，以使沃斯田鐵更加穩定化。為了要在室溫下使沃斯田鐵穩定化，必須有大於4.00%的Mn。另一方面，若鋼板含有過量之Mn便會損及低溫韌性，因此將Mn含量上限設為小於10.0%。Mn含量之下限值宜為4.30%，較佳為4.80%。且Mn含量之上限值宜為8.00%，較佳為7.50%。藉由令Mn含量之下限值及上限值在上述範圍內，便可更加穩定地獲得延展性。又，「板厚中心部之平均Mn濃度」是在組織截面之板厚中心部的板厚方向中心，沿著與板厚方向呈垂直方法之線上，以50 μ m間隔利用EPMA測定20點之Mn濃度，並由其平均值求取。

【0043】 (sol.Al：0.001%以上且小於3.00%)

Al為去氧劑，必須含有0.001%以上。並且，由於Al會擴展退火時之二相溫度區，因此也有提高材質穩定性的作用。雖然Al含量越多該效果會變得越大，但若含有過量的Al，便會招致表面性狀、塗裝性及熔接性等劣化，故將sol.Al的上限設為小於3.00%。sol.Al含量之下限值宜為0.005%，較佳為0.01%，更佳為0.02%。且sol.Al含量之上限值宜為2.50%，較佳為1.80%。藉由令sol.Al含量之下限值及上限值在上述範圍內，去氧效果及提升材質穩定之效果與表面性狀、塗裝性以及熔接性之平衡會變得更加良

好。

【0044】(P：0.10%以下)

P為不純物，若鋼板含有過量之P便會損害韌性及熔接性。因此，令P含量上限為0.10%以下。P含量之上限值宜為0.050%，較佳為0.030%，更佳為0.020%。因本實施形態之鋼板不一定要有P，故P含量之下限值為0.000%。P含量之下限值可為大於0.000%或亦可為0.001%，但P含量越少越好。

【0045】(S：0.010%以下)

S為不純物，若鋼板含有過量之S便會因熱軋延而生成伸長的MnS，而招致彎曲性及擴孔性等成形性劣化。因此，將S含量上限設為0.010%以下。S含量之上限值宜為0.007%，較佳為0.003%。因本實施形態之鋼板不一定要有S，故S含量之下限值為0.000%。S含量之下限值可設為大於0.000%或亦可設為0.0001%，但S含量越少越好。

【0046】(N：小於0.050%)

N為不純物，若鋼板含有0.050%以上之N便會招致韌性劣化。因此，將N含量上限設為小於0.050%。且N含量之上限值宜為0.010%，較佳為0.006%。因本實施形態之鋼板不一定要有N，故N含量之下限值為0.000%。N含量之下限值可設為大於0.000%或亦可設為0.0003%，但N含量越少越好。

【0047】(Cr：0.01%以上且2.00%以下、Mo：0.01%以上且2.00%以下、Cu：0.01%以上且2.00%以下)

及Ni：0.01%以上且2.00%以下)

對本實施形態之鋼板而言，Cr、Mo、Cu及Ni分別皆非必要元素。但是，由於Cr、Mo、Cu及Ni係可提升鋼板強度的元素，故亦可含有。為了獲得提升鋼板強度之效果，鋼板亦可分別含有0.01%以上選自於由Cr、Mo、Cu及Ni所構成群組中的1種或2種以上元素。然而，若鋼板含有過量之該等元素，便容易生成熱軋時之表面傷痕，而且會有熱軋鋼板之強度變得過高而冷軋延性降低的情況。因此，將選自於由Cr、Mo、Cu及Ni所構成群組中的1種或2種以上元素各自的含量上限值設為2.00%。

【0048】 (Ti：0.005%以上且0.30%以下、Nb：0.005%以上且0.30%以下、V：0.005%以上且0.30%以下及W：0.005%以上且0.30%以下)

對本實施形態之鋼板而言，Ti、Nb、V及W並非必要元素。然而，Ti、Nb、V及W係可生成微細碳化物、氮化物或碳氮化物之元素，故對提升鋼板強度係為有效。因此，鋼板亦可含有選自於由Ti、Nb、V及W所構成群組中的1種或2種以上元素。為了獲得提升鋼板強度之效果，宜將選自於由Ti、Nb、V及W所構成群組中的1種或2種以上元素之各自含量之下限值設為0.005%。另一方面，若含有過量的該等元素，便會有熱軋鋼板強度過度上升而冷軋延性降低的情況。因此，將選自於由Ti、Nb、V及W所構成群組中的1種或2種以上元素各自的含量上限值設為0.30%。

【0049】 (B：0.0001%以上且0.010%以下、Ca：

0.0001% 以上且 0.010% 以下、Mg：0.0001% 以上且 0.010% 以下、Zr：0.0001% 以上且 0.010% 以下及 REM：0.0001% 以上且 0.010% 以下)

B、Ca、Mg、Zr及REM並非必要元素。然而，B、Ca、Mg、Zr及REM會使鋼板之局部延展性及擴孔性提升。為了獲得該效果，宜將選自於由B、Ca、Mg、Zr及REM所構成群組中的1種或2種以上元素各自的下限值設為0.0001%，較佳是設為0.001%。但是，過量之該等元素會使鋼板之加工性劣化，因此該等元素各自之含量上限宜設為0.010%以下，且選自於由B、Ca、Mg、Zr及REM所構成群組中的1種或2種以上元素的含量合計宜設為0.030%以下。

【0050】(Sb：0.0005% 以上且 0.050% 以下、Sn：0.0005% 以上且 0.050% 以下及 Bi：0.0005% 以上且 0.050% 以下)

Sb、Sn及Bi並非必要元素。然而，Sb、Sn及Bi會抑制鋼板中的Mn、Si及/或Al等易氧化元素擴散至鋼板表面形成氧化物，而可提高鋼板的表面性狀及鍍敷性。為了獲得該效果，宜將選自於由Sb、Sn及Bi所構成群組中的1種或2種以上元素各自的含量下限值設為0.0005%，較佳是設為0.001%。另一方面，若該等元素各自的含量大於0.050%，該效果便會飽和，故將該等元素各自的含量上限值設為0.050%。

【0051】3.表層軟化部之化學組成

就Mn以外之元素而言，本發明之鋼板也會有在表層軟化部與板厚中心部中化學組成不同的情況。為所述情況時，表層軟化部之較佳化學組成如下。

【0052】 (C：板厚中心部之C量的0.9倍以下)

C係可提高鋼板強度之元素，係用以提高高強度鋼板之強度而添加。表層軟化部之C量宜為板厚中心部之C量的0.9倍以下。其係因要將表層軟化部之硬度降得比板厚中心部之硬度還低之故。若大於0.9倍，便會有無法獲得優異彎曲性的情況。較佳為表層軟化部之C量為板厚中心部之C量的0.7倍以下，在0.5倍以下更佳，又以0.3倍以下最佳。由於板厚中心部之較佳C含量為小於0.80%，故表層軟化部之較佳C含量為小於0.72%。且宜為小於0.5%，小於0.3%更佳，又以小於0.1%最佳。C量的下限並無特別規定。當使用工業用之極低C鋼時，其實質下限為0.001%左右，但由所謂固溶C量之觀點來看，亦可利用使用Ti或Nb等而完全排除固溶C之Interstitial Free鋼。

【0053】 (Si：0.001%以上且小於3.50%)

Si係肥粒鐵穩定化元素，因可增加Ac₃變態點故可在廣泛的退火溫度下形成大量的肥粒鐵，而以改善組織控制性之觀點作添加。為獲得所述效果，必須設Si量在0.001%以上。然而，添加3.50%以上會使鋼板之表面性狀劣化，因此設其為小於3.50%。

【0054】 (P：0.10%以下)

P會使熔接部脆化。若大於0.10%則熔接部脆化會變顯

著，故將其適當範圍限定在0.10%以下。雖未規定P含量的下限，但若設為小於0.001%則於經濟層面來說不利。

【0055】 (S：0.010%以下)

S會對熔接性以及鑄造時及熱軋時之製造性帶來不好的影響。由此看來，設其上限值為0.010%以下。雖未規定S含量的下限，但若設為小於0.0001%則於經濟層面來說不利。

【0056】 (sol.Al：0.001%以上且小於3.00%)

Al可作為脫氧劑發揮作用，而宜於脫氧步驟添加。為獲得所述效果，必須使sol.Al含量在0.001%以上。另一方面，當sol.Al含量為3.00%以上時，連續鑄造時之鋼胚破裂的危險性會升高，因此設其為小於3.00%。

【0057】 (N：0.050%以下)

N會形成粗大氮化物致使彎曲性變差，故須抑制添加量。其係因若N大於0.050%則該傾向會變顯著，故設N含量範圍在0.050%以下。並且，N會致使於熔接時產生氣孔故宜少。N含量的下限值並無特別限定而可發揮本發明之效果，但若設N含量為小於0.0005%，則會導致製造成本大幅增加。

【0058】 表層軟化部宜具有如下組成：

以質量%計含有：

C：小於0.72%、

Si：0.001%以上且小於3.50%、

Mn：2.5%以下、

P：0.10%以下、

S：0.010%以下、

sol.Al：0.001%以上且小於3.00%、及

N：小於0.050%，且

剩餘部分由鐵及無法避免之不純物所構成。表層軟化部可更含有下述成分。

【0059】 (Cr：0.01%以上且2.00%以下、Mo：0.01%以上且2.00%以下、Cu：0.01%以上且2.00%以下及Ni：0.01%以上且2.00%以下)

Cr、Mo、Cu及Ni係可提升鋼板強度的元素，故亦可含有。鋼板亦可分別含有0.01%以上之選自於由Cr、Mo、Cu及Ni所構成群組中的1種或2種以上元素。然而，若使鋼板含有過量之該等元素，會有鋼板之強度變得過高而變得容易在軋延時生成表面傷痕的情況。因此，將選自於由Cr、Mo、Cu及Ni所構成群組中的1種或2種以上元素各自的含量上限值設為2.00%。

【0060】 又，表層軟化部之Cr量及Mo量的總和宜設為板厚中心部之Cr量及Mo量的總和的0.9倍以下。會使碳化物穩定化之Cr量與Mo量的總和若大於板厚中心部之Cr量及Mo量的0.9倍，則粗大碳化物容易殘存，而會成為表面性狀劣化的原因。其較佳為0.7倍以下，更佳為0.5倍以下，又以0.3倍以下最佳。

【0061】 又，表層軟化部之Cu量及Ni量的總和宜設為板厚中心部之Cu量及Ni量的總和的0.9倍以下。可改善

淬火性之Cu量及Ni量的總和若大於板厚中心部之Cu量及Ni量的0.9倍，則易產生低溫變態組織，而會成為彎曲性劣化的原因。其較佳為0.7倍以下，更佳為0.5倍以下，又以0.3倍以下最佳。

【0062】(Ti：0.005%以上且0.30%以下、Nb：0.005%以上且0.30%以下、V：0.005%以上且0.30%以下及W：0.005%以上且0.30%以下)

Ti、Nb、V及W係可生成微細碳化物、氮化物或碳氮化物之元素，故對提升鋼板強度係為有效。因此，鋼板亦可含有選自於由Ti、Nb、V及W所構成群組中的1種或2種以上元素。為了獲得提升鋼板強度之效果，宜將選自於由Ti、Nb、V及W所構成群組中的1種或2種以上元素各自的含量下限值設為0.005%。另一方面，若含有過量的該等元素，熱軋鋼板之強度會過度上升而有在冷軋延時破裂的可能性。因此，將選自於由Ti、Nb、V及W所構成群組中的1種或2種以上元素各自的含量上限值設為0.30%。

【0063】又，表層軟化部之Ti量及Nb量的總和宜設為板厚中心部之Ti量及Nb量的總和的0.9倍以下。Ti量與Nb量的總和若大於板厚中心部之Ti量及Nb量的0.9倍，則表層容易硬質化，而會成為彎曲性劣化的原因。其較佳為0.7倍以下，更佳為0.5倍以下，又以0.3倍以下最佳。

【0064】又，表層軟化部之W量及V量的總和宜設為板厚中心部之W量及V量的總和的0.9倍以下。由於W與V為容易形成碳化物之元素，故W量與V量的總和若大於板

厚中心部之W量及V量的0.9倍，則表層會有粗大碳化物形成，而會成為彎曲性劣化的主要原因。其較佳為0.7倍以下，更佳為0.5倍以下，又以0.3倍以下最佳。

【0065】 (B：0.0001%以上且0.010%以下、Ca：0.0001%以上且0.010%以下、Mg：0.0001%以上且0.010%以下、Zr：0.0001%以上且0.010%以下及REM：0.0001%以上且0.010%以下)

B、Ca、Mg、Zr及REM會提升鋼板之局部延展性及擴孔性。為了獲得該效果，宜將選自於由B、Ca、Mg、Zr及REM所構成群組中的1種或2種以上元素各自的下限值設為0.0001%，較佳是設為0.001%。另一方面，B、Ca、Mg、Zr及REM量若大於板厚中心部之0.9倍，則表層會過度硬質化，而有使表面性狀劣化的情況。因此，將選自於由B、Ca、Mg、Zr及REM所構成群組中的1種或2種以上元素之上限值設為0.009%，且以設為0.006%以下較佳。

【0066】 又，表層軟化部之B量宜設為前述板厚中心部之B量的0.9倍以下。B為容易形成低溫變態相的元素，因此若大於板厚中心部之B量的0.9倍則表層會變為硬質，而會成為無法獲得優異彎曲性的原因。其較佳為0.7倍以下，更佳為0.5倍以下，又以0.3倍以下最佳。而該等下限值並無規定。

【0067】 4.鋼板之組織

說明本實施形態之鋼板之組織。

【0068】 板厚中心部之組織宜具有由肥粒鐵、麻田

散鐵或變韌鐵、以及殘留沃斯田鐵所構成的組織，且較佳係具有由肥粒鐵、回火麻田散鐵或變韌鐵、保持淬火狀態的麻田散鐵、以及殘留沃斯田鐵所構成的組織。

【0069】表層軟化部之組織宜具有實質上由肥粒鐵所構成之組織。

【0070】表層軟化部之氣孔率少，且以面積率計宜為1%以下，且實質上為0%更佳。

【0071】5.鋼板之機械特性

說明本實施形態之鋼板之機械特性。

【0072】本實施形態之鋼板的拉伸強度宜在780MPa以上，較佳在1180MPa以上。這是為了在將鋼板作為汽車的胚料使用時，利用高強度化來減少板厚以有助於輕量化。又，為了將本實施形態之鋼板供給至壓製成形，以均勻延伸率(uEL)優異為宜。TS×uEL宜在12000MPa·%以上，較佳是在14000MPa·%以上。

【0073】又，關於彎曲性，針對強度為780MPa以上且小於1180MPa的鋼種，以相對於軋延方向呈垂直的方向為長邊方向(彎曲稜線與軋延方向一致)的方式依據JIS Z2248進行V彎曲試驗時，臨界彎曲半徑R宜為1.0mm以下，且較佳為0.8mm以下。針對強度為1180MPa以上之鋼種，上述V彎曲試驗之臨界彎曲半徑宜為2.0mm以下，且較佳為1.5mm以下。

【0074】6. 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

意僅例示用以製得本發明之高強度鋼板之製法，而非意以如下說明之積層有2片鋼板而成之多層鋼板限定本發明之高強度鋼板。例如，亦可取代下述所記載之積層法，而藉由冷噴塗法在母材鋼板上形成表層軟化部。

【0075】 本實施形態之鋼板係將多層鋼板熱軋延，並在軋延後即時冷卻且在高溫下保持，然後將已冷卻之鋼板酸洗後，施行冷軋延與退火而製造，前述多層鋼板係在具有上述化學組成且構成板厚中心部的母材鋼板之單面或雙面上，積層平均Mn濃度2.5質量%以下且為上述表層軟化部用鋼板而形成多層鋼板，並熔接其周圍而成。

【0076】 (多層鋼板的形成：在將構成板厚中心部之表面脫脂後的母材鋼板之單面或雙面上，積層滿足表層軟化部之化學組成的鋼板，並熔接其周圍)

於滿足上述板厚中心部之化學組成的母材鋼板上，將滿足表層軟化部之化學組成的鋼板積層於表面並熔接周圍，藉此以形成多層鋼板。該等鋼板只要滿足上述化學組成，則無論以何種製法製造而得者皆可。

【0077】 (多層鋼板之加熱溫度：1080°C 以上且1300°C 以下)

若熱軋延前之加熱溫度小於1080°C，熱加工時之變形阻力會變高，導致操作變得困難。另一方面，若加熱溫度高於1300°C，便會因氧化皮耗損而導致產率降低。因此，加熱溫度是設為1080°C 以上且1300°C 以下。在熱軋延前保持於1080°C 以上且1300°C 以下之溫度區的時間並無特別

限定，但為了提升擴孔性，宜設為30分鐘以上，設為1小時以上更佳。且為了抑制過度之氧化皮耗損，宜設為10小時以下，設為5小時以下更佳。又，在進行直送軋延或直接軋延的情況下，保持於上述溫度範圍內並供予熱軋延亦可。本說明書中，溫度係在鋼板表面之中央位置所測定之溫度。

【0078】(精整軋延開始溫度：800°C以上且1000°C以下)

精整軋延開始溫度宜設為800°C以上且在1000°C以下。藉由將精整軋延開始溫度設為800°C以上，便可令軋延時之變形阻力小。另一方面，藉由將精整軋延開始溫度設為1000°C以下，而可抑制因晶界氧化所造成的鋼板表面性狀劣化。

【0079】(軋延後之冷卻：在2秒以內冷卻至500°C以上且700°C以下)

在精整軋延結束後2秒以內，冷卻至500°C以上且700°C以下。此為本發明中很重要的條件，藉由使表層軟化部之舊 γ 粒微細，並使會於冷卻時生成之肥粒鐵粒均勻微細地生成，而可在後續之退火步驟中，使表層軟化部充分地再結晶。

【0080】若從精整軋延結束後起算到冷卻至500°C以上且700°C以下的時間大於2秒，舊沃斯田鐵粒徑會變得粗大，在後續之退火步驟中，表層軟化部就不會充分地再結晶。因此，從精整軋延結束後起算到冷卻至500°C以上

且700°C以下的時間係設為2秒以內。且宜為1.8秒以內，較佳為1.5秒以內。到冷卻為止的時間越短，舊 γ 粒徑就會越細粒化而變得容易再結晶，故不設定下限，但因製造步驟之限制，0.1秒為實質下限。

【0081】 只要冷卻速度滿足上述條件則不論何種速度皆可，而冷卻速度越快，越容易獲得舊 γ 粒徑之細粒化效果。因此，冷卻速度宜為20°C/s以上，在50°C/s以上更佳。

【0082】 若軋延後之冷卻停止溫度低於500°C，則部分之表層軟化部會成為低溫變態組織。若具有肥粒鐵與低溫變態組織之多數個組織，就會在冷軋延時不均勻地導入變形，因此不會均勻地發生再結晶，而變得容易有未再結晶組織殘存。若冷卻停止溫度為700°C以上則表層軟化部之肥粒鐵變態會延遲，因此在後續之冷軋延步驟中會無法使充分之應變蓄積於表層軟化部。故，冷卻停止溫度係設為500°C以上且700°C以下。

【0083】 (冷卻至500°C以上且700°C以下之溫度後的保持時間：3秒以上)

若在500°C以上且700°C以下之溫度的保持時間小於3秒，表層軟化部之肥粒鐵便不會充分生成。較佳為保持時間在5秒以上、且以10秒以上更佳。

【0084】 (捲取溫度：600°C以下)

宜在600°C以下之捲取溫度下進行捲取。藉由將捲取溫度設為600°C以下來進行捲取，低溫變態相會變得容易

形成於板厚中心部，且在捲取後之冷軋步驟中對表層之應變分配量會增加，因此表層軟化部變得容易再結晶，並且變得容易使結晶粒徑更加細粒化。又，藉由將捲取溫度設為600℃以下，在捲取後之酸洗中會變得更容易去除鏽皮。而捲取溫度較佳為500℃以下，更佳為400℃以下。

【0085】為了抑制冷軋延時之斷裂，在冷卻至室溫後亦可在300℃以上且600℃以下將熱軋板回火。

【0086】(冷軋延之軋縮率：20%以上且70%以下)

熱軋鋼板在以常規方法施行酸洗後，會進行冷軋延。若冷軋延之軋縮率小於20%，會無法將充分之應變導入表層軟化部，而表層軟化部在後續之退火步驟中不會充分地再結晶。另一方面，若冷軋延之軋縮率大於70%則會有鋼板在軋延中斷裂的情況，因此冷軋延之軋縮率係設為20%以上且70%以下。

【0087】(冷軋延後之退火熱處理：將軋延後之多層鋼板於600℃以上且750℃以下之溫度下保持5秒以上後，冷卻至室溫)

將冷軋延後之多層鋼板加熱至600℃以上且750℃以下之溫度並進行退火。若加熱保持溫度低於600℃，不但表層軟化部不會充分再結晶，且板厚中心部之雪明碳鐵也不會充分熔解，導致無法獲得穩定之殘留 γ 分率。若高於750℃，則會變得難以使肥粒鐵生成於板厚中心部。因此，加熱保持溫度係設為600℃以上且750℃以下。

【0088】若保持時間小於5秒，表層軟化部之未再結

晶組織便不會充分再結晶。為了完全去除未再結晶組織，宜設退火時間為10秒以上，設為15秒以上更佳。而由生產性之觀點來看，宜將退火時間設為3600秒以下。

【0089】 為了在板厚中心部中使低溫變態組織生成，上述加熱保持後之冷卻停止溫度宜為550℃以下，較佳為300℃以下，又以100℃以下最佳。

【0090】 上述冷卻之後，為了低溫變態組織之軟質化及殘留沃斯田鐵之穩定化，亦可在300℃以上且550℃以下之溫度下進行回火。

【0091】 當要對鋼板表面施行熔融鍍鋅以製造熔融鍍鋅鋼板時，係使上述在600℃以上且750℃以下之溫度下的退火後之冷卻於430~500℃的溫度範圍內停止，接著將冷軋鋼板浸漬於熔融鋅之鍍敷浴中進行熔融鍍鋅處理。鍍敷浴的條件設定在一般範圍內即可。鍍敷處理後則冷卻至室溫即可。

【0092】 當要對鋼板表面施行合金化熔融鍍鋅以製造合金化熔融鍍鋅鋼板時，係在對鋼板施行熔融鍍鋅處理後，在將鋼板冷卻至室溫前於450~620℃的溫度下進行熔融鍍鋅之合金化處理。合金化處理條件設定在一般範圍內即可。

【0093】 藉由如以上所述製造鋼板，便可製得本實施形態之鋼板。

實施例

【0094】 參照示例更具體地說明本發明鋼板。然

而，以下示例為本發明鋼板之示例，本發明鋼板並不受以下示例之態樣限定。

【0095】 1.製造評估用鋼板

表2所記載之多層鋼板的製造方法為包層法之試料，係依下述方法製作而成。對具有表1所示化學組成之板厚20mm的連續鑄造鋼胚(板厚中心部用鋼板)磨削表面去除表面氧化物後，利用電弧熔接於其單面或雙面積層具有表1所示化學組成之表層用鋼板(表層軟化部)。並以表2所示之加熱溫度、熱軋延前之保持時間、精整軋延開始溫度、冷卻完成時間、冷卻停止溫度、冷卻後保持時間及捲取溫度，將所得之物進行加熱、加熱後保持、熱軋延、冷卻、冷卻後保持以及捲取成卷料，而製得積層熱軋鋼板。然後，以常規方法進行酸洗，並以表2所示之回火溫度、冷軋延率、退火溫度及退火時間進行回火、冷軋延及退火，而冷卻至室溫。

【0096】 表2所記載之多層鋼板的製造方法為冷噴塗法的試料，係依下述方法製作而成。

【0097】 若為令基板為熱軋板之情況，係對具有表1所示化學組成之板厚20mm的連續鑄造鋼胚(板厚中心部用鋼板)，以表2所示之加熱溫度、熱軋延前之保持時間、精整軋延開始溫度、冷卻完成時間、冷卻停止溫度、冷卻後保持時間及捲取溫度，進行加熱、加熱後保持、熱軋延、冷卻、冷卻後保持及捲取成卷料而製作出熱軋板，並在磨削表面去除表面氧化物後，於其單面或雙面利用冷噴

塗法在表層形成堆積層(表層)而製作出鋼板。然後，以表2所示之回火溫度、冷軋延率、退火溫度及退火時間來進行回火、冷軋延及退火，而冷卻至室溫。

【0098】 另一方面，若為令基板為冷軋板之情況，係利用常規方法將以上述方法製作而得之熱軋板進行酸洗，並以表2所示回火溫度及冷軋延率進行回火及冷軋延而製作出冷軋板，接著利用冷噴塗法於冷軋板之至少單面形成堆積層(表層)，並以表2所示退火溫度及退火時間進行退火，而冷卻至室溫。

【0099】 冷噴塗法中所使用之鐵基粒子係利用表4所示成分及粒徑之物。用於冷噴塗法之粒子，係使用依據先前技術來重複粉碎與以篩網所進行之分級而調整為預定粒子徑之物。並且，使用氮氣來作為工作氣體。利用加熱器將工作氣體加熱至700°C，且由粒子供給裝置供給鐵基粒子並混合後，以噴塗噴嘴吹附於基板而獲得多層鋼板。又，工作氣壓係固定為3MPa。並且，噴嘴之掃描速度是利用機械控制來調整。

【0100】 [表1-1]

表 1-1

鋼種	板厚中心部											表層軟化部											表層軟化部之相對於板厚中心部的比(質量%)					表層軟化部(單側)之比率(%)
	C	Si	Mn	Al	P	S	N	O	其他	C	Si	Mn	Al	P	S	N	O	其他	C	Cr+Mo	B	Cu+Ni	Ti+Nb	W+V				
A	0.30	0.04	4.96	0.04	0.010	0.001	0.004	0.001	0.001Mg, 0.002Zr	0.001	1.10	0.50	0.001	0.001	0.001	0.003	0.001		0.3	-	-	-	-	-				
B	0.13	0.03	4.99	0.03	0.007	0.002	0.003	0.001		0.002	0.05	0.20	0.002	0.001	0.002	0.003	0.001		1.5	-	-	-	-	-				
C	0.19	2.01	5.02	0.04	0.011	0.001	0.003	0.001		0.001	0.09	1.21	0.001	0.002	0.002	0.003	0.001	0.002Mg, 0.001Zr	0.5	-	-	-	-	-				
D	0.14	1.98	5.05	0.04	0.011	0.001	0.004	0.001	0.001Sb, 0.001Sn	0.050	1.49	1.20	0.002	0.002	0.001	0.003	0.001		35.7	-	-	-	-	-				
E	0.23	2.23	4.83	0.03	0.008	0.002	0.003	0.001		0.050	0.49	0.03	0.002	0.001	0.001	0.003	0.001		21.7	-	-	-	-	-				
F	0.04	1.50	4.70	0.04	0.010	0.001	0.004	0.001		0.001	1.10	0.50	0.001	0.001	0.001	0.003	0.001		2.5	-	-	-	-	-				
G	0.20	1.96	4.91	0.04	0.009	0.001	0.004	0.001	0.001Zr, 0.0030REM	0.120	0.08	1.40	0.002	0.001	0.002	0.003	0.001		60.0	-	-	-	-	-				
H	0.18	1.55	3.62	0.03	0.010	0.002	0.003	0.001		0.021	0.02	2.01	0.001	0.001	0.001	0.003	0.001		11.7	-	-	-	-	-				
I	0.31	0.00	7.06	0.04	0.009	0.002	0.004	0.001		0.003	0.91	1.01	0.002	0.001	0.001	0.003	0.001		1.0	-	-	-	-	-				
J	0.28	0.03	6.92	0.03	0.010	0.001	0.003	0.001	0.001Bi	0.006	0.05	0.20	0.002	0.001	0.002	0.003	0.001		2.1	-	-	-	-	-				
K	0.11	2.02	5.41	0.03	0.012	0.002	0.003	0.001		0.010	0.81	2.01	0.001	0.001	0.001	0.003	0.001		9.1	-	-	-	-	-				
L	0.12	1.09	4.18	0.03	0.008	0.002	0.004	0.001	0.32Ni, 0.10Cu	0.003	1.10	1.00	0.001	0.001	0.001	0.003	0.001	0.20Ni, 0.10Cu	2.5	-	-	71.4	-	-				
M	0.15	0.03	5.02	0.95	0.011	0.002	0.003	0.001	0.10Cr, 0.09Mo, 0.06W	0.052	1.03	1.30	0.001	0.002	0.001	0.003	0.001	0.08Cr, 0.09Mo,	34.7	89.5	-	-	-	-				
N	0.14	1.95	5.01	0.02	0.010	0.001	0.004	0.001	0.031Ti, 0.023Nb	0.041	0.02	2.01	0.001	0.001	0.001	0.003	0.001	0.03Ti, 0.011Nb	29.3	-	-	-	75.9	-				
O	0.16	2.06	4.36	0.02	0.011	0.002	0.003	0.001	0.049Ti, 0.201V	0.096	0.92	0.53	0.001	0.001	0.001	0.003	0.001		60.0	-	-	-	-	-				
P	0.32	0.02	4.68	0.03	0.009	0.001	0.003	0.001		0.003	0.49	1.51	0.002	0.002	0.001	0.003	0.001		0.9	-	-	-	-	-				
Q	0.30	0.78	5.06	0.04	0.010	0.001	0.004	0.001	0.001B, 0.001Ca	0.120	1.31	2.31	0.002	0.002	0.002	0.003	0.001	0.0030REM	40.0	-	-	-	-	-				
R	0.22	1.96	9.12	0.03	0.009	0.001	0.003	0.001		0.002	0.05	0.20	0.002	0.001	0.002	0.003	0.001		0.9	-	-	-	-	-				
S	0.12	1.09	4.51	0.04	0.008	0.001	0.003	0.001		0.170	1.68	2.31	0.002	0.001	0.001	0.003	0.001		91.7	-	-	-	-	-				
T	0.49	1.74	5.01	0.03	0.011	0.002	0.003	0.001		0.018	1.10	1.15	0.001	0.001	0.001	0.003	0.001		3.7	-	-	-	-	-				
U	0.22	1.83	5.23	0.03	0.012	0.001	0.003	0.001		0.102	0.05	0.89	0.001	0.001	0.001	0.003	0.001		46.4	-	-	-	-	-				
V	0.29	1.85	4.63	0.03	0.009	0.002	0.003	0.001		0.120	1.51	2.80	0.002	0.001	0.002	0.003	0.001		41.4	-	-	-	-	-				
W	0.30	0.81	5.02	0.03	0.010	0.001	0.003	0.001	0.81Ni, 0.08Cu	0.050	1.49	1.20	0.002	0.001	0.001	0.003	0.001	0.68Ni, 0.20Cu	16.7	-	-	98.9	-	-				
X	0.16	1.88	5.00	0.03	0.009	0.002	0.004	0.001	0.006Ti, 0.007Nb	0.051	0.02	1.88	0.001	0.001	0.001	0.003	0.001	0.005Ti, 0.007Nb	31.9	-	-	92.3	-	-				

[表1-2]

編種	板厚中心部													表層軟化部										表層軟化部之相對於板厚中心部的比(質量%)					表層軟化部(單側)之比率(%)
	板厚中心部													表層軟化部										表層軟化部之相對於板厚中心部的比(質量%)					
	C	Si	Mn	Al	P	S	N	O	其他	C	Si	Mn	Al	P	S	N	O	其他	C	Cr+Mo	B	Cu+Ni	Ti+Nb	W+V					
Y	0.30	0.72	5.04	0.04	0.010	0.001	0.004	0.001	0.001B	0.151	1.30	2.21	0.002	0.001	0.002	0.003	0.001	0.002B	50.3	-	200	-	-	-					
Z	0.18	2.06	4.36	0.02	0.011	0.002	0.003	0.001	0.049Ti, 0.06W, 0.15V	0.081	1.45	1.01	0.001	0.002	0.001	0.003	0.001	0.12W, 0.10V	45.0	-	-	-	-	104.8					
AA	0.31	1.96	9.12	0.03	0.009	0.001	0.003	0.001		0.181	0.91	1.01	0.002	0.001	0.001	0.003	0.001		58.4	-	-	-	-	0.05					
AB	0.15	2.02	5.41	0.03	0.012	0.002	0.003	0.001	0.015Ti	0.110	0.05	0.50	0.001	0.002	0.001	0.003	0.001		73.3	-	-	-	-	40					
AC	0.20	2.01	5.03	0.04	0.011	0.001	0.004		0.1W, 0.12V	0.110	0.05	1.00	0.002	0.001	0.002	0.003	0.08W, 0.08V	55.0	-	-	-	-	72.7	15					
AD	0.25	1.80	4.29	0.03	0.008	0.001	0.003		0.003B	0.080	0.95	1.11	0.003	0.001	0.001	0.003	0.001B	32.0	-	33.3	-	-	-	15					
AE	0.18	1.00	4.21	0.03	0.020	0.001	0.002		1.00Cr, 0.5Mo	0.050	0.80	0.90	0.003	0.001	0.001	0.003	0.9Cr, 0.5Mo	27.8	93.3	-	-	-	-	20					
AF	0.30	0.04	4.96	0.04	0.010	0.001	0.004	0.001	0.001Me, 0.002Zr	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-					
AG	0.19	2.01	5.02	0.04	0.011	0.001	0.003	0.001	Ti:0.009, Nb:0.008	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-					

表 1-2

【0101】 [表2-1]

表 2-1

試料 No.	鋼種	多層鋼板之製造方法	施行冷噴塗法的時間點	冷噴塗法之基板	用於冷噴塗法之粒子	熱軋延前之保溫溫度 (°C)	熱軋延前之保持時間 (小時)	精整軋延開始溫度 (°C)	冷卻完成時間 (秒)	冷卻停止溫度 (°C)	冷卻後保持時間 (秒)	捲取溫度 (°C)	熱風板回火溫度 (°C)	冷軋延率 (%)	退火溫度 (°C)	退火時間 (秒)	有無鍍敷與合金化	表層軟化部形成面	備註
1	A	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.8	550	12	500	500	45	650	60		雙面	實施例
2	A	包層法	-	-	-	1250	1	920	4.0	550	5	500	500	50	620	30		雙面	比較例
3	A	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.8	480	5	500	500	40	650	100		雙面	比較例
4	B	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.5	550	10	500	無	40	680	200		雙面	實施例
5	B	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.8	550	10	500	無	40	740	200		雙面	實施例
6	B	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.8	800	4	500	無	40	740	200		雙面	比較例
7	C	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.5	550	12	500	無	55	750	200		雙面	實施例
8	C	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.5	590	4	500	無	40	750	200	鍍敷	雙面	實施例
9	D	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.5	550	12	500	無	40	725	200		雙面	實施例
10	E	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.5	550	10	500	500	40	700	60		雙面	實施例
11	F	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.8	550	8	500	無	40	650	200		雙面	實施例
12	G	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.5	550	5	500	350	40	675	60	合金化	雙面	實施例
13	G	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.5	600	10	500	350	40	675	60		雙面	實施例
14	H	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.5	600	12	500	無	40	620	100		雙面	比較例
15	I	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.2	550	8	500	500	40	650	60		雙面	實施例
16	I	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.8	550	8	500	無	40	560	100		雙面	比較例
17	J	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.8	550	10	500	無	40	640	80		雙面	實施例
18	K	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.8	550	5	500	500	40	650	3		雙面	比較例
19	L	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.8	550	10	500	無	40	730	200		雙面	實施例
20	M	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.8	550	8	500	500	40	710	200		雙面	實施例
21	N	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.5	520	15	500	400	50	720	200		雙面	實施例
22	N	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.8	600	2	500	450	50	640	100		雙面	比較例
23	O	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.5	550	12	500	500	40	720	200		雙面	實施例
24	O	包層法	-	-	-	1250	1	920	18.0	520	8	500	無	15	650	100		雙面	比較例
25	P	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.6	550	10	500	450	40	670	60		雙面	實施例
26	P	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.5	550	15	500	無	35	700	25		雙面	實施例
27	Q	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.8	550	10	500	500	40	670	100		雙面	實施例
28	R	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.0	550	8	500	450	40	680	100		雙面	實施例
29	S	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.5	550	9	500	500	40	670	200		雙面	實施例
30	T	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.8	550	15	500	450	40	650	120		雙面	實施例
31	T	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.5	550	10	300	500	45	680	100		雙面	實施例
32	U	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.8	550	5	500	500	40	850	120		雙面	比較例

[表2-2]

表2-2

試料 No.	鋼種	多層鋼板之製造方法	施行冷噴塗法的時間點	冷噴塗法之基板	用於冷噴塗法之粒子	熱軋延前之保溫持溫溫度(°C)	熱軋延前之保溫持時間(小時)	精整軋開始溫度(°C)	冷卻完成時間(秒)	冷卻停止溫度(°C)	冷卻後保持時間(秒)	捲取溫度(°C)	熱軋板回火溫度(°C)	冷軋延率(%)	退火溫度(°C)	退火時間(秒)	有無鍍敷與合金化	表面氧化形成面	備註
33	V	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.5	550	8	500	500	30	680	100		雙面	比較例
34	W	包層法	-	-	-	1250	1	920	2.0	550	8	500	400	40	700	120		雙面	實施例
35	X	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.8	550	8	500	500	40	660	80		雙面	實施例
36	Y	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.8	550	5	500	無	45	620	60		雙面	實施例
37	Z	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.8	550	8	500	400	40	660	100		雙面	實施例
38	AA	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.8	550	8	500	500	40	650	120		雙面	比較例
39	AB	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.8	550	5	500	500	40	720	200		雙面	比較例
40	A	包層法	-	-	-	1250	1	900	1.8	550	10	500	500	55	660	60		單面	實施例
41	AC	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.8	600	10	500	350	40	685	60		雙面	實施例
42	AD	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.8	550	5	500	300	40	640	60		雙面	實施例
43	AE	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.5	550	12	500	無	55	750	200		雙面	實施例
44	AD	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.8	550	5	500	400	68	660	60		雙面	實施例
45	A	包層法	-	-	-	1250	1	920	1.8	550	12	500	450	68	680	60		雙面	實施例
46	AF	冷噴塗法	熱軋延前	熱軋板	I	1250	1	920	3.5	550	10	500	500	50	640	60		雙面	比較例
47	AF	冷噴塗法	冷軋延後	冷軋板	I	1250	1	920	1.8	550	10	500	500	45	660	200		雙面	比較例
48	AF	冷噴塗法	冷軋延後	冷軋板	II	1250	1	920	1.8	550	12	500	520	50	660	150		單面	比較例
49	AG	冷噴塗法	熱軋延前	熱軋板	II	1250	1	920	4.0	550	11	500	450	50	680	20		雙面	比較例
50	AG	冷噴塗法	熱軋延前	熱軋板	I	1250	1	920	3.8	550	12	500	400	50	680	30		單面	比較例
51	AG	冷噴塗法	冷軋延後	冷軋板	II	1250	1	920	1.8	550	11	500	480	50	745	80		雙面	比較例
52	AG	冷噴塗法	熱軋延後	熱軋板	I	1250	1	920	1.8	550	12	500	500	25	650	30		雙面	比較例

【0102】針對一部分之退火冷軋鋼板，在進行過最終退火後，會在460°C停止退火後之冷卻，並將冷軋鋼板浸漬於460°C之熔融鋅的鍍敷浴中2小時，而進行熔融鍍鋅處理。鍍敷浴的條件與以往相同。當不施行後述合金化處理時，在460°C之保持後，以平均冷卻速度10°C/秒冷卻至室溫。

【0103】針對一部分之退火冷軋鋼板，在進行過熔融鍍鋅處理後，不冷卻至室溫而繼續施行合金化處理。加熱至520°C，並在520°C維持5秒以進行合金化處理，然後以平均冷卻速度10°C/秒冷卻至室溫。

【0104】將如上述進行而製得之退火冷軋鋼板以0.1%之延伸率進行調質軋延，而準備了各種評估用鋼板。

【0105】2. 評估方法

對所得之退火冷軋鋼板實施：板厚測定、組織觀察、表層軟化部之氣孔率測定、維氏硬度試驗、以SEM/EBSD法進行之再結晶率測定試驗、表層軟化部之平均結晶粒徑測定、拉伸試驗、均勻延伸試驗以及V彎曲試驗。

【0106】板厚中心部之組織的觀察方法係以如下方式進行。對鋼板表面施行鏡面研磨及膠體研磨，使板厚中心部成為測定面，並使用場發射掃描式電子顯微鏡(FE-SEM)及OIM結晶方位解析裝置，在測定面100 μm 平方的區域中以0.2 μm 間隔取得結晶方位資料群。以解析軟體(TSL OIM Analysis)解析所得之結晶方位資料群，並

將組織分類。在Phase-MAP中，將被判別為沃斯田鐵相之區域判別為殘留沃斯田鐵。針對Phase-MAP中被判別為沃斯田鐵相以外之包含回火麻田散鐵、變韌鐵、保持淬火狀態的麻田散鐵以及肥粒鐵之肥粒鐵相之區域的組織，依據以3000倍的倍率觀察而得之二次電子影像更進一步地判別如下。肥粒鐵相中，在晶粒內具有下部組織者當中，於內部包含雪明碳鐵之組織係判別為回火麻田散鐵或變韌鐵。肥粒鐵相中，在晶粒內具有下部組織者當中，於內部不含雪明碳鐵之組織係判別為保持淬火狀態的麻田散。並將肥粒鐵相中，於晶粒內不含下部組織的區域判別為肥粒鐵。

【0107】以上述方法進行組織觀察，而板厚中心部之組織會被分類為肥粒鐵、回火麻田散鐵或變韌鐵、保持淬火狀態的麻田散鐵、及殘留沃斯田鐵。

【0108】針對表層軟化部之組織觀察，除了使表層軟化部成為測定面以外，係以與板厚中心部之組織觀察相同的方法來進行。表層軟化部之組織實質上為肥粒鐵。

【0109】表層軟化部之氣孔率係鑑定上述研磨面的氣孔部，並利用影像處理來作為面積率而算出。表層軟化部之氣孔率，係以掃描電子顯微鏡在1000倍的倍率下進行觀察，並藉由影像處理來檢測出直徑為 $0.01\mu\text{m}$ 以上之氣孔後，算出其合計面積率。

【0110】如上所述，維氏硬度試驗係為了定義表層軟化部而進行。首先，以硝太蝕劑腐蝕而使鋼板之截面組

織露出，並根據由光學顯微鏡或掃描型電子顯微鏡觀察而得之組織影像，來算出鋼板之總厚度。於鋼板之板厚方向的中心，在相對於板厚方向呈垂直方向上以壓痕互不干涉之衝印間隔針對5點以壓入荷重100g重來測定維氏硬度，並以該等之平均值作為板厚方向之中心位置上的平均維氏硬度。其次，由板厚方向之中心朝向表面，將衝印間隔設為鋼板之總厚度5%的固定間隔，並在各自之板厚方向位置上與上述同樣地進行了5點之維氏硬度試驗。當某板厚方向位置上之平均維氏硬度為板厚方向之中心位置上之平均維氏硬度的0.6倍以下時，將較該位置更靠表面側定義為表層軟化部。當以5%間隔之衝印無法獲得平均維氏硬度的0.6倍以下之值而無法定義表層軟化部時，係藉由在表層之2衝印點之間，以縮得較最初衝印的間隔更短的任意固定間隔進行衝印，而定義出表層軟化部。表層軟化部用鋼板的厚度相對於板厚中心部用鋼板之板厚的比率係如表3之「表層軟化部(單側)之比率(%)」所示。

【0111】在以SEM/EBSD法進行之再結晶率測定試驗中，對鋼板表面施行鏡面研磨及膠體研磨，使根據上述方法定義之表層軟化部的中央位置成為測定面，並使用場發射掃描式電子顯微鏡(FE-SEM)及OIM結晶方位解析裝置，在測定面100 μm 平方的區域中以0.2 μm 間隔取得了結晶方位資料群。以解析軟體(TSL OIM Analysis)解析所得之結晶方位資料群，並將第一接近測定點間之Kernel Average Misorientation(KAM值)為1.0°以下的區域定義

為再結晶組織，並算出該區域之相對於總區域的面積率。

【0112】表層軟化部之平均結晶粒徑係以如下方式測定。在以SEM/EBSD法進行之平均結晶粒徑測定試驗中，利用解析軟體(TSL OIM Analysis)解析以上述方法所得之結晶方位資料群，再藉由Area Fraction法算出將具有結晶方位差 15° 以上之方位差的結晶晶界所包圍的區域定義為一個結晶粒時之粒徑，並算出了觀察區域整體之平均粒徑。

【0113】在與鋼板之軋延方向呈直角之方向上取長軸並採取JIS5號試驗片後，測定拉伸強度(TS)及均勻延伸率(uEL)。拉伸試驗係以使用有JIS5號拉伸試驗片之JIS Z 2241所規定之方法進行。而均勻延伸試驗係以使用有平行部長度為50mm之JIS5號試驗片之JIS-Z2201所規定之方法進行。

【0114】臨界彎曲半徑R係以使相對於軋延方向呈垂直之方向為長邊方向(彎曲稜線與軋延方向一致)來做出JIS Z2204所記載之1號試驗片後，依循JIS Z2248進行V彎曲試驗。將僅單面具表層軟化部之試樣彎曲成具表層軟化部之面成彎曲外側。衝模與衝頭之角度係設為 60° 並以0.1mm單位變更衝頭之前端半徑來進行彎曲試驗，而求得可不致使龜裂產生且能進行彎曲之衝頭前端半徑作為臨界彎曲半徑R。針對強度為780MPa以上且小於1180MPa之鋼種，以臨界彎曲半徑R大於1.0mm者為彎曲性不良(符號×)，以1.0mm以下者為彎曲性良好(符號○)，且以

0.8mm以下者為彎曲性優良(◎)。針對強度為1180MPa以上之鋼種，將臨界彎曲半徑R大於2.0mm者評估為彎曲性不良(符號×)，將2.0mm以下者評估為彎曲性良好(符號○)，且將1.5mm以下者評估為彎曲性優良(◎)。

【0115】對於所製得之鋼板，實際測定上述所定義之表層軟化部的板厚方向之中央位置的化學組成與板厚方向之中心位置的化學組成後，分別與表1所示表層軟化部用鋼板及母材鋼板之化學組成幾乎相同。

【0116】平均Mn濃度係在組織截面之板厚中心部及表層軟化部各自的板厚方向中心，沿著與板厚方向呈垂直方法之線上，以50 μ m間隔利用EPMA測定出20點之Mn濃度，並由其平均值求出。其結果，板厚中心部之平均Mn濃度及表層軟化部之平均Mn濃度，分別與表1所示之母材鋼板及表層軟化部用鋼板之Mn濃度幾乎相同。

【0117】3. 評估結果

上述評估結果顯示於表3。

【0118】[表3-1]

表 3 - 1

試料 No.	鋼種	板厚 (mm)	表層軟化部 (單側)之比率(%)	表層軟化部之再結晶率 (%)	表層軟化部之平均結晶粒徑 (μm)	表層氣孔率 (%)	TS (MPa)	uEL (%)	TS × uEL	彎曲性	備註
1	A	1.7	10	96	28	0	956	14.8	14149	◎	實施例
2	A	1.7	10	<u>76</u>	18	0	1125	3.5	<u>3938</u>	×	比較例
3	A	1.7	10	<u>88</u>	21	0	942	3.3	<u>3109</u>	×	比較例
4	B	1.6	10	97	30	0	851	19.5	16595	○	實施例
5	B	1.6	10	98	26	0	1145	12.5	14313	◎	實施例
6	B	1.6	10	<u>65</u>	22	0	1050	9.6	<u>10080</u>	×	比較例
7	C	1.6	2.5	96	29	0	1250	12.1	15125	◎	實施例
8	C	1.6	2.5	95	30	0	1255	11.8	14809	○	實施例
9	D	1.6	15	95	29	0	1076	17.9	19260	◎	實施例
10	E	1.5	15	96	24	0	1171	16.9	19790	◎	實施例
11	F	1.4	20	98	27	0	793	15.2	12054	◎	實施例
12	G	1.5	15	97	30	0	1034	13.7	14166	◎	實施例
13	G	1.5	15	95	28	0	1012	14.2	14370	○	實施例
14	H	1.4	10	95	27	0	1026	<u>11.1</u>	<u>11389</u>	◎	比較例
15	I	1.7	10	96	29	0	1511	9.3	14052	◎	實施例
16	I	1.7	10	<u>85</u>	22	0	1241	<u>2.3</u>	<u>2854</u>	×	比較例
17	J	1.6	5	98	28	0	1366	15.3	20900	◎	實施例
18	K	1.5	15	<u>62</u>	20	0	921	3.6	<u>3316</u>	×	比較例
19	L	1.5	15	96	27	0	903	22.1	19956	◎	實施例
20	M	1.7	20	95	30	0	899	17.6	15822	◎	實施例
21	N	1.6	15	95	29	0	1136	12.4	14086	◎	實施例
22	N	1.6	15	<u>43</u>	22	0	1089	9.2	<u>10019</u>	×	比較例
23	O	1.6	15	95	32	0	1222	11.5	14053	◎	實施例
24	O	1.6	15	<u>72</u>	28	0	1099	13.1	14397	×	比較例
25	P	1.6	2.5	97	25	0	1385	12.1	16759	◎	實施例
26	P	1.6	2.5	91	30	0	1018	14.1	14354	○	實施例
27	Q	1.7	10	96	30	0	1291	15.2	19623	◎	實施例
28	R	1.5	20	99	28	0	1061	13.2	14005	◎	實施例
29	S	1.7	1.5	94	22	0	1182	11.3	13357	○	實施例
30	T	1.6	15	95	31	0	1312	15.1	19811	○	實施例
31	T	1.6	15	98	24	0	1199	16.3	19544	◎	實施例
32	U	1.6	5	90	36	0	1175	8.1	<u>9518</u>	○	比較例
33	V	1.2	10	96	31	0	1256	12.6	15826	×	比較例
34	W	1.2	10	91	28	0	1466	9.2	13487	○	實施例
35	X	1.6	5	92	27	0	1146	10.5	12033	○	實施例

[表3-2]

表 3 - 2

試料 No.	鋼種	板厚 (mm)	表層軟化部 (單側) 之比率 (%)	表層軟化部之再結晶率 (%)	表層軟化部之平均結晶粒徑 (μm)	表層氣孔率 (%)	TS (MPa)	uEL (%)	TS × uEL	彎曲性	備註
36	Y	1.3	10	91	29	0	1366	9.8	13387	○	實施例
37	Z	1.3	15	92	22	0	1205	10.1	12171	○	實施例
38	AA	2.8	<u>0.05</u>	93	26	0	1553	7.9	12269	×	比較例
39	AB	1.6	<u>35</u>	98	23	0	<u>663</u>	18.3	12133	◎	比較例
40	A	1.6	10	98	26	0	1086	13.9	15095	◎	實施例
41	AC	1.6	15	96	26	0	1311	14.9	19534	◎	實施例
42	AD	1.7	15	93	24	0	1329	13.6	18074	◎	實施例
43	AE	1.4	15	91	35	0	1302	9.4	12239	○	實施例
44	AD	1.2	15	98	20	0	1215	15.8	19197	○	實施例
45	A	1.0	15	97	22	0	1011	15.2	15367	○	實施例
46	AF	1.2	5	<u>78</u>	22	0	1011	13.2	13345	×	比較例
47	AF	1.2	10	94	<u>45</u>	<u>4</u>	1122	11.6	13015	×	比較例
48	AF	1.2	10	92	<u>41</u>	<u>5</u>	1110	11.9	13209	×	比較例
49	AG	1.6	5	<u>73</u>	29	0	1002	13.6	13627	×	比較例
50	AG	1.6	5	<u>76</u>	24	0	1052	12.7	13360	×	比較例
51	AG	1.6	10	91	<u>42</u>	<u>6</u>	1226	10.8	13241	×	比較例
52	AG	1.6	10	<u>83</u>	36	1	1188	11.1	13187	×	比較例

【0119】 [表4]

表 4

粒子No.	化學成分(質量%)								粒子徑(μm)
	C	Si	Mn	Al	P	S	N	其他	
I	0.001	0.016	0.63	0.001	0.001	0.001	0.003		10
II	0.008	0.500	0.56	0.002	0.001	0.001	0.003	Ti:0.007, Nb0.007	10

【0120】 表1~3中有附底線的數值係表示該數值所示之含量、條件，或表示機械特性在較佳範圍外。

【0121】 表2及表3中實施例的鋼板具有下列含Mn濃

度高之鋼板的特徵，並具有優異彎曲性，前述特徵為：板厚中心部之平均Mn濃度大於4.0質量%且小於10.0質量%；表層軟化部具有鋼板之0.1%到30%的厚度，且平均Mn濃度為2.5%以下；前述表層軟化部之再結晶率為90%以上；且，具優異之TS×uEL平衡。

【0122】另一方面，表2及表3中被測材料No.2、3、6、16、18、22、24、46、49、50及52，其等之表層軟化部之再結晶率超出本發明所規定之範圍外，而未能獲得優異彎曲性。

【0123】被測材料No.14之板厚中心部之平均Mn濃度低，而未能獲得優異之TS×uEL平衡。

【0124】被測材料No.32之退火溫度高，而未能獲得優異之TS×uEL平衡。

【0125】被測材料No.33之表層軟化部之平均Mn濃度高，而未能獲得優異彎曲性。

【0126】被測材料No.38之表層軟化部之厚度小，而未能獲得優異彎曲性。

【0127】被測材料No.39之表層軟化部之厚度大，而強度低。

【0128】被測材料No.46、49、50及52，其等雖是以熱軋板為基板並藉由冷噴塗法製作而成之多層鋼板，但堆積層(表層)之再結晶率低，而未能獲得優異彎曲性。

【0129】被測材料No.47、48及51，其等雖是以冷軋板為基板並藉由冷噴塗法製作而成之多層鋼板，但於堆

積層(表層)有氣孔產生，而未能獲得良好彎曲性。並且，表層軟化部之再結晶組織之平均結晶粒徑大，而未能獲得優異彎曲性。

【0130】 產業上之可利用性

根據本發明，可以高生產效率來製得適合作為汽車用胚料之彎曲加工性優異且高Mn含量之高強度鋼板，而在產業上之優點多。



I655299

【發明摘要】

【中文發明名稱】

高強度鋼板及其製造方法

【中文】

本發明提供一種可適用作為汽車零件用胚料之具有彎曲加工性且含有大量Mn之高強度鋼板及其製造方法。一種彎曲性優異之高強度鋼板，包含板厚中心部、與形成於該板厚中心部之單面或雙面的表層軟化部；該彎曲性優異之高強度鋼板之特徵在於：前述板厚中心部之平均Mn濃度大於4.0質量%且小於10.0質量%，各表層軟化部具有板厚之0.1%到30%的厚度，前述表層軟化部之Mn濃度為2.5質量%以下，且前述表層軟化部的再結晶率為90%以上。

【指定代表圖】 無

【代表圖之符號簡單說明】

無

【特徵化學式】

無

第 107114474 號專利申請案申請專利範圍替換本 修正日期：107 年 11 月 21 日

【發明申請專利範圍】

【第1項】 一種高強度鋼板，包含板厚中心部、與形成於該板厚中心部之單面或雙面的表層軟化部；該高強度鋼板之特徵在於：

前述板厚中心部之平均Mn濃度大於4.0質量%且小於10.0質量%，

各表層軟化部具有板厚之0.1%到30%的厚度，

前述表層軟化部之平均Mn濃度為2.5質量%以下，

前述表層軟化部的再結晶率為90%以上，且

前述表層軟化部之再結晶組織的平均結晶粒徑為0.1 μm 以上且40 μm 以下。

【第2項】 如請求項1之高強度鋼板，其中前述板厚中心部以質量%計含有：

C：大於0.05%且小於0.80%、

Si：0.001%以上且小於3.50%、

Mn：大於4.0%且小於10.0%、

P：0.10%以下、

S：0.010%以下、

sol.Al：0.001%以上且小於3.00%、及

N：小於0.050%，且

剩餘部分由鐵及無法避免之不純物所構成。

【第3項】 如請求項2之高強度鋼板，其中前述板厚中心部以質量%計更含有選自於由以下所構成群組中之至少一種元素：

第 107114474 號專利申請案申請專利範圍替換本 修正日期：107 年 11 月 21 日

Cr：0.01%以上且2.00%以下、

Mo：0.01%以上且2.00%以下、

Cu：0.01%以上且2.00%以下、及

Ni：0.01%以上且2.00%以下。

【第4項】 如請求項2或3之高強度鋼板，其中前述板厚中心部以質量%計更含有選自於由以下所構成群組中之至少一種元素：

Ti：0.005%以上且0.30%以下、

Nb：0.005%以上且0.30%以下、

V：0.005%以上且0.30%以下、及

W：0.005%以上且0.30%以下。

【第5項】 如請求項2或3之高強度鋼板，其中前述板厚中心部以質量%計更含有選自於由以下所構成群組中之至少一種元素：

B：0.0001%以上且0.010%以下、

Ca：0.0001%以上且0.010%以下、

Mg：0.0001%以上且0.010%以下、

Zr：0.0001%以上且0.010%以下、及

REM：0.0001%以上且0.010%以下。

【第6項】 如請求項2或3之高強度鋼板，其中前述板厚中心部以質量%計更含有選自於由以下所構成群組中之至少一種元素：

Sb：0.0005%以上且0.050%以下、

Sn：0.0005%以上且0.050%以下、及

第 107114474 號專利申請案申請專利範圍替換本 修正日期：107 年 11 月 21 日

Bi：0.0005%以上且0.050%以下。

【第7項】 如請求項2或3之高強度鋼板，其中前述表層軟化部之C量係前述板厚中心部之C量的0.9倍以下。

【第8項】 如請求項3之高強度鋼板，其中前述表層軟化部之Cr量及Mo量的總和係前述板厚中心部之Cr量及Mo量的總和的0.9倍以下。

【第9項】 如請求項3之高強度鋼板，其中前述表層軟化部之Cu量及Ni量的總和係前述板厚中心部之Cu量及Ni量的總和的0.9倍以下。

【第10項】 如請求項4之高強度鋼板，其中前述表層軟化部之Ti量及Nb量的總和係前述板厚中心部之Ti量及Nb量的總和的0.9倍以下。

【第11項】 如請求項4之高強度鋼板，其中前述表層軟化部之V量及W量的總和係前述板厚中心部之V量及W量的總和的0.9倍以下。

【第12項】 如請求項5之高強度鋼板，其中前述表層軟化部之B量係前述板厚中心部之B量的0.9倍以下。

【第13項】 如請求項1至3中任一項之高強度鋼板，其於前述表層軟化部表面更包含熔融鍍鋅層、合金化熔融鍍鋅層或電鍍鋅層。

【第14項】 一種高強度鋼板之製造方法，係製造如請求項1至13中任一項之高度鋼板的方法；

該高強度鋼板之製造方法之特徵在於包含以下步驟：

第 107114474 號專利申請案申請專利範圍替換本 修正日期：107 年 11 月 21 日

在構成前述板厚中心部之母材鋼板的單面或雙面上積層構成前述表層軟化部之表層軟化部用鋼板，以形成多層鋼板；

將前述多層鋼板加熱至 1080°C 以上且 1300°C 以下，以及在精整軋延開始溫度 800°C 以上且 1000°C 以下之條件下進行熱軋延；

在前述精整軋延結束後2秒以內將前述熱軋延後之多層鋼板冷卻至 500°C 以上且 700°C 以下；在將前述多層鋼板冷卻至前述 500°C 以上且 700°C 以下之溫度後，保持3秒以上；

將前述在 500°C 以上且 700°C 以下之溫度下保持3秒以上後的多層鋼板酸洗，接著以20%以上且70%以下之軋縮率進行冷軋延；及

將前述冷軋延後之多層鋼板在 600°C 以上且 750°C 以下之溫度下保持5秒以上，接著進行冷卻。

【第15項】如請求項14之高強度鋼板之製造方法，其以 600°C 以下之捲取溫度來捲取前述在 500°C 以上且 700°C 以下之溫度下保持3秒以上後的多層鋼板。

【第16項】如請求項15之高強度鋼板之製造方法，其在前述冷軋延前，在 300°C 以上且 550°C 以下之溫度下保持前述捲取後之多層鋼板並進行回火。