(19)中華民國智慧財產局
(12)發明說明書公開本 (11)公開編號：TW 201315819 A1
(43)公開日： 中華民國 102 (2013) 年 04 月 16 日

(21)申請案號：101130631 (22)申請日： 中華民國 101 (2012) 年 08 月 23 日
(51)Int. Cl.： *C22C38/04 (2006.01)* *C22C38/14 (2006.01)*
C21D8/02 (2006.01) *C21D9/46 (2006.01)*
C23C2/06 (2006.01)
(30)優先權：2011/10/13 日本 2011-225429
2012/08/16 日本 2012-180436
(71)申請人：杰富意鋼鐵股份有限公司 (日本) JFE STEEL CORPORATION (JP)
日本
(72)發明人：木村英之 KIMURA, HIDEYUKI (JP) ；長瀧康伸 NAGATAKI, YASUNOBU (JP) ；
奧田金晴 OKUDA, KANEHARU (JP) ；河村健二 KAWAMURA, KENJI (JP)
(74)代理人：賴經臣；宿希成
申請實體審查：有 申請專利範圍項數：7 項 圖式數：0 共 50 頁

(54)名稱

深擠壓性及鋼卷內材質均勻性優異之高強度冷軋鋼板及其製造方法

HIGH-STRENGTH COLD-ROLLED STEEL SHEET WITH EXCELLENT DEEP-DRAWABILITY AND IN-COIL UNIFORMITY IN MATERIAL PROPERTIES AND METHOD FOR MANUFACTURING THE SAME

(57)摘要

本發明提出一種深擠壓性及鋼卷內材質均勻性優異之高強度冷軋鋼板及其製造方法。成分組成係以質量%計，含有 C：0.010~0.060%、Si：超過 0.5%且 1.5%以下、Mn：1.0~3.0%、P：0.005~0.100%、S：0.010%以下、sol.Al：0.005~0.500%、N：0.0100%以下、Nb：0.010~0.100%、Ti：0.015~0.150%，且滿足(Nb/93)/(C/12)<0.20、$0.005 \leqq C^* \leqq 0.025$、$(Nb/93+Ti^*/48)/(C/12) \geqq 0.150$ ($C^*=C-(12/93)Nb-(12/48)Ti^*$、$Ti^*=Ti-(48/14)N-(48/32)S$)，剩餘部分包含鐵及不可避免之雜質。組織具有以面積率計為 70%以上之肥粒鐵相與 3%以上之麻田散鐵相。進而，拉伸強度為 440 MPa 以上，平均 r 值為 1.20 以上。

(19)中華民國智慧財產局
(12)發明說明書公開本 (11)公開編號：TW 201315819 A1
(43)公開日： 中華民國 102 (2013) 年 04 月 16 日

(21)申請案號：101130631 (22)申請日： 中華民國 101 (2012) 年 08 月 23 日
(51)Int. Cl.： *C22C38/04 (2006.01)* *C22C38/14 (2006.01)*
C21D8/02 (2006.01) *C21D9/46 (2006.01)*
C23C2/06 (2006.01)
(30)優先權：2011/10/13 日本 2011-225429
2012/08/16 日本 2012-180436
(71)申請人：杰富意鋼鐵股份有限公司 (日本) JFE STEEL CORPORATION (JP)
日本
(72)發明人：木村英之 KIMURA, HIDEYUKI (JP) ；長瀧康伸 NAGATAKI, YASUNOBU (JP) ；
奧田金晴 OKUDA, KANEHARU (JP) ；河村健二 KAWAMURA, KENJI (JP)
(74)代理人：賴經臣；宿希成
申請實體審查：有 申請專利範圍項數：7 項 圖式數：0 共 50 頁

(54)名稱

深擠壓性及鋼卷內材質均勻性優異之高強度冷軋鋼板及其製造方法

HIGH-STRENGTH COLD-ROLLED STEEL SHEET WITH EXCELLENT DEEP-DRAWABILITY AND IN-COIL UNIFORMITY IN MATERIAL PROPERTIES AND METHOD FOR MANUFACTURING THE SAME

(57)摘要

本發明提出一種深擠壓性及鋼卷內材質均勻性優異之高強度冷軋鋼板及其製造方法。成分組成係以質量%計，含有 C：0.010~0.060%、Si：超過 0.5%且 1.5%以下、Mn：1.0~3.0%、P：0.005~0.100%、S：0.010%以下、sol.Al：0.005~0.500%、N：0.0100%以下、Nb：0.010~0.100%、Ti：0.015~0.150%，且滿足(Nb/93)/(C/12)<0.20、$0.005 \leqq C^* \leqq 0.025$、$(Nb/93+Ti^*/48)/(C/12) \geqq 0.150$ ($C^*=C-(12/93)Nb-(12/48)Ti^*$、$Ti^*=Ti-(48/14)N-(48/32)S$)，剩餘部分包含鐵及不可避免之雜質。組織具有以面積率計為 70%以上之肥粒鐵相與 3%以上之麻田散鐵相。進而，拉伸強度為 440 MPa 以上，平均 r 值為 1.20 以上。

201315819

發明專利說明書

（本說明書格式、順序，請勿任意更動，※記號部分請勿填寫）

※申請案號：101130631

※申請日：101/08/23　　※IPC分類：C22C 38/04 (2006.01)
38/14 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01)
8/46 (2006.01)
C23C 2/06 (2006.01)

一、發明名稱：（中文/英文）

深擠壓性及鋼卷內材質均勻性優異之高強度冷軋鋼板及其製造方法
HIGH-STRENGTH COLD-ROLLED STEEL SHEET WITH EXCELLENT DEEP-DRAWABILITY AND IN-COIL UNIFORMITY IN MATERIAL PROPERTIES AND METHOD FOR MANUFACTURING THE SAME

二、中文發明摘要：

本發明提出一種深擠壓性及鋼卷內材質均勻性優異之高強度冷軋鋼板及其製造方法。成分組成係以質量%計，含有C：0.010～0.060%、Si：超過 0.5%且 1.5%以下、Mn：1.0～3.0%、P：0.005～0.100%、S：0.010%以下、sol.Al：0.005～0.500%、N：0.0100%以下、Nb：0.010～0.100%、Ti：0.015～0.150%，且滿足(Nb/93)/(C/12)＜0.20、0.005≦C*≦0.025、(Nb/93+Ti*/48)/(C/12) ≧ 0.150(C*=C-(12/93)Nb-(12/48)Ti* 、Ti*=Ti-(48/14)N-(48/32)S)，剩餘部分包含鐵及不可避免之雜質。組織具有以面積率計為 70%以上之肥粒鐵相與 3%以上之麻田散鐵相。進而，拉伸強度為 440 MPa 以上，平均 r 值為 1.20 以上。

三、英文發明摘要：

四、指定代表圖：

(一)本案指定代表圖為：無

(二)本代表圖之元件符號簡單說明：

無

五、本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式：

無

六、發明說明：

【發明所屬之技術領域】

本發明係關於一種用於汽車車體之內外板面板等而較佳的深擠壓性及鋼卷內材質均勻性優異之高強度冷軋鋼板及其製造方法。

【先前技術】

近年來，就保護地球環境之觀點而言，為了限制 CO_2 之排出量而要求有汽車之燃費改善。又，除此以外，為了確保車輛碰撞時乘客之安全，亦要求有以汽車車體之碰撞特性為中心的安全性之提高。而且，為了響應此種要求而積極推進汽車車體之輕量化及汽車車體之強化。

認為使素材高強度化並於剛性未成為問題之範圍內變薄之輕量化對於同時滿足汽車車體之輕量化與強化而言有效，從而最近於汽車零件中積極地使用有高強度鋼板。

另一方面，多數以鋼板作為素材之汽車零件係藉由加壓加工而成形，故而於汽車用鋼板(作為素材之鋼板)中必需具有優異之加壓成形性。然而，與通常之軟鋼板相比，高強度鋼板之成形性、尤其是深擠壓性大幅劣化，故而作為推進汽車之輕量化方面之課題，拉伸強度 TS(Tensile Strength)≧440 MPa 且兼具良好之深擠壓成形性的鋼板之要求有所提高。具體而言，要求有以作為深擠壓性之評價指標之蘭克福特值(以下稱為 r 值)計，平均 r 值≧1.20 之高強度鋼板。

又，高強度鋼板為了進行高強度化而大量添加有各種合金元素，根據製造條件之變動，於鋼中存在之析出物之種類或量多樣變化，鋼卷內、尤其是鋼卷長度方向上之材質之不均容易變大。於材質之不均較大之情況下，於汽車之連續加壓線中難以穩定進行加壓成形，操作性大幅降低，故而強烈要求有鋼卷內之材質均勻性。

根據上述，作為一面具有高 r 值一面進行高強度化之手段，例如，於專利文獻 1 中揭示有如下方法：於極低碳鋼板中添加固溶於鋼中之將碳或氮固著之 Ti 或 Nb，以 IF(Interstitial Free)化之鋼為基底，添加 Si、Mn、P 等固溶強化元素。

然而，於以上述極低碳鋼作為素材而添加固溶強化元素之技術中，若欲製造拉伸強度為 440 MPa 以上之高強度鋼板，則合金元素之添加量變多，例如若 Si 之添加量變多，則於連續退火中於表面增稠，與存在於環境中之微量之水蒸氣反應，而於表面形成 Si 系之氧化物，化成處理性顯著劣化。又，若 P 之添加量變多，則 P 於晶界偏析而使耐二次加工脆性劣化。若 Mn 之添加量變多，則 r 值降低，並存在越謀求高強度化則 r 值越降低之問題。

繼而，作為使鋼板高強度化之方法，除如上所述之固溶強化法以外存在組織強化法。包含軟質之肥粒鐵與硬質之麻田散鐵之複合組織鋼板一般具有如下特徵：延展性良好且具有

優異之強度-延展性平衡，進而降伏強度較低。因此，加壓成形性相對較良好。然而，r值較低且深擠壓性較差。認為其原因在於：麻田散鐵之形成所必需之固溶 C 阻礙對高 r 值化有效之{111}再結晶織構之形成。

作為改善上述複合組織鋼板之r值之技術，例如，於專利文獻 2 中揭示有如下方法：於冷軋後，以再結晶溫度～Ac3變態點之溫度進行箱式退火，其後，為了形成複合組織而加熱至 700～800℃後進行淬火回火。又，於專利文獻 3 中揭示有一種含有既定之 C 量，於組織中具有以體積率計合計3%以上之變韌鐵、麻田散鐵、沃斯田鐵中之 1 種以上的平均 r 值為 1.3 以上之高強度鋼板。然而，專利文獻 2、3 中記載之技術均分別需要藉由形成 Al 與 N 之簇或析出物而使織構發達並提高 r 值之退火及用以形成組織之熱處理，又，於退火步驟中，必需以箱式退火為基本，且其保持時間為 1 小時以上之長時間保持。因此，需要箱式退火，而與連續退火相比處理時間較長且步驟數增加，故而效率及生產性非常差，不僅就製造成本之觀點而言經濟性較差，而且於製造步驟上存在鋼板間之密接之多發、回火顏色之產生及爐體內蓋之壽命降低等較多之問題。

進而，於專利文獻 4 中揭示有藉由實現 C 含量與 V 含量之優化而改善複合組織鋼板之 r 值的技術。該技術為：於再結晶退火前使鋼中之 C 以 V 系碳化物之形式析出而儘可能

減少固溶C從而實現高r值，繼而，藉由於α-γ之兩相區進行加熱而使V系碳化物熔解並於γ中使C增稠，於其後之冷卻過程中生成麻田散鐵。

然而，於在兩相區退火中使V系碳化物熔解之方法中，擔心有因熔解速度之不均所致之材質變動，因此，必需對退火溫度或退火時間進行高精度之管理，而於實機製造中之穩定性上存在課題。

又，於專利文獻5中揭示有如下技術：以質量%計，於C含量為0.010～0.050%之範圍內，以Nb含量與C含量成為$0.2 \leqq (Nb/93)/(C/12) \leqq 0.7$之方式進行控制，藉此使高r值化與複合組織化同時實現。該技術為：於熱軋板之階段，於退火後使形成麻田散鐵所必需之固溶C殘留，並且藉由利用Nb添加之熱軋板組織之微細化效果與利用NbC之析出之固溶C量降低效果而實現高r值化。

然而，專利文獻5中記載之技術係藉由利用Nb添加之熱軋板組織之微細化效果與利用NbC之析出之固溶C量之降低效果而實現高r值化的技術，Nb不僅成本非常高而且使沃斯田鐵之再結晶顯著延遲，故而存在熱軋時之負荷較高之課題。又，於熱軋板中析出之NbC增高冷軋時之變形阻力，故而增大對軋輥之負荷而使故障產生之危險性增大，並且生產性之降低、可製造之產品寬度之制約等亦成為問題。進而，於上述C含量範圍(0.010～0.050%)中，難以控制熱軋

鋼卷內、尤其是鋼卷前後端部之 NbC 之析出狀態，故而以該成分系作為素材之冷軋鋼板成為鋼卷內之材質於長度方向上不均勻者，從而於鋼卷內之材質均勻性上存在課題。

關於上述提高冷軋鋼板之鋼卷內之材質均勻性之技術，自先前起提出有許多。例如，於專利文獻 6 中揭示有如下技術：對使 C 降低至 0.0070%以下之鋼複合添加 Ti、Nb，進行將捲取溫度設為 620℃以上之熱軋，藉此，使鋼卷內之材質均質化。於該技術中，使引起材質不均之 N 並非 AlN 而是以 TiN 之形式於精軋前析出，又，C 以(Ti、Nb)C 之複合碳化物之形式析出。然而，於實際操作中，會有捲取溫度成為 600℃以下或者於鋼卷內局部成為 600℃以下之情況，於此種情況下，藉由鋼卷內之析出舉動之變動而存在材質之不均變大之問題。尤其是在 Ti、Nb 相對於 C 之原子比較低之情況下，C 之析出固定不充分，於相對容易冷卻之鋼卷前後端部之材質劣化變大。

又，於專利文獻 7 中揭示有如下技術：藉由將 C 設為超過 0.0050%且 0.010%以下並控制為(Nb%×12)/(C%×93)=1.6～2.4，而縮小強度、伸長率等機械特性之捲取溫度依存性。然而，該技術中，設為對象之鋼板為以極低碳鋼之 IF 鋼(Interstitial Free 鋼)作為基底之肥粒鐵單相鋼，對於拉伸強度為 440 MPa 以上之高強度鋼板絲毫未言及。

[先前技術文獻]

[專利文獻]

[專利文獻 1]日本專利特公昭 57-57945 號公報

[專利文獻 2]日本專利特公昭 55-10650 號公報

[專利文獻 3]日本專利特開 2003-64444 號公報

[專利文獻 4]日本專利特開 2002-226941 號公報

[專利文獻 5]日本專利特開 2005-120467 號公報

[專利文獻 6]日本專利特公昭 61-032375 號公報

[專利文獻 7]日本專利特開 2000-303141 號公報

【發明內容】

(發明所欲解決之問題)

如上所述，當使深擠壓性優異之軟鋼板高強度化時，於先前研討之利用固溶強化之高強度化之方法中，必需添加大量之合金元素，從而此係於成本、化成處理性等上存在課題，又，r 值提高本身亦擔負課題。又，於活用組織強化之方法中需要二次退火法及高速冷卻設備，故而存在製造步驟上之問題，雖亦揭示有活用 V 與 C 之方法，但擔心有因 V 與 C 之熔解速度之不均所致之材質變動，而必需對退火溫度或退火時間進行高精度之管理，從而於實機製造中之穩定性上擔負課題。

進而，揭示有實現利用 Nb 添加之熱軋板之微細化效果與利用 NbC 之析出之固溶 C 量之降低效果的複合組織鋼板高 r 值化之技術，但由於 Nb 不僅成本非常高而且使沃斯田鐵

之再結晶顯著延遲，故而熱軋時之負荷較高，進而，於熱軋板中析出之 NbC 增高冷軋時之變形阻力，故而難以進行穩定之實機製造。進而，對於鋼卷內之材質均勻性，由於難以控制熱軋鋼卷、尤其是鋼卷前後端部中 NbC 等析出物之析出狀態，故而鋼卷內之材質於長度方向上不均勻。

本發明係為了解決上述問題而成者，其目的在於提出一種用於汽車車體之內外板面板等而較佳的深擠壓性及鋼卷內材質均勻性優異之高強度冷軋鋼板及其製造方法。

(解決問題之手段)

為了解決上述課題，本發明者等人進行了詳細之研究。其結果為，獲得以下見解。

本發明者等人對影響到鋼板之高強度化與深擠壓性、進而於工業上大量生產鋼板之方面之生產性、鋼卷內材質均勻性的各種因素進行了銳意研究。其結果為，獲得如下見解：以質量%計，於 C：0.010～0.060%、N：0.0100%以下、Nb：0.010～0.100%、Ti：0.015～0.150%、S：0.010%以下之範圍包含，且將 Nb 限定為與 C 之關係中未達(Nb/93)/(C/12)：0.20，並且將未經 Nb 及 Ti 固定之 C*(固溶 C)量調整至既定範圍，進而於退火加熱時以平均升溫速度未達 3℃/s 之低速加熱 700～800℃之溫度範圍，藉此，可形成鋼板組織具有以面積率計為 70%以上之肥粒鐵相與以面積率計為 3%以上之麻田散鐵相的組織，且可製造具有拉伸強度(以下，有時

亦稱為 TS)為 440 MPa 以上、平均 r 值為 1.20 以上的深擠壓性優異之高強度冷軋鋼板。

又，對於鋼卷內之材質均勻性，藉由限定為 (Nb/93+Ti*/48)/(C/12)≧0.150 並且控制熱軋之精軋中精軋後段兩個道次之軋縮率或者進而精軋後之冷卻條件、捲取溫度，而可使熱軋鋼卷內之析出物之生成均勻化，其結果為，發現可獲得退火後亦優異之鋼卷內之材質均勻性。

本發明係基於以上見解而成者，其要旨係如下所述。

[1]一種深擠壓性及鋼卷內材質均勻性優異之高強度冷軋鋼板，成分組成係以質量%計，含有 C：0.010～0.060%、Si：超過 0.5%且 1.5%以下、Mn：1.0～3.0%、P：0.005～0.100%、S：0.010%以下、sol.Al：0.005～0.500%、N：0.0100%以下、Nb：0.010～0.100%、Ti：0.015～0.150%，且滿足下述式(1)、(2)及(3)之關係，剩餘部分包含鐵及不可避免之雜質，組織具有以面積率計為 70%以上之肥粒鐵相與 3%以上之麻田散鐵相，拉伸強度為 440 MPa 以上，平均 r 值為 1.20 以上。

$(Nb/93)/(C/12) < 0.20$ ・・・(1)

$0.005 \leqq C^* \leqq 0.025$ ・・・(2)

$(Nb/93+Ti^*/48)/(C/12) \geqq 0.150$ ・・・(3)

再者，式(1)、(2)及(3)中之元素 M 表示元素 M 之含量(質量%)，$C^*=C-(12/93)Nb-(12/48)Ti^*$，$Ti^*=Ti-(48/14)N-(48/32)S$。

其中，於 Ti-(48/14)N-(48/32)S ≦ 0 之情況下，設為 Ti-(48/14)N-(48/32)S=0。

[2]如上述[1]之深擠壓性及鋼卷內材質均勻性優異之高強度冷軋鋼板，其中，以質量%計，更含有合計 0.50%以下之選自 Mo、Cr 及 V 中之 1 種或 2 種以上。

[3]如上述[1]或[2]之深擠壓性及鋼卷內材質均勻性優異之高強度冷軋鋼板，其中，以質量%計，更含有選自 Cu：0.30%以下、Ni：0.30%以下中之 1 種或 2 種。

[4]如上述[1]至[3]中任一項之深擠壓性及鋼卷內材質均勻性優異之高強度冷軋鋼板，其中，以質量%計，更含有選自 Sn：0.20%以下、Sb：0.20%以下中之 1 種或 2 種。

[5]如上述[1]至[4]中任一項之深擠壓性及鋼卷內材質均勻性優異之高強度冷軋鋼板，其中，以質量%計，更包含 Ta：0.01～0.10%，且代替上述式(2)而滿足下述式(4)。

$0.005 \leqq C^* \leqq 0.025$ ・・・(4)

此處，$C^*=C-(12/93)Nb-(12/181)Ta-(12/48)Ti^*$，$Ti^*=Ti-(48/14)N-(48/32)S$。其中，於 $Ti-(48/14)N-(48/32)S \leqq 0$ 之情況下，設為 $Ti-(48/14)N-(48/32)S=0$。

[6]一種深擠壓性及鋼卷內材質均勻性優異之高強度冷軋鋼板之製造方法，其特徵在於：當將具有如上述[1]至[5]中任一項之成分組成之鋼素材進行熱軋、冷軋、退火而製造高強度冷軋鋼板時，於上述熱軋中，將精軋中之最終道次之軋

縮率設為 10%以上，將上述最終道次之上一道次之軋縮率設為 15%以上，於上述退火步驟中，以平均升溫速度未達 3℃/s 將 700～800℃之溫度範圍加熱至 800～900℃之溫度範圍為止，繼而，以平均冷卻速度 5℃/s 以上冷卻至 500℃以下之冷卻停止溫度為止。

[7]如上述[6]之深擠壓性及鋼卷內材質均勻性優異之高強度冷軋鋼板之製造方法，其中，於上述熱軋之精軋結束後 3 秒以內開始冷卻，以平均冷卻速度 40℃/s 以上冷卻至 720℃以下為止，於以 500～700℃之溫度捲取後，以軋縮率 50%以上進行冷軋。

再者，於本說明書中，表示鋼之成分之%全部為質量%。

(發明效果)

根據本發明，可獲得具有拉伸強度(TS)為 440 MPa 以上之高強度且利用高 r 值(平均 r 值≧1.20)之優異之深擠壓性，進而於鋼卷內材質變動較小的材質均勻性優異之高強度冷軋鋼板。進而，根據本發明，藉由將價格昂貴之 Nb 之添加量限制為與 C 含量之關係中未達(Nb/93)/(C/12)：0.20，並積極活用 Ti，而能夠價格便宜且穩定地製造 TS 為 440 MPa 以上且平均 r 值為 1.20 以上的深擠壓性優異之高強度冷軋鋼板。

因此，於將本發明之高強度鋼板應用於汽車內外板面板零件之情況下，可實現迄今難以加壓成形之構件之高強度化，

因此，可較大貢獻於汽車車體之碰撞安全性及輕量化，進而由於鋼卷內之材質均勻性良好，故而亦可期待加壓成形時之操作性之提高。

【實施方式】

以下，對本發明進行詳細說明。

通常認為，為了使深擠壓用冷軋鋼板高 r 值化、即使{111}再結晶織構發達，有效之手段係儘可能減少冷軋前及再結晶退火前之固溶 C 量或使熱軋板組織微細化。另一方面，於上述先前技術之複合組織鋼板(DP(Dual Phase，雙相)鋼板)中，由於需要麻田散鐵之形成所必需之固溶 C，故而母相之{111}再結晶織構未發達而具有 r 值較低之缺點。

然而，發明者等人推進了銳意研究，結果重新發現，存在即便生成麻田散鐵亦使{111}再結晶織構發達、即可實現麻田散鐵之生成與{111}再結晶織構之發達之兩者的固溶 C 量之範圍。即，將 C 之含量控制在低於以先前之低碳鋼作為素材之 DP 鋼板、且多於先前之極低碳鋼的 C：0.010～0.060%之範圍內，此外，根據該 C 含量，添加適當量之 Nb 與 Ti 量，確保適當量之固溶 C 量，並且於退火加熱時以平均升溫速度未達 3℃/s 之低速加熱 700～800℃之溫度範圍，藉此，能夠促進退火後之{111}再結晶織構之發達而高 r 值化，且於退火後之冷卻時生成適當量之麻田散鐵而達成高強度化。

又，如先前所知，Nb 具有延遲再結晶之效果，故而對使熱軋板微細化而言有效，進而，於鋼中 Nb 具有較高之碳化物形成能，故而於熱軋後之捲取階段於鋼中以 NbC 之形式析出，可減少冷軋前及再結晶退火前之固溶 C 量而有助於高 r 值化。然而，Nb 係價格昂貴之元素，進而亦係使軋壓負荷增大而使製造性惡化之元素。因此，於本發明中將 Nb 之含量限制為熱軋板之微細化所必需之最低限度之量，於固溶 C 之減少中活用與 Nb 相同地具有較高之碳化物形成能之 Ti。即，於本發明中，將 Nb 限定為與 C 含量之關係中未達 (Nb/93)/(C/12)：0.20，將未經 Nb 或 Ti 固定之固溶 C 量(C*)控制於 0.005～0.025 之範圍。

先前，認為此種固溶 C 之存在阻礙{111}再結晶織構之發達，但於本發明中，未使全部 C 以 NbC 或 TiC 之形式固定而使麻田散鐵之形成所必需之固溶 C 存在，結果達成高 r 值化。目前雖未明確獲得此種效果之原因，但可認為其原因在於：於將固溶 C 量設為上述範圍之情況下，與對於利用固溶 C 之{111}再結晶織構形成的負之效果相比，除熱軋板之微細化效果以外，於基質中析出微細之 NbC 或 TiC 並於冷軋時應變蓄積於該析出物附近{111}而促進再結晶粒產生之效果、進而藉由退火加熱時以平均升溫速度未達 3℃/s 之低速加熱 700～800℃之溫度範圍而促進{111}再結晶粒之產生之效果等正之效果變大。

根據以上，於本發明中，藉由將鋼之成分組成控制於適當範圍，而將固溶 C 量(C*)控制於 0.005～0.025 之範圍，並積極地活用 Ti 作為 Nb 之代替，藉此，大幅削減使熱軋或冷軋之負荷增大之價格昂貴之 Nb 之含量，而不會招致原料成本之提昇或生產性之降低，從而可於工業上穩定地製造具有高 r 值之高強度冷軋鋼板。

於本發明中，進而將(Nb/93+Ti*/48)/(C/12)限定於 0.150 以上，並且將熱軋中之精軋中的最終道次之軋縮率及最終道次之上一道次之軋縮率控制於適當範圍，進而，適當控制精軋後之冷卻條件，藉此，可促進相對較易冷卻之熱軋鋼卷之前後端部中 NbC 或 TiC 之析出，且降低高強度冷軋鋼板之鋼卷長度方向之材質不均、尤其是 TS 或平均 r 值之不均。

繼而，對本發明中之鋼之成分組成之限定理由進行說明。

C：0.010～0.060%

C 係將鋼固溶強化，又，促進以肥粒鐵作為主相且具有包含麻田散鐵之第 2 相的複合組織之形成而達成高強度化所必需之重要元素。若 C 含量未達 0.010%，則難以確保充分之量之麻田散鐵，而無法獲得本發明作為所需之 440 MPa 以上之 TS。又，若 C 含量未達 0.010%，則於熱軋捲取後相對較易冷卻之鋼卷前端部，NbC 或 TiC 之析出容易不充分，從而存在鋼卷內之材質不均增大之情形。另一方面，若 C 含量超過 0.060%，則生成之麻田散鐵量增加而無法獲得作

為所需之平均 r 值(1.20 以上)。因此，於本發明中，C 係設為 0.010～0.060%之範圍，較佳為 0.020～0.040%。再者，為了使 TS 為 500 MPa 以上而 C 含量較佳為設為 0.015%以上，為了使 TS 為 590 MPa 以上而 C 含量較佳為設為 0.020%以上。

Si：超過 0.5%且 1.5%以下

Si 係除促進肥粒鐵變態並提高未變態沃斯田鐵中之 C 含量而容易使包含肥粒鐵與麻田散鐵之複合組織形成以外，固溶強化能亦優異之元素。因此，於本發明中，為了確保 440 MPa 以上之 TS 而將 Si 含量設為超過 0.5%。另一方面，若 Si 含量超過 1.5%，則於鋼板表面形成 Si 系氧化物，化成處理性或塗裝密接性、塗裝後耐蝕性降低。因此，於本發明中，Si 係設為超過 0.5%且 1.5%以下。再者，為了使 TS 為 500 MPa 以上而 Si 含量較佳為超過 0.8%，進而為了使 TS 為 590 MPa 以上而 Si 含量較佳為設為 1.0%以上。

Mn：1.0～3.0%

Mn 係提高鋼之淬火性而促進麻田散鐵之形成之元素，故而為於實現高強度化方面有效之元素。若 Mn 含量未達 1.0%，則存在難以形成所需量之麻田散鐵而無法確保 440 MPa 以上之 TS 的情況。另一方面，若 Mn 含量超過 3.0%，則招致原料成本之提昇並且使 r 值及焊接性劣化。因此，Mn 含量係設為 1.0～3.0%之範圍。再者，Mn 含量較佳為添

加 1.2%以上以使 TS 為 500 MPa 以上，添加 1.5%以上以使 TS 為 590 MPa 以上。

P：0.005～0.100%

P 係固溶強化能較高而對鋼之高強度化有效之元素。然而，若 P 之含量未達 0.005%，則該效果並不充分，索性招致製鋼步驟中之脫磷成本之提昇。另一方面，若 P 之含量超過 0.100%，則 P 於晶界偏析，招致耐二次加工脆性及焊接性之降低。因此，P 含量係設為 0.005～0.100%之範圍，較佳為 0.010～0.080%，更佳為設為 0.010～0.050%之範圍。

S：0.010%以下

S 係除成為引起熱脆性之原因以外，於鋼中以硫化物系夾雜物之形式存在而使鋼板之加工性降低之有害之元素。因此，S 較佳為儘可能減少，於本發明中，S 含量之上限係設為 0.010%。較佳為 0.008%以下。

sol.Al：0.005～0.500%

Al 係作為脫氧劑而添加之元素，但由於具有固溶強化能，故而對高強度化有效地起作用。然而，若製成 sol.Al 之 Al 含量未達 0.005%則無法獲得上述效果。另一方面，若製成 sol.Al 之 Al 含量超過 0.500%，則招致原料成本之提昇並且亦成為引起鋼板之表面缺陷之原因。因此，sol.Al 之 Al 含量係設為 0.005～0.500%之範圍。較佳為 0.005～0.100%。

N：0.0100%以下

若N之含量超過0.0100%，則因於鋼中生成過量之氮化物而引起延展性或韌性之降低，除此之外亦招致鋼板之表面性狀之惡化。因此，N含量係設為0.0100%以下。

Nb：0.010～0.100%

Nb係使熱軋板組織微細化，並且於熱軋板中以NbC之形式析出而具有將存在於鋼中之固溶C之一部分固定之作用，且藉由該等作用而有助於高r值化的於本發明中極其重要之元素。為了獲得該效果而必需添加0.010%以上之Nb。另一方面，超過0.100%之過量之含有不僅招致原料成本之提昇，而且增高熱軋或冷軋中之軋壓負荷，故而難以進行穩定之製造。又，如下所述，於本發明中，於退火後之冷卻過程中為形成麻田散鐵而需要既定量之固溶C，但Nb之過量之添加將鋼中之C之全部以NbC之形式固定，故而阻礙麻田散鐵之形成。因此，Nb之含量係設為0.010～0.100%。較佳為0.010～0.075%，進而較佳為0.010～0.050%。

Ti：0.015～0.150%

Ti係與Nb相同，藉由固定C並以TiC之形式於熱軋板中析出而有助於高r值化的本發明中之重要元素。為了表現該效果，必需含有0.015%以上之Ti。另一方面，超過0.150%之過量之含有招致原料成本之提昇，並且增高冷軋時之變形阻力，故而難以進行穩定之製造。又，過量之Ti之添加係

與 Nb 相同，減少固溶 C 而阻礙退火後之冷卻過程中之麻田散鐵之形成。因此，Ti 含量係設為 0.015～0.150%之範圍。

本發明之高強度鋼板除滿足上述成分組成以外，進而 C、Nb、Ti、N 及 S 必需滿足下述式(1)、式(2)及式(3)而含有。

$(Nb/93)/(C/12) < 0.20$ ・・・(1)

$0.005 \leqq C^* \leqq 0.025$ ・・・(2)

$(Nb/93+Ti^*/48)/(C/12) \geqq 0.150$ ・・・(3)

此處，$C^*=C-(12/93)Nb-(12/48)Ti^*$，$Ti^*=Ti-(48/14)N-(48/32)S$。其中，於 $Ti-(48/14)N-(48/32)S \leqq 0$ 之情況下，設為 $Ti-(48/14)N-(48/32)S=0$($Ti^*=0$)。

又，上述式中，元素 M 表示元素 M 之含量(質量%)。

Nb 係比 Ti 價格昂貴之元素，除此以外，增加熱軋之軋壓負荷而成為阻礙製造穩定性之原因之一。又，如下所述，於本發明中，為了於退火後之冷卻過程中形成麻田散鐵，必需確保既定量之未經 Nb 或 Ti 固定之固溶 C 量(C^*)。因此，於本發明中，就原料成本、製造穩定性、鋼板組織及鋼板特性之觀點而言，必需將$(Nb/93)/(C/12)$及 C^*控制於適當範圍。又，於 Ti、Nb 相對於 C 之原子比係較低之情況下，於熱軋捲取後相對較易冷卻之鋼卷前端部，NbC、TiC 等之析出不充分，而存在鋼卷內材質不均增大之情形，就確保鋼卷內之材質均勻性之觀點而言，必需適當控制$(Nb/93+Ti^*/48)/(C/12)$。

因此，規定(Nb/93)/(C/12)、C*及(Nb/93+Ti*/48)/(C/12)之式(1)、式(2)及式(3)係於本發明中最重要之指標。

(Nb/93)/(C/12)係 Nb 相對於 C 之原子比，若該值為 0.20 以上，則價格昂貴之 Nb 含量變多而於成本方面較為不利，而且熱軋時之負荷增大。因此，(Nb/93)/(C/12)係設為未達 0.20。

又，C*表示未經 Nb 或 Ti 固定之固溶 C 量，若該值未達 0.005 則無法確保既定之麻田散鐵量，而難以達成 TS：440 MPa 以上。另一方面，若 C*超過 0.025，則阻礙對高 r 值化有效之肥粒鐵相之{111}再結晶織構之形成，無法獲得良好之深擠壓性。因此，C*係設為 0.005～0.025 之範圍。再者，為了使平均 r 值為 1.30 以上而較佳為將 C*設為 0.020，又，為了使平均 r 值為 1.40 以上而進而較佳為將 C*設為未達 0.017。

進而，(Nb/93+Ti*/48)/(C/12)係 Ti、Nb 相對於 C 之原子比，若該值未達 0.150，則於熱軋捲取後相對較易冷卻之鋼卷前端部，NbC、TiC 等之析出不充分，而存在於鋼卷內材質不均增大之情形。因此，(Nb/93+Ti*/48)/(C/12)係設為 0.150 以上。

由以上述必需添加元素，而本發明鋼可獲得作為目標之特性，但除上述必需添加元素以外，視需要可添加下述元素。

本發明之鋼板係除上述基本組成以外，進而視所要求之特

性，可含有選自 Mo、Cr 及 V 中之 1 種或 2 種以上及/或選自 Cu 及 Ni 中之 1 種或 2 種。

合計 0.50%以下之選自 Mo、Cr 及 V 中之 1 種或 2 種以上

Mo、Cr 及 V 係價格昂貴之元素，但與 Mn 相同，係使淬火性提高之元素，且係對穩定生成麻田散鐵而言有效之元素。此種效果係於上述成分之合計含量為 0.10%以上時顯著表現，故而較佳為添加 0.10%以上。另一方面，若 Mo、Cr 及 V 之合計含量超過 0.50%，則不僅上述效果飽和，而且招致原料成本之提昇。因此，於添加該等元素之情況下，設為合計 0.50%以下。

選自 Cu：0.30%以下及 Ni：0.30%以下中之 1 種或 2 種

Cu 係於熱軋時引起破裂而成為表面損傷之產生原因之有害元素。然而，於本發明之冷軋鋼板中，利用 Cu 之對鋼板特性之不良影響較小，故而只要為 0.30%以下之含量則可容許。藉此，使用碎屑等，可活用再循環原料，故而可實現原料成本之降低。

Ni 係與 Cu 相同，對鋼板特性之影響較小，但具有防止因 Cu 添加所致表面損傷之產生的效果。上述效果可藉由含有 Cu 含量之 1/2 以上而表現。然而，若 Ni 之含量過量，則助長因鏽皮之不均勻生成所引起的其他表面缺陷之產生，因此，於添加之情況下，Ni 含量之上限係設為 0.30%。

本發明之高強度冷軋鋼板除上述成分組成以外，進而可添

加選自 Sn 及 Sb 中之 1 種或 2 種及/或 Ta。

選自 Sn：0.20%以下、Sb：0.20%以下中之 1 種或 2 種

就抑制鋼板表面之氮化、氧化、或者藉由氧化生成之鋼板表面之數十微米區域之脫碳之觀點而言，較佳為含有 Sn 或 Sb。藉由抑制此種氮化或氧化而防止於鋼板表面上麻田散鐵之生成量減少，改善疲勞特性或表面品質。就抑制氮化或氧化之觀點而言，於含有 Sn 或 Sb 之情況下設為 0.01%以上。另一方面，若超過 0.20%則招致韌性之劣化，故而較佳為設為 0.20%以下。

Ta：0.01%以上 0.10%以下且 $0.005 \leqq C^* \leqq 0.025$

$C^*=C-(12/93)Nb-(12/181)Ta-(12/48)Ti^*$，$Ti^*=Ti-(48/14)N-(48/32)S$。其中，於 $Ti-(48/14)N-(48/32)S \leqq 0$ 之情況下，設為 $Ti-(48/14)N-(48/32)S=0$。

Ta 係與 Nb 或 Ti 相同，藉由於熱軋板中以 TaC 之形式析出而具有固定 C 之作用，並藉由該等作用而有助於高 r 值化之元素。就此種觀點而言，較佳為含有 0.01%以上之 Ta。另一方面，超過 0.10%之過量之 Ta 之含有不僅招致成本之增加，而且與 Nb 或 Ti 相同，有阻礙退火後之冷卻過程中之麻田散鐵之形成的可能性，進而於熱軋板中析出之 TaC 增高冷軋時之變形阻力，而存在難以進行穩定之實機製造之情形。因此，於含有 Ta 之情況下，設為 0.10%以下。

於添加 Ta 之情況下，Nb、Ta、Ti、N 及 S 係代替上述式

(2)而以滿足下述式(4)之方式含有。

$0.005 \leqq C^* \leqq 0.025$ ・・・(4)

此處，$C^*=C-(12/93)Nb-(12/181)Ta-(12/48)Ti^*$，$Ti^*=Ti-(48/14)N-(48/32)S$。其中，於 $Ti-(48/14)N-(48/32)S \leqq 0$ 之情況下，設為 $Ti-(48/14)N-(48/32)S=0(Ti^*=0)$。

若上述式(4)中之 C*未達 0.005 則無法確保既定之麻田散鐵量，而難以獲得 440 MPa 以上之拉伸強度。另一方面，若 C*超過 0.025，則阻礙對高 r 值有效之肥粒鐵相之{111}再結晶織構之形成，而無法獲得良好之深擠壓性。因此，C*係設為 0.005～0.025 之範圍。再者，為了使平均 r 值為 1.30 以上而較佳為將 C*設為 0.020 以下，又，為了使平均 r 值為 1.40 以上而進而較佳為將 C*設為未達 0.017。

除上述成分以外之剩餘部分包含 Fe 及不可避免之雜質。然而，只要為不損害本發明之效果之範圍，則並不阻止其他成分之含有。其中，氧(O)形成非金屬夾雜物而對鋼板品質帶來不良影響，因此，其含量較佳為降低至 0.003%以下。

繼而，對本發明之深擠壓性及鋼卷內材質均勻性優異之高強度冷軋鋼板之組織進行說明。

本發明之高強度冷軋鋼板均滿足鋼板強度與加壓成形性(尤其是深擠壓性)，故而必需具有相對於鋼板組織整體而以面積率計為 70%以上之肥粒鐵相與以面積率計為 3%以上之麻田散鐵相。再者，本發明之高強度冷軋鋼板存在包含波來

鐵、變韌鐵、殘留沃斯田鐵及碳化物等作為除肥粒鐵相與麻田散鐵相以外之剩餘部分組織的情況，但該等只要合計以面積率計為5%以下則可容許。

肥粒鐵相：以面積率計為70%以上

肥粒鐵相係確保鋼板之加壓成形性、尤其是深擠壓性所必需之軟質相，於本發明中，藉由使肥粒鐵相之{111}再結晶織構發達而實現高r值化。若肥粒鐵相之面積率未達70%，則難以達成平均r值：1.20以上，而無法獲得良好之深擠壓性。因此，肥粒鐵相之面積率係設為70%以上。再者，於實現平均r值之進一步提高之方面，肥粒鐵相之面積率較佳為80%以上。另一方面，若肥粒鐵相之面積率超過97%，則鋼板強度降低而難以確保TS：440 MPa以上。再者，於本發明中，「肥粒鐵」中除多邊形肥粒鐵以外，亦包含由沃斯田鐵變態之錯位密度較高之變韌肥粒鐵。

麻田散鐵相：以面積率計為3%以上

麻田散鐵相係確保本發明之鋼板之強度所必需之硬質相。若麻田散鐵相之面積率未達3%，則鋼板強度降低，而難以確保TS：440 MPa以上，因此，麻田散鐵相之面積率係設為3%以上。再者，為了使TS為500 MPa以上或590 MPa以上，麻田散鐵相較佳為設為以面積率計為5%以上。另一方面，若麻田散鐵相之面積率超過30%，則使r值提高之肥粒鐵相之面積率降低，而難以確保良好之深擠壓性或燒附硬

化性。因此，麻田散鐵相之面積率係設為30%以下，較佳為設為20%以下。

再者，上述面積率可於將鋼板之L剖面(與軋壓方向平行之垂直剖面)研磨後，以硝酸侵蝕液腐蝕，以SEM(Scanning Electron Microscope，掃描型電子顯微鏡)並以2000倍之倍率觀察5個視野，對拍攝之組織照片進行圖像解析而求出。組織照片中肥粒鐵為稍黑之對比度之區域，波來鐵為片狀地生成碳化物之區域，變韌鐵為點列狀地生成碳化物之區域，麻田散鐵及殘留沃斯田鐵(殘留γ)係設為附有較白之對比度之粒子。

包含以上之本發明之高強度冷軋鋼板具有以下特性。

TS≧440 MPa

迄今關於軟鋼～340 MPa之強度水平之內外板面板等，為了使輕量化與碰撞安全性同時實現而有效的是使素材強度高強度化並利用減少板厚之輕量化，為了獲得該輕量化效果而將本發明之高強度鋼板之TS限定於440 MPa以上。

平均r值：1.20以上

TS為440 MPa以上之高強度鋼板與軟鋼板相比，加壓成形性、尤其是深擠壓性大幅降低，故而為了應對內外板面板或車身底部(underbody)等拉伸成形主體之構件而將本發明鋼之平均r值限定於1.20以上。

繼而對本發明之深擠壓性及鋼卷內材質均勻性優異之高

強度冷軋鋼板之製造方法(一實施形態)進行說明。

本發明之高強度冷軋鋼板係藉由如下而製造：將調整至上述化學成分範圍之鋼熔化製成板坯，繼而將精軋中之最終道次之軋縮率設為10%以上、上述最終道次之上一道次之軋縮率設為15%以上進行熱軋，進行冷軋，繼而進行以平均升溫速度未達 3℃/s 將 700～800℃之溫度範圍加熱至 800～900℃之溫度範圍為止且以平均冷卻速度 5℃/s 以上冷卻至500℃以下之冷卻停止溫度為止的退火。

本發明之製造方法中使用之鋼坯為了防止成分之巨觀沉析(macrosegregation)而較理想為以連續鑄造法進行製造，但亦可以造塊法或薄板坯鑄造法進行製造。又，於製造鋼坯後，除暫且冷卻至室溫、其後進行再次加熱之先前法以外，亦可無問題地應用：未冷卻而以溫片之狀態裝入至加熱爐進行熱軋之直運軋壓、或者於進行稍微之熱量保持後直接進行熱軋之直運軋壓、直接軋壓從而將以高溫狀態裝入至加熱爐進行再加熱之一部分省略的方法(溫片裝入)等節能製程。

為了藉由使 TiC 等析出物粗大化而使{111}再結晶織構發達從而改善深擠壓性，較理想為板坯加熱溫度較低。然而，若加熱溫度未達 1000℃則軋壓荷重增大而熱軋時故障產生之危險性增大，因此，板坯加熱溫度較佳為設為 1000℃以上。再者，由於伴隨氧化量之增加之鏽皮損耗之增大等，故而板坯加熱溫度之上限較佳為設為 1300℃。

對藉由上述所獲得之鋼坯實施進行粗軋及精軋之熱軋。首先，藉由粗軋而將鋼坯製成板片。再者，粗軋之條件無需特別規定，可按照常用方法進行。又，就降低板坯加熱溫度且防止熱軋時之故障之觀點而言，有效之方法係活用加熱板片之所謂板片加熱器。

繼而，將板片精軋製成熱軋板。

於本發明中，將精軋之最終道次及最終道次之上一道次之軋縮率控制於適當範圍。即，藉由將精軋之最終道次之軋縮率設為 10%以上，而向舊沃斯田鐵粒內導入多個剪切帶，使肥粒鐵變態之成核部位增大而實現熱軋板之微細化，並且促進相對較易冷卻之熱軋鋼卷之前後端部之 NbC 或 TiC 之析出。該熱軋板之微細化係使冷軋後之退火時之{111}再結晶織構之優先成核部位增大，故而對 r 值之提高有效，又，NbC 或 TiC 之析出促進對鋼卷內之材質均勻性之提高有效。另一方面，若最終道次軋縮率未達 10%則肥粒鐵粒之微細化效果或 NbC、Tic 之析出促進效果不充分，而存在無法獲得上述之高 r 值效果及鋼卷內材質均勻性效果之虞。因此，最終道次之軋縮率係設為 10%以上。較佳為 13%以上。

進而，為了進一步提高高 r 值化及鋼卷內之材質均勻化之效果，除控制上述最終道次之軋縮率以外，將最終道次之上一道次之軋縮率設為 15%以上。藉由控制該最終道次之上一道次之軋縮率，應變蓄積效果進一步提高並向舊沃斯田鐵粒

內導入多個剪切帶，肥粒鐵變態之成核部位進一步增大而熱軋板組織進一步微細化。進而，亦對 NbC 或 TiC 之析出促進有效，進一步提高高 r 值化及鋼卷內之材質均勻化之效果。若最終道次之上一道次之軋縮率未達 15%，則肥粒鐵粒之微細化效果或 NbC、TiC 之析出促進效果不充分，而存在無法獲得上述之高 r 值效果及鋼卷內材質均勻性效果之虞。因此，最終道次之上一道次之軋縮率係設為 15%以上。較佳為 18%以上。

再者，就軋壓負荷之觀點而言，上述最終道次及最終道次之上一道次之兩個道次之軋縮率之上限較佳為分別設為未達 40%。

又，關於最終道次及最終道次之上一道次之軋壓溫度，無需特別限制，但最終道次之軋壓溫度較佳為 800℃以上，更佳為 830℃以上。又，最終道次之上一道次之軋壓溫度較佳為 980℃以下，更佳為 950℃以下。

若最終道次之軋壓溫度未達 800℃，則存在自未再結晶沃斯田鐵向肥粒鐵之變態變多，冷軋退火後之鋼板組織受到熱軋板組織之影響而成為於軋壓方向上伸長之不均勻之組織，加工性降低的情形。

又，若最終道次之上一道次之軋壓溫度超過 980℃，則藉由恢復而應變之蓄積效果不充分，故而難以使熱軋板組織微細化，並且 NbC 或 TiC 之析出促進效果降低，故而存在無

法獲得高 r 值化及鋼卷內之材質均勻化之效果之虞。

就實現利用結晶粒微細化之 r 值提高及利用 NbC 或 TiC 之析出促進之鋼卷內之材質均勻化的觀點而言，結束上述熱軋之熱軋板較佳為於精軋結束後 3 秒以內開始冷卻，以平均冷卻速度 40℃/s 以上冷卻至 720℃以下為止，以 500～700℃之溫度捲取。

於至開始冷卻為止之時間超過 3 秒、或者平均冷卻速度未達 40℃/s、或者冷卻停止溫度高於 720℃之情況下，存在熱軋板組織變粗大而無法獲得高 r 值化效果之情形。

又，若捲取溫度超過 700℃，則熱軋板組織粗大化而擔心有冷軋退火後之強度之降低，並且存在阻礙高 r 值化之虞。另一方面，若捲取溫度未達 500℃，則 NbC 或 TiC 之析出較困難，固溶 C 增加，故而存在對高 r 值化不利並且亦對鋼卷內之材質均勻化不利之情形。

繼而，適當進行酸洗，並實施冷軋而製成冷軋板。

酸洗並非必需，可適當進行。又，於進行酸洗之情況下，可於通常之條件下進行。

冷軋條件只要可製成所需之尺寸形狀之冷軋板即可，並無特別限定，但冷軋時之軋縮率較佳為設為至少 50%以上。高冷軋軋縮率對高 r 值化有效，若軋縮率未達 50%則肥粒鐵相之{111}再結晶織構未發達而存在難以獲得優異之深擠壓性之情形。另一方面，於本發明中越提高軋縮率則 r 值越有所

提昇，但若超過90%則不僅該效果飽和，而且對軋壓時之軋輥之負荷亦增高，而存在產生穿過故障之虞，故而上限較佳為設為90%。

繼而，對作為本發明中重要之必要條件之退火步驟說明詳細情況。

其後，對上述冷軋而成之鋼板進行退火而賦予所需之強度與深擠壓性。因此，必需以平均升溫速度未達3℃/s將700～800℃之溫度範圍加熱至800～900℃之溫度範圍為止，繼而，以平均冷卻速度5℃/s以上冷卻至500℃以下之冷卻停止溫度為止。

於本發明中，於熱軋板之階段，使NbC或TiC於鋼中析出，故而冷軋後之鋼板之再結晶溫度成為相對較高溫。因此，當加熱冷軋板時，就促進再結晶而使對高r值化有效之{111}再結晶織構發達之觀點及獲得均勻之再結晶組織而抑制材質不均之觀點而言，必需以平均升溫速度未達3℃/s之低速加熱700～800℃之溫度範圍。若平均升溫速度為3℃/s以上，則{111}再結晶織構之發達不充分，不但難以實現高r值化，亦存在產生因不均勻組織所引起之加工性之降低或材質不均之情形。再者，就提高生產性之觀點而言，平均升溫速度較佳為設為0.5℃/s以上。

為了使本發明之退火後之鋼板組織為包含所需之面積率之肥粒鐵相與麻田散鐵相之複合組織，退火溫度必需設為肥

粒鐵相與沃斯田鐵相之兩相區溫度，進而必需獲得均勻之再結晶組織而抑制材質不均。因此，將退火溫度設為 800～900℃之溫度範圍。若退火溫度未達 800℃，則於退火後之冷卻後無法獲得所需之麻田散鐵量，而且於退火中未充分完成再結晶，故而存在肥粒鐵相之{111}再結晶織構未發達而無法確保平均 r 值 1.20 以上之情形，進而存在產生因不均勻組織所引起之加工性之降低或材質不均之情形。另一方面，若退火溫度超過 900℃，則成為沃斯田鐵單相區，故而根據其後之冷卻速度，第 2 相(麻田散鐵相、變韌鐵相、波來鐵相)增加至必需以上而無法獲得所需之面積率之肥粒鐵相，從而無法獲得良好之 r 值。又，亦存在招致生產性之降低或能源成本之增加之問題。因此，退火溫度係設為 800～900℃之範圍。較佳為 820～880℃之範圍。

再者，就使 C 等元素對沃斯田鐵之增稠充分進行之觀點、及使肥粒鐵相之{111}再結晶織構之發達充分促進之觀點而言，退火中之均勻加熱保持時間較佳為設為 15 秒以上。另一方面，若均勻加熱保持時間超過 300 秒，則存在結晶粒粗大化、強度之降低或鋼板表面性狀之劣化等對鋼板之各特性帶來不良影響之虞。因此，退火時之均勻加熱保持時間較佳為 15～300 秒之範圍。更佳為 15～200 秒之範圍。

於冷軋鋼板中，以上述退火溫度完成再結晶之鋼板必需於其後，自退火溫度起以平均冷卻速度 5℃/s 以上冷卻至

500℃以下之冷卻停止溫度為止。若平均冷卻速度未達5℃/s，則難以確保相對於鋼板組織整體之以面積率計為3%以上之麻田散鐵相，而無法獲得所需之強度(TS440 MPa以上)。又，若冷卻停止溫度超過500℃，則依然存在無法確保以面積率計為3%以上之麻田散鐵相之虞。再者，平均冷卻速度較佳為設為8℃/s以上，更佳為設為10℃/s以上。又，冷卻停止溫度較佳為設為400～450℃之範圍。再者，若平均冷卻速度超過100℃/s則需要水冷等特別之設備，而存在招致製造成本之增加、或者招致鋼板形狀之惡化之虞，故而平均冷卻速度之上限較佳為設為100℃/s。

再者，於本發明中，關於冷卻停止溫度以後之冷卻條件並無特別限定，但就適當進行麻田散鐵相之回火而恢復延展性或韌性之觀點而言，較佳為以平均冷卻速度0.2～10℃/s冷卻自冷卻停止溫度起至200℃為止之溫度區。即，若上述溫度區之平均冷卻速度未達0.2℃/s，則麻田散鐵相之回火過度進行而存在無法獲得所需之強度之虞。另一方面，其原因在於，若上述溫度區之平均冷卻速度超過10℃/s，則麻田散鐵相之回火未充分進行而無法很期待延展性或韌性之恢復效果。更佳之平均冷卻速度為0.5～6℃/s之範圍。

藉由上述而製造之本發明之冷軋鋼板亦可於其後以形狀矯正或表面粗度調整等之目的而實施調質軋壓或調平加工等。再者，於進行調質軋壓之情況下，伸長率較佳為設為

0.3～1.5%左右。

藉由以上而可獲得本發明之深擠壓性及鋼卷內材質均勻性優異之高強度冷軋鋼板。再者，本發明之鋼板可實施電鍍等表面處理。作為鍍敷處理，可列舉：除純鋅以外添加以鋅作為主成分之合金元素的鋅系合金鍍敷處理、或者添加 Al 或以 Al 作為主成分之合金元素的 Al 系合金鍍敷處理等。

[實施例 1]

以下，藉由實施例進一步說明本發明。

將包含表 1 所示之成分組成之鋼液於轉爐中熔化，利用連續鑄造法製成板坯。將該等鋼坯加熱至 1220℃後進行熱軋，捲取為鋼卷而製成板厚：4.0 mm 之熱軋板。再者，上述熱軋之精軋中最終道次與最終道次之上一道次之軋壓溫度及軋縮率、自精軋結束後之冷卻開始起至 720℃為止之平均冷卻速度、捲取溫度係如表 2 所示。又，自精軋結束起至開始冷卻為止之時間係設為 3 秒以內。

繼而，對藉由上述而獲得之熱軋板進行酸洗後，以表 2 所示之條件進行冷軋而製成板厚：1.2 mm 之冷軋鋼板。繼而，以表 2 所示之條件連續退火，實施伸長率：0.5%之調質軋壓，製成冷軋鋼板(產品)。

對藉由以上而獲得之冷軋鋼板自鋼卷長度方向之中央部(M 部)選取試樣，以下述方法進行組織觀察、拉伸試驗，鑑定鋼板組織並測定肥粒鐵相及麻田散鐵相之面積率、TS、

伸長率(以下，有時亦稱為 El(Elongation))、平均 r 值。又，亦自冷軋鋼板之鋼卷長度方向之前端部(T 部：自鋼卷前端起 2 m 位置)及後端部(B 部：自鋼卷後端起 2 m 位置)選取試樣，求出鋼卷 T 部、M 部、B 部之 TS 之最大值與最小值之差，將 TS 之變動量設為△TS。進而，將鋼卷 T 部、M 部、B 部之伸長率之最大值與最小值之差設為 El 之變動量△El，將鋼卷 T 部、M 部、B 部之平均 r 值之最大值與最小值之差設為平均 r 值之變動量△平均 r 值，評價鋼卷內之材質均勻性。

組織觀察

自所獲得之冷軋鋼板選取組織觀察用試驗片，對 L 剖面(與軋壓方向平行之垂直剖面)進行機械研磨，並以硝酸侵蝕液腐蝕後，由以掃描電子顯微鏡(SEM)並以倍率 2000 倍拍攝之組織照片(SEM 照片)鑑定鋼板組織與測定肥粒鐵相及麻田散鐵相之面積率。再者，由上述組織照片之鋼板組織之鑑定中，肥粒鐵係設為稍黑之對比度之區域，波來鐵係設為片狀地生成碳化物之區域，變韌鐵係設為點列狀地生成碳化物之區域，麻田散鐵及殘留沃斯田鐵(殘留 γ)係設為附有較白之對比度之粒子。進而，於對上述試驗片以 250℃ 實施 4 hr 之回火處理後，同樣地獲得組織照片，將片狀地生成碳化物之區域設為於熱處理前為波來鐵之區域，將點列狀地生成碳化物之區域設為於熱處理前為變韌鐵或麻田散鐵之區域而

再次求出其面積率，將保持較白之對比度之狀態殘留之微粒子設為殘留γ進行測定，並由與回火處理前之附有較白之對比度之粒子(麻田散鐵及殘留 γ)之面積率的差求出麻田散鐵相之面積率。再者，各自之相之面積率係於透明之 OHP(Over Head Projector，高架式投影機)片材上按各相分層著色，於獲取圖像後進行二值化，以圖像解析軟體(Microsoft 公司製造之 Digital Image Pro Plus ver.4.0)求出。

拉伸試驗

自所獲得之冷軋鋼板選取將相對於軋壓方向呈 90°方向(C 方向)設為拉伸方向之 JIS5 號拉伸試驗片(JIS Z 2201)，進行依據 JIS Z 2241(1998 年)之規定之拉伸試驗，測定 TS、總伸長率 El。又，求出鋼卷長度方向上之 TS、El 之最大值與最小值之差，分別設為△TS、△El。

平均 r 值

自所獲得之冷軋鋼板選取將相對於軋壓方向呈 0°方向(L 方向)、45°方向(D 方向)、90°方向(C 方向)設為拉伸方向之 JIS5 號拉伸試驗片，測定對該等試驗片賦予 10%之單軸拉伸應變時的各試驗片之寬度方向真應變與厚度方向真應變，由該等測定值並依據 JIS Z 2254(2008 年)之規定算出平均 r 值(平均塑性應變比)。又，求出鋼卷長度方向上之平均 r 值之最大值與最小值之差，設為△平均 r 值。將所獲得之結果示於表 3。

[表 1]

鋼No.	化學成分(質量%)																備註
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	Nb	Ti	Ta	其他	(Nb/93)/(C/12)	Ti*=Ti-(48/14)N-(48/32)S	C*(=C-(12/93)Nb-(12/48)Ti*)	C*(=C-(12/93)Nb-(12/181)Ta-(12/48)Ti*)	(Nb/93+Ti*/48)/(C/12)	
A	0.007	0.2	1.7	0.035	0.002	0.033	0.0021	0.011	0.016	-	-	0.20	0.006	0.004	-	0.417	比較鋼
B	0.016	0.7	0.8	0.044	0.001	0.031	0.0026	0.007	0.015	-	-	0.06	0.005	0.014	-	0.135	比較鋼
C	0.015	0.9	1.1	0.038	0.002	0.028	0.0031	0.016	0.016	-	Mo：0.11% Cr：0.10% V：0.22%	0.14	0.002	0.012	-	0.171	發明鋼
D	0.017	1.2	1.4	0.043	0.004	0.029	0.0025	0.019	0.018	-	-	0.14	0.003	0.014	-	0.188	發明鋼
E	0.021	1.3	1.6	0.055	0.002	0.028	0.0031	0.021	0.017	-	Cu：0.21% Ni：0.12%	0.13	0.003	0.018	-	0.165	發明鋼
F	0.023	1.3	2.2	0.031	0.002	0.036	0.0025	0.031	0.029	-	-	0.17	0.017	0.015	-	0.359	發明鋼
G	0.029	1.2	2.1	0.025	0.002	0.042	0.0028	0.032	0.047	-	-	0.14	0.034	0.016	-	0.435	發明鋼
H	0.025	1.3	2.0	0.022	0.003	0.049	0.0023	0.027	0.035	-	-	0.14	0.023	0.016	-	0.369	發明鋼
I	0.030	1.3	2.2	0.029	0.002	0.035	0.0033	0.028	0.041	-	-	0.12	0.027	0.020	-	0.345	發明鋼
J	0.038	1.1	2.1	0.032	0.003	0.031	0.0035	0.039	0.049	-	-	0.13	0.033	0.025	-	0.350	發明鋼
K	0.039	1.1	2.0	0.042	0.002	0.028	0.0033	0.025	0.079	-	-	0.08	0.065	0.020	-	0.499	發明鋼
L	0.041	1.0	2.1	0.039	0.003	0.044	0.0028	0.061	0.096	-	-	0.19	0.082	0.013	-	0.692	發明鋼
M	0.049	1.4	2.0	0.034	0.003	0.029	0.0022	0.053	0.122	-	-	0.14	0.110	0.015	-	0.701	發明鋼
N	0.059	1.5	2.0	0.024	0.001	0.036	0.0025	0.108	0.011	-	-	0.24	0.001	0.045	-	0.240	比較鋼
O	0.066	1.7	2.1	0.011	0.001	0.033	0.0015	0.066	0.008	-	-	0.13	0.001	0.057	-	0.133	比較鋼
P	0.017	0.7	1.3	0.032	0.002	0.033	0.0026	0.020	0.015	0.04	Sn：0.02	0.15	0.003	-	0.011	0.196	發明鋼
Q	0.021	0.8	1.8	0.042	0.005	0.039	0.0031	0.018	0.055	-	-	0.11	0.037	0.009	-	0.551	發明鋼
R	0.023	0.9	2.0	0.050	0.005	0.043	0.0028	0.021	0.045	0.05	Sn：0.02 Sb：0.03	0.12	0.028	-	0.010	0.422	發明鋼
S	0.035	1.1	2.2	0.048	0.005	0.036	0.0025	0.025	0.082	-	-	0.09	0.066	0.015	-	0.564	發明鋼
T	0.030	1.0	2.1	0.033	0.003	0.033	0.0019	0.022	0.071	0.03	Sn：0.03	0.09	0.060	-	0.010	0.595	發明鋼
U	0.049	0.9	2.0	0.052	0.005	0.042	0.0035	0.015	0.115	0.02	Sn：0.03	0.04	0.096	-	0.022	0.529	發明鋼
V	0.058	1.1	2.2	0.043	0.003	0.033	0.0029	0.081	0.108	0.09	Sn：0.08 Sb：0.03	0.18	0.094	-	0.018	0.585	發明鋼

[表 2]

鋼板 No.	鋼 No.	熱軋步驟						冷軋步驟	退火步驟						調質軋壓步驟
		最終道次之上一道次之軋壓溫度(℃)	最終道次之上一道次之軋縮率(%)	最終道次之軋壓溫度(℃)	最終道次之軋縮率(%)	精軋結束後之冷卻速度(℃/s)*	捲取溫度(℃)	軋壓率(%)	700～800℃之平均升溫速度(℃/s)	退火溫度(℃)	退火溫度下之保持時間(s)	冷卻停止溫度(℃)	自退火溫度起至冷卻停止溫度為止之平均冷卻速度(℃/s)	自冷卻停止溫度起至200℃為止之平均冷卻速度(℃/s)	伸長率(%)
1	A	970	18	870	14	20	600	70	1	850	150	400	20	0.5	0.5
2	B	970	18	870	14	20	600	70	1	860	150	400	20	0.5	0.5
3	C	970	18	870	14	20	600	70	1	850	150	400	20	0.5	0.5
4	D	970	18	870	14	20	600	70	1	860	150	400	20	0.5	0.5
5	E	970	18	870	14	20	600	70	1	860	150	400	20	0.5	0.5
6	F	970	18	870	14	20	600	70	1	860	150	400	20	0.5	0.5
7	G	970	18	870	14	20	600	70	1	850	150	400	20	0.5	0.5
8	H	970	18	870	14	20	600	70	1	860	150	400	20	0.5	0.5
9	I	970	18	870	14	20	600	70	1	850	150	400	20	0.5	0.5
10	J	970	18	870	14	20	600	70	1	860	150	400	20	0.5	0.5
11	K	970	18	870	14	20	600	70	1	860	150	400	20	0.5	0.5
12	L	970	18	870	14	20	600	70	1	870	150	400	20	0.5	0.5
13	M	970	18	870	14	20	600	70	1	860	150	400	20	0.5	0.5
14	N	970	18	870	14	20	600	70	1	860	150	400	20	0.5	0.5
15	O	970	18	870	14	20	600	70	1	870	150	400	20	0.5	0.5
16	P	970	18	870	14	20	600	70	1	850	150	400	20	0.5	0.5
17	Q	970	18	870	14	20	600	70	1	850	150	400	20	0.5	0.5
18	R	970	18	870	14	20	600	70	1	850	150	400	20	0.5	0.5
19	S	970	18	870	14	20	600	70	1	850	150	400	20	0.5	0.5
20	T	970	18	870	14	20	600	70	1	850	150	400	20	0.5	0.5
21	U	970	18	870	14	20	600	70	1	850	150	400	20	0.5	0.5
22	V	970	18	870	14	20	600	70	1	850	150	400	20	0.5	0.5

*：精軋結束後，自冷卻開始起至 720℃為止之平均冷卻速度

[表 3]

鋼板 No.	鋼 No.	鋼組織			機械特性						備註
		肥粒鐵之面積率(%)	麻田散鐵之面積率(%)	其他*	TS(MPa)	△TS(MPa)	El(%)	△El(%)	平均 r 值	△平均 r 值	
1	A	97	1	P	405	26	44.4	2.9	1.83	0.26	比較例
2	B	97	2	P	436	25	41.0	2.5	1.59	0.25	比較例
3	C	93	4	P	497	16	36.2	1.6	1.62	0.15	發明例
4	D	89	8	P	534	13	33.7	1.3	1.58	0.12	發明例
5	E	90	10	-	595	16	30.3	1.3	1.39	0.17	發明例
6	F	89	11	-	598	12	30.1	1.2	1.53	0.12	發明例
7	G	87	12	P、B	607	8	29.7	0.8	1.48	0.08	發明例
8	H	84	12	P、B	620	12	29.0	1.2	1.53	0.11	發明例
9	I	80	15	P、B	652	10	27.6	1.0	1.38	0.11	發明例
10	J	79	19	P、B	715	14	25.2	1.4	1.22	0.13	發明例
11	K	81	17	P、B	700	12	25.7	1.3	1.35	0.11	發明例
12	L	86	9	P、B	594	6	30.3	0.6	1.59	0.07	發明例
13	M	85	11	P、B	602	9	29.9	1.0	1.51	0.10	發明例
14	N	62	34	B、γ	790	12	22.8	1.1	0.77	0.10	比較例
15	O	64	31	B、γ	763	35	23.6	3.2	0.98	0.04	比較例
16	P	90	6	P、B	506	18	35.5	1.8	1.69	0.16	發明例
17	Q	92	5	P、B	488	9	36.9	0.8	1.75	0.10	發明例
18	R	93	5	P、B	490	12	36.7	1.1	1.73	0.12	發明例
19	S	86	11	P、B	598	9	30.1	0.9	1.55	0.09	發明例
20	T	92	5	P、B	482	8	37.3	0.8	1.72	0.09	發明例
21	U	80	18	B、γ	727	10	24.8	1.1	1.28	0.10	發明例
22	V	84	14	B、γ	654	8	27.5	0.9	1.38	0.10	發明例

*：P：波來鐵，B：變韌鐵，γ：殘留沃斯田鐵

根據表 3，No.3～13、16～22 之鋼板係鋼成分組成及製造方法符合本發明之發明例，成為 TS 為 440 MPa 以上、平均 r 值為 1.20 以上且均滿足強度與深擠壓性之冷軋鋼板。又，△TS 未達 20 MPa、△El 未達 2.0%、△平均 r 值未達 0.20，成為鋼卷長度方向之材質均勻性優異之冷軋鋼板。其中，固溶 C 量(C*)為 0.020 以下之 No.5、9、11、22 係平均 r 值為 1.30 以上，進而，C*未達 0.017 之 No.3、4、6～8、12、13、16～20 係平均 r 值為 1.40 以上，而顯示極其良好之深擠壓性。

相對於上述情況，比較例之 No.1 之鋼板中，C、Si 含量及 C*偏離本發明之範圍，故而無法獲得所需之麻田散鐵量，TS 低於 440 MPa，進而 C 含量未達 0.010%，故而藉由熱軋捲取後之 NbC 或 TiC 之析出量之變動，作為鋼卷內之材質不均之指標的△TS、△El 及△平均 r 值超過本發明範圍。又，比較例之 No.2 之鋼板中，Mn 含量偏離本發明之範圍，故而無法獲得所需之麻田散鐵量，TS 低於 440 MPa，進而，(Nb/93+Ti*/48)/(C/12)未達 0.150，故而藉由熱軋捲取後之 NbC 或 TiC 之析出量之變動，作為鋼卷內之材質不均之指標的△TS、△El 及△平均 r 值超過本發明範圍。又，比較例之 No.14、15 之鋼板中，C*超過本發明之範圍，故而對高 r 值化有效之肥粒鐵相之面積率較低，平均 r 值低於 1.20，進而 No.15 中(Nb/93+Ti*/48)/(C/12)未達 0.150，故而

△TS 及△El 超過本發明範圍。

[實施例 2]

將具有表 1 所示之鋼 D、G 及 L 之成分組成之鋼於轉爐中熔化，利用連續鑄造法製成鋼坯。將該等鋼坯加熱至 1220℃後進行熱軋，捲取為鋼卷而製成板厚：4.0 mm 之熱軋板。再者，上述熱軋之精軋中最終道次及最終道次之上一道次之軋壓溫度及軋縮率、自精軋結束後之冷卻開始起至 720℃為止之平均冷卻速度及捲取溫度係如表 4 所示。又，自精軋結束起至開始冷卻為止之時間係設為 3 秒以內。

繼而，對所獲得之熱軋板進行酸洗後，以表 4 所示之條件進行冷軋而製成板厚：1.2 mm 之冷軋鋼板。繼而，以表 4 所示之條件進行連續退火，實施伸長率：0.5%之調質軋壓，製成冷軋鋼板(產品)。

對所獲得之冷軋鋼板自鋼卷長度方向之中央部(M 部)與實施例 1 相同地選取試驗片，進行組織觀察、拉伸試驗，測定肥粒鐵相、麻田散鐵相之面積率、TS、伸長率、平均 r 值。又，評價鋼卷長度方向之 TS、El、平均 r 值之變動量、△TS、△El、△平均 r 值。

將上述測定之結果示於表 5。

[表 4]

鋼板No.	鋼No.	熱軋步驟						冷軋步驟	退火步驟						調質軋壓步驟
		最終道次之上一道次之軋壓溫度(℃)	最終道次之上一道次之軋縮率(%)	最終道次之軋壓溫度(℃)	最終道次之軋縮率(%)	精軋結束後之冷卻速度(℃/s)*1	捲取溫度(℃)	軋壓率(%)	700～800℃之平均升溫速度(℃/s)	退火溫度(℃)	退火溫度下之保持時間(s)	冷卻停止溫度(℃)	自退火溫度起至冷卻停止溫度為止之平均冷卻速度(℃/s)	自冷卻停止溫度起至200℃為止之平均冷卻速度(℃/s)	伸長率(%)
23	D	970	18	870	14	20	600	70	1	860	150	400	20	0.5	0.5
24		970	15	870	10	20	600	70	2	850	150	400	20	1.5	0.5
25		970	20	870	15	40	600	70	1	860	150	450	10	1.0	0.5
26		920	20	850	15	80	620	70	2	860	150	450	10	2.0	0.5
27	G	970	18	870	14	20	600	70	1	850	150	400	20	0.5	0.5
28		990	15	840	10	20	600	70	1	850	80	450	10	1.0	0.5
29		970	18	780	14	20	600	70	1	850	150	400	20	0.5	0.5
30		970	18	870	14	80	580	70	1	840	80	450	20	1.5	0.5
31		970	12	870	7	20	600	70	2	850	150	450	10	2.0	0.5
32		970	15	870	10	20	480	70	2	840	150	450	20	0.5	0.5
33		970	15	870	10	20	710	70	2	850	150	450	15	0.5	0.5
34		970	18	870	14	20	620	70	2	780	150	400	15	0.5	0.5
35		970	18	870	14	20	620	70	2	910	150	400	15	0.5	0.5
36		950	15	870	10	20	550	70	1	860	10	450	10	1.0	0.5
37		950	15	870	10	20	550	70	1	860	350	450	10	1.0	0.5
38		930	15	850	15	20	650	70	2	830	150	500	3	0.5	0.5
39	L	970	18	870	14	20	600	70	1	870	150	400	20	0.5	0.5
40		930	15	850	10	20	600	70	1	850	50	450	10	3.0	0.5
41		970	15	870	15	20	600	70	5	850	50	400	10	3.0	0.5

*1：精軋結束後，自冷卻開始起至720℃為止之平均冷卻速度

[表 5]

鋼板 No.	鋼 No.	鋼組織			機械特性						備註
		肥粒鐵之面積率(%)	麻田散鐵之面積率(%)	其他*	TS(MPa)	△TS(MPa)	El(%)	△El(%)	平均 r 值	△平均 r 值	
23	D	89	8	P	534	13	33.7	1.3	1.58	0.12	發明例
24		90	9	P、B	561	15	32.1	1.5	1.57	0.15	發明例
25		90	9	P、B	569	6	31.6	0.5	1.67	0.05	發明例
26		89	10	P、B	579	4	31.1	0.4	1.72	0.03	發明例
27	G	87	12	P、B	607	8	29.7	0.8	1.48	0.08	發明例
28		88	11	P、B	601	15	30.0	1.5	1.49	0.15	發明例
29		87	11	P、B	601	8	28.3	0.8	1.23	0.08	發明例
30		89	9	P、B	571	4	31.5	0.4	1.60	0.04	發明例
31		90	9	P、B	562	19	32.0	1.9	1.21	0.19	發明例
32		88	8	P、B	559	15	32.2	1.4	1.28	0.14	發明例
33		88	8	P、B	553	8	32.5	0.6	1.29	0.07	發明例
34		99	1	-	421	22	39.8	2.8	1.14	0.21	比較例
35		0	21	P、B	749	14	24.0	1.4	0.92	0.16	比較例
36		88	7	P、B	542	13	33.2	1.2	1.42	0.11	發明例
37		88	8	P、B	556	13	32.3	1.1	1.39	0.12	發明例
38		86	2	P、B	436	8	41.3	0.6	1.71	0.06	比較例
39	L	86	9	P、B	594	6	30.3	0.6	1.59	0.07	發明例
40		85	12	P、B	616	12	29.2	1.2	1.40	0.14	發明例
41		83	15	P、B	660	24	27.3	2.5	1.12	0.22	比較例

*：P：波來鐵，B：變韌鐵

根據表 5，滿足本發明之製造條件之 No.23～33、36、37、39、40 之發明例之鋼板係 TS 為 440 MPa 以上、平均 r 值為 1.20 以上且△TS 未達 20 MPa、△El 未達 2.0%、△平均 r 值未達 0.20，成為強度、深擠壓性及鋼卷內材質均勻性優異之冷軋鋼板。

其中，為了實現利用熱軋板組織之微細化之高 r 值化而將精軋結束後之平均冷卻速度設為 40℃/s 以上之 No.25、26 及 30 之鋼板與將精軋結束後之平均冷卻速度設為未達 40℃/s 之其他鋼板相比，可獲得較高之平均 r 值，進而作為鋼卷內之材質不均之指標之△TS、△El 及△平均 r 值大幅減少。又，為了提高利用熱軋板階段中之 NbC 或 TiC 之析出促進效果之鋼卷內材質均勻化而將精軋之最終道次及最終道次之上一道次之軋縮率分別設為 10%以上、15%以上的 No.23～30、32、33、36、37、39 及 40 之鋼板與將最終道次及最終道次之上一道次之軋縮率分別設為未達 10%、未達 15%之 No.31 相比，△TS、△El 及△平均 r 值較小，鋼卷內之材質均勻性優異。進而，將最終道次及最終道次之上一道次之軋縮率分別設為 13%以上、18%以上之 No.23、25～27、29、30、39 中，△TS、△El 及△平均 r 值更小，鋼卷內之材質均勻性非常優異。

另一方面，比較例之 No.34 之鋼板中，退火溫度低於本發明之範圍，故而無法獲得所需之麻田散鐵量，TS 低於 440

MPa 而且未完成再結晶，故而對高 r 值化有效之{111}再結晶織構之發達不充分，平均 r 值未達 1.20，進而無法獲得均勻之再結晶組織，故而作為鋼卷內之材質不均之指標之△TS、△El 及△平均 r 值超過本發明範圍。

又，比較例之 No.35 之鋼板中，退火溫度超過本發明之範圍，成為沃斯田鐵單相區中之退火，故而於其後之冷卻過程中未生成對高 r 值化有效之肥粒鐵相，平均 r 值未達 1.20。

又，比較例之 No.38 之鋼板中，自退火溫度起至冷卻停止溫度為止之平均冷卻速度低於本發明之範圍，故而無法獲得所需之麻田散鐵量，TS 低於 440 MPa。進而，比較例之 No.41 之鋼板中，退火加熱時之 700～800℃中之平均升溫速度超過本發明之範圍，故而肥粒鐵相之{111}再結晶織構之發達不充分，平均 r 值未達 1.20，進而無法獲得均勻之再結晶組織，故而作為鋼卷內之材質不均之指標之△TS、△El 及△平均 r 值超過本發明範圍。

(產業上之可利用性)

本發明之高強度冷軋鋼板並不限定於汽車用構件，於要求有高強度且深擠壓性之其他用途中亦可較佳地使用。因此，作為家電零件或鋼管等之素材亦較佳。

七、申請專利範圍：

1.一種深擠壓性及鋼卷內材質均勻性優異之高強度冷軋鋼板，其成分組成以質量%計，含有 C：0.010～0.060%、Si：超過 0.5%且 1.5%以下、Mn：1.0～3.0%、P：0.005～0.100%、S：0.010%以下、sol.Al：0.005～0.500%、N：0.0100%以下、Nb：0.010～0.100%、Ti：0.015～0.150%，且滿足下述式(1)、(2)及(3)之關係，剩餘部分包含鐵及不可避免之雜質，

組織具有以面積率計為 70%以上之肥粒鐵相與 3%以上之麻田散鐵相，

拉伸強度為 440 MPa 以上，平均 r 值為 1.20 以上，

$(Nb/93)/(C/12) < 0.20$ ・・・(1)

$0.005 \leqq C^* \leqq 0.025$ ・・・(2)

$(Nb/93+Ti^*/48)/(C/12) \geqq 0.150$ ・・・(3)

再者，式(1)、(2)及(3)中之元素 M 表示元素 M 之含量(質量%)，$C^*=C-(12/93)Nb-(12/48)Ti^*$，$Ti^*=Ti-(48/14)N-(48/32)S$，其中，於 $Ti-(48/14)N-(48/32)S \leqq 0$ 之情況下，設為 $Ti-(48/14)N-(48/32)S=0$。

2.如申請專利範圍第 1 項之深擠壓性及鋼卷內材質均勻性優異之高強度冷軋鋼板，其中，

以質量%計，更含有合計 0.50%以下之選自 Mo、Cr 及 V 中之 1 種或 2 種以上。

3.如申請專利範圍第1或2項之深擠壓性及鋼卷內材質均勻性優異之高強度冷軋鋼板，其中，

以質量%計，更含有選自 Cu：0.30%以下、Ni：0.30%以下中之1種或2種。

4.如申請專利範圍第1至3項中任一項之深擠壓性及鋼卷內材質均勻性優異之高強度冷軋鋼板，其中，

以質量%計，更含有選自 Sn：0.20%以下、Sb：0.20%以下中之1種或2種。

5.如申請專利範圍第1至4項中任一項之深擠壓性及鋼卷內材質均勻性優異之高強度冷軋鋼板，其中，

以質量%計，更包含 Ta：0.01～0.10%，且代替上述式(2)而滿足下述式(4)，

$0.005 \leqq C^* \leqq 0.025$ ・・・(4)

此處，$C^*=C-(12/93)Nb-(12/181)Ta-(12/48)Ti^*$，$Ti^*=Ti-(48/14)N-(48/32)S$，其中，於 $Ti-(48/14)N-(48/32)S \leqq 0$ 之情況下，設為 $Ti-(48/14)N-(48/32)S=0$。

6.一種深擠壓性及鋼卷內材質均勻性優異之高強度冷軋鋼板之製造方法，其特徵在於，當將具有申請專利範圍第1至5項中任一項之成分組成之鋼素材進行熱軋、冷軋、退火而製造高強度冷軋鋼板時，於上述熱軋中，將精軋中之最終道次(pass)之軋縮率設為 10%以上，將上述最終道次之上一道次之軋縮率設為 15%以上，於上述退火步驟中，以平均升

溫速度未達 3℃/s 將 700～800℃之溫度範圍加熱至 800～900℃之溫度範圍為止，繼而，以平均冷卻速度 5℃/s 以上冷卻至 500℃以下之冷卻停止溫度為止。

7.如申請專利範圍第6項之深擠壓性及鋼卷內材質均勻性優異之高強度冷軋鋼板之製造方法，其中，

於上述熱軋之精軋結束後，3 秒以內開始冷卻，以平均冷卻速度 40℃/s 以上冷卻至 720℃以下為止，於以 500～700℃之溫度捲取後，以軋縮率 50%以上進行冷軋。