（由本局填寫）

承辦人代碼：	A6 B6
大　　類：	
ＩＰＣ分類：	

本案已向：

國（地區）	申請專利，申請日期：	案號：	，□有　□無主張優先權
日本	2000 年 5 月 26 日	2000-156274	☑有主張優先權
日本	2000 年 6 月 28 日	2000-193717	☑有主張優先權
日本	2000 年 10 月 27 日	2000-328924	☑有主張優先權
日本	2000 年 11 月 2 日	2000-335803	☑有主張優先權

有關微生物已寄存於：　　，寄存日期：　　，寄存號碼：

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁各欄）

裝　訂　線

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 1 ）

【技術領域】

本發明係關於適用作爲建設用構件、機械構造用零件以及汽車的構造用零件等、需要構造上的強度特別是需要變形時的強度及／或剛性的地方，經過沖壓等的加工成型後又被實施強度上升熱處理的成型體的素材鋼板之具優異的變形時效硬化性之冷軋鋼板、電鍍鍍鋅鋼板、熔融鍍鋅鋼板及合金化熔融鍍鋅鋼板以及這些鋼板之製造方法。

本發明中，所謂「具優異的變形時效硬化性」意指具有下列的特性：

（１）實施了拉伸變形５％的預變形之後，以１７０℃的溫度保持２０分鐘的條件下進行時效處理時，這個時效處理前後的變形應力增加量（簡稱ＢＨ；ＢＨ＝時效處理後的降伏應力－時效處理前的預變形應力）超過８０Ｍｐａ以上；

（２）且變形時效處理（前述預變形＋前述時效處理）前後的拉伸強度增加量（簡稱ΔＴＳ；ΔＴＳ＝時效處理後的拉伸強度－預變形前的拉伸強度）超過４０Ｍｐａ以上。

【背景技術】

在於製造薄鋼板的沖製成型體時，在進行沖製成型之前，先將薄鋼板作成軟質以使其容易沖製成型，等到沖製成型之後再使其硬化以提高零件強度的方法，係有：利用未滿２００℃的溫度來進行塗裝烘烤的方法，至於這種塗

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 2 ）

裝烘烤用的鋼板，則有人已經開發出所謂的“ＢＨ鋼板”。

例如：日本特開昭５５－１４１５２６號公報所揭示的方法，是因應鋼中的含Ｃ、Ｎ、Ａｌ量來添加Ｎｂ，以ａｔ％將Ｎｂ／（固熔Ｃ＋固熔Ｎ）限定在特定範圍內，並且藉由控制退火後的冷卻速度來調整鋼板中的固熔Ｃ、固熔Ｎ的方法。又，日本特公昭６１－４５６８９號公報係揭示出藉由複合地添加Ｔｉ與Ｎｂ以提高烘烤硬化性的方法。

然而，上述鋼板是要作成具有優異的深衝性，因此當作素材鋼板時的強度較低，未必可充當構造用材料來使用。

又，日本特開平５－２５５４９號公報所揭示的方法是藉由在鋼中單獨或複合地添加Ｗ、Ｃｒ、Ｍｏ以提高烘烤硬化性的方法。

在上述的傳統技術中，因烘烤硬化而使得強度上升的原因，乃是因爲鋼板中的微量的固熔Ｃ、固熔Ｎ的作用，而且如眾所週知，在於ＢＨ鋼板的情況下，只會使得材料的降伏強度上升，而並不會使得拉伸強度上升。因此，只有提高零件的開始變形時的應力的效果而已，至於從開始變形至變形結束爲止的整個變形範圍中發生變形所需的應力（成型後的拉伸強度），並無法充分地達到提昇應力的效果。

至於成型後，拉伸強度會上升的冷軋鋼板，係有例如

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 3 ）

：日本特開平１０－３１０８４７號公報所揭示的利用２００～４５０℃的熱處理溫度範圍，拉伸強度會上升60MPa以上的合金化熔融鍍鋅鋼板。

這種鋼板，以質量%計算，係含有C：０．０１～０．０８%、Mn：０．０１～３．０%，且含W、Cr、Mo的其中一種或兩種以上，合計含量爲０．０５～３．０%，又可因應必要含有：Ti：０．００５～０．１%、Nb：０．００５～０．１%；V：０．００５～０．１%的其中一種或兩種以上的組成分，且鋼的微視金相組織係肥粒鐵或以肥粒鐵爲主體來構成的。

然而，這種技術是在於成型後，藉由熱處理使得鋼板中形成細微的碳化物，對於沖壓時所施予的變形可有效地將轉位增殖，而且也使其增加變形量，所以必須執行２２０～３７０℃的溫度範圍的熱處理，較之一般的烘烤硬化處理溫度需要更高的熱處理溫度，這是其困難點。

此外，由於當前的地球環境問題所衍生的對於汽車排廢氣的限制，車體重量的輕量化變成一個極爲重要的課題。爲了減輕車體重量，增加其使用的鋼板的強度，也就是應用高張力鋼板，將鋼板製作成高張力化，使板厚變薄的做法非常有效。使用高張力鋼化•薄板化的汽車零件，係配合其功能也被要求具有各種特性。所要求的特性，係因零件的不同而相異，例如係有：耐凹性、對於撓曲、絞捲變形的靜態強度、疲勞強度、耐衝擊特性等。亦即，應用

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 4 ）

在汽車零件的高張力鋼板在成型加工之後，必須具有這樣的優異特性。這些特性是關係到成型加工後的鋼板的強度，因此，爲了達成薄板化的目的，必須對於所使用的高張力鋼板設定其強度的下限。

另一方面，在於製作汽車零件的過程中，係對於鋼板進行沖製成型。如果鋼板的強度過高的話，在於沖製成型後，將會發生例如：（１）形狀凍結性會降低；（２）因爲延性降低導致成型時發生裂開、頸縮現象等的問題。此外，在於降低板厚度之後，則會產生（３）耐凹性（也就是，對抗因局部性的壓縮荷重所產生的凹坑之耐凹性）會惡化，這一類的問題將會阻礙高張力鋼板應用於汽車車體的用途之擴大。

爲了解決這種問題的已知方法之一，針對於例如：外面板用的冷軋鋼板，係採用例如：極低碳鋼作爲素材，將最後的固熔狀態下的殘存含碳量（Ｃ）控制在適正範圍的鋼板製造技術。這種鋼板在於沖製成型時係保持軟質狀態，以確保其形狀凍結性、延性，然後利用在沖製成型後所進行的１７０℃×２０分鐘程度的塗裝烤漆過程所引起的變形時效硬化現象，而獲得降伏應力的提昇，進而謀求能夠確保耐凹性。這種鋼板，在進行沖製成型時，Ｃ係固熔於鋼中而維持成軟質，然後，當沖製成型後，則是利用塗裝烘烤過程，將固熔Ｃ固著在沖製成型時被導入的轉位內，而使得ＹＳ（降伏應力）上升。

但是，這種鋼板，基於爲了要防止表面缺陷也就是結

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 5 ）

構應變的發生之觀點，必須將因爲變形時效硬化所衍生的降伏應力提昇量抑制得較低。因此，實際上對於零件的輕量化的效果不大，這是其困難點之一。

另外，對於在外觀上並不太成爲問題的用途而言，曾有人提出的技術方案係：運用固熔Ｎ使得烘烤硬化量更爲增加的鋼板；將金相組織製作成由肥粒鐵與麻田散鐵所成的複合組織，以更進一步地提高烘烤硬化性的鋼板。

例如：日本特開昭６０－５２５２８號公報所揭示的，是將含有Ｃ：０．０２～０．１５％、Ｍｎ：０．８～３．５％、Ｐ：０．０２～０．１５％、Ａｌ：低於０．１０％、Ｎ：０．００５～０．０２５％的鋼以低於５５０℃的溫度來進行捲取的熱軋；以及採用控制冷卻熱處理來作爲冷軋後的退火處理之具有良好的延性以及點焊特性之高強度薄鋼板的製造方法。以日本特開昭６０－５２５２８號公報揭示的技術所製造出來的鋼板係具有：由以肥粒鐵和麻田散鐵爲主體的低溫變態生成物相所構成的混合組織，而具有優異的延性，並且積極地利用因添加了氮（Ｎ）所導致的在於塗裝烘烤時的變形時效特性，以謀求獲得高強度。

然而，日本特開昭６０－５２５２８號公報所揭示的技術，其變形時效硬化所導致的降伏應力ＹＳ的增加量雖然很大，但是拉伸強度ＴＳ的增加量卻很少，而且降伏應力ＹＳ的增加量變化很大等等機械特性的變動很大，所以也還存在著無法將鋼板的厚度製作成對於當前所期望的汽

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 6 ）

車零件的輕量化有所幫助的薄化程度之問題。

又，日本特公平５－２４９７９號公報係揭示出具有：包含Ｃ：０．０８～０．２０％、Ｍｎ：１．５～３．５％，其餘爲Ｆｅ和不可避免的雜質所組成的成分，金相組織係由含肥粒鐵量小於５％的均勻的變韌鐵或者由含局部麻田散鐵的變韌鐵所構成的烘烤硬化性高張力冷軋薄鋼板。日本特公平５－２４９７９號公報所揭示的冷軋鋼板係在於連續退火後的冷卻過程中於４００～２００℃的溫度範圍內進行急速冷卻，然後再進行慢速冷卻，而製得具有以變韌鐵爲主體的金相組織之前所未見的高烘烤硬化量的冷軋鋼板。

但是，日本特公平５－２４９７９號公報所揭示的鋼板，在於塗裝烘烤之後，雖然會提高降伏強度而獲得前所未有的高烘烤硬化量，但卻無法連同拉伸強度也一起提昇，因此，若應用在需要高強度的零件時，無法充分地提高成型後的耐疲勞性、耐衝擊性。因此，依然存有無法適用在強力地要求高耐疲勞性、高耐衝擊性等的用途之問題。

又，日本特公昭６１－１２００８號公報係揭示出具有高ｒ值的高張力鋼板的製造方法，這種製造方法的特徵是在於：以極低Ｃ鋼當作素材，在於冷軋後，於肥粒鐵－沃斯田鐵共存的溫度範圍內進行退火的做法上。其所獲得的鋼板雖然具有高ｒ值和高塗裝烘烤硬化性（ＢＨ性），所獲得的ＢＨ量高達６０ＭＰａ的程度，而且這種鋼板也是在於時效處理後，其降伏點也會上升，但是，卻不具有

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 7）

ＴＳ的提昇，因此可適用的零件種類仍有其界限，是爲其問題點。

此外，上述的傳統鋼板，雖然以單純的拉伸試驗所測得的塗裝烘烤處理後的強度還算不錯，但是，隨著實際的沖製成型條件之不同，要使其深衝時所需的強度仍有很大的不同，無法說是可充分地適用於被要求具有高可靠性的用途之零件身上。

在於沖製成型體的塗裝烘烤鋼板之中的熱軋鋼板，係有：例如日本特公平８－２３０４８號公報所揭示的：當加工時係維持於軟質，加工後藉由塗裝烘烤處理以提昇可有效改善耐疲勞性的拉伸強度的熱軋鋼板之製造方法。

這種技術係將含Ｃ量控制於０．０２～０．１３質量％，將含Ｎ量添加成較爲多量的０．００８０～０．０２５０質量％，並且控制精製輥軋的溫度以及捲取的溫度，在於鋼中殘留下多量的固熔Ｎ，再藉由將金屬的組織製作成以肥粒鐵與麻田散鐵爲主體的複合組織，並且於成型後，利用１７０℃的熱處理溫度，來達成超過１００ＭＰａ以上的拉伸強度的增加。

又，日本特開平１０－１８３３０１號公報係揭示出：將鋼的組成分中，特別是針對於Ｃ和Ｎ，將其控制成Ｃ：０．０１～０．１２質量％；Ｎ：０．０００１～０．０１質量％，並且將平均結晶粒徑控制在８μｍ以下，以確保超過８０ＭＰａ以上的高ＢＨ量，同時又可將ＡＩ量控制在４５ＭＰａ以下的具有優異的烘烤硬化性以

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 8）

及耐室溫時效性的熱軋鋼板。

但是，這些鋼板都屬於熱軋鋼板，所以經過精製輥軋後，因爲沃斯田鐵／肥粒鐵的變態，導致肥粒鐵的集合組織變成不規則化，而難以獲得高ｒ值，無法說是具有充分的深衝性。

而且，即使以這些技術所製得的熱軋鋼板作爲基材，再度實施冷軋以及再結晶退火處理，也未必能夠獲得與熱軋鋼板相同的「成型－熱處理後的拉伸強度的提昇；超過８０ＭＰａ以上的高ＢＨ量」。這是因爲鋼的金相組織受到冷軋以及再結晶退火處理的影響而變成與熱軋時不同的金相組織的緣故，而且實施冷軋時，會產生很大的累積變形量，所以容易形成碳化物、氮化物，使得固熔Ｃ以及固熔Ｎ的狀態發生變化的緣故。

本發明係有鑑於上述的實際狀況而開發完成的，其目的係要提供：當進行沖製成型時可維持優異的深衝性，然後藉由沖製成型－熱處理而可增加拉伸強度之具有優異的變形時效硬化性之冷軋鋼板以及合金化融熔鍍鋅鋼板，以及可有利地製造這些鋼板的製造方法。

又，本發明係有鑑於上述的傳統技術的問題點，係以提供：具有ＴＳ×ｒ值≧７５０ＭＰａ以上的優異的深衝性以及優異的變形時效硬化性（ＢＨ≧８０ＭＰａ且ΔＴＳ≧４０ＭＰａ以上）之高深衝用冷軋鋼板以及融熔鍍鋅鋼板（包括合金化的融熔鍍鋅鋼板在內），以及可有利地製造這些鋼板的製造方法爲目的。

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 9）

此外，本發明爲了解決上述的傳統技術的問題，係以提供：可適用於要求高度的成型性的汽車零件用之質軟而具有高度成型性和穩定的品質特性，可易於成型爲複雜的形狀的汽車零件，不會產生回彈、扭曲、反翹等的不良形狀、龜裂等，並且在於成型爲汽車零件之後，利用熱處理可獲得作爲汽車零件所需的充分的強度而對於汽車車體的輕量化具有充分的貢獻之超過１．２以上的高ｒ值、以及具有優異的變形時效硬化性的高張力冷軋鋼板；以及可以工業方式低價且不會讓形狀錯亂地製造這些鋼板的製造方法爲目的。

【發明之揭示】

本發明人等，爲了解決上述課題，嘗試改變組成分以及製造條件來製造鋼板並且進行許多的材質評價實驗。其結果，發現了某一創見，也就是：將在於需要高加工性的領域中以往並未被積極的利用的Ｎ（氮）當作強化元素，並且有效地活用以這種作爲強化元素的Ｎ的作用所產生的很大的變形時效硬化現象，可以很容易同時兼具有提高成型性以及成型後的高強度化的特性。

此外，本發明人等又發現了某一創見，也就是：爲了有效地活用Ｎ（氮）的作用所產生的變形時效硬化現象，必須將Ｎ（氮）的作用所發生的變形時效硬化現象與汽車的塗裝烘烤條件、或者更積極地與成型後的熱處理條件有效地相結合，因此，藉由將熱軋條件、冷軋、冷軋退火條

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 10）

件予以適正化可以有效地將鋼板的微視組織（金相組織）和固熔Ｎ量控制在某一範圍。此外，也又發現了：爲了讓Ｎ的作用所發生的變形時效硬化現象穩定地出現，在組成分的方面，特別是因應於鋁（Ａｌ）含量來控制氮（Ｎ）含量係非常重要。

此外，本發明人等又發現了某一創見，也就是：爲了獲得高ｒ值而降低含Ｃ量，在於肥粒鐵－沃斯田鐵的雙相範圍內的溫度下實施連續退火，然後控制其冷卻速度，使得金相組織變成在於肥粒鐵相中含有面積率佔５％以上的針狀肥粒鐵相的金相組織，利用這種微視組織與適正的固熔Ｎ量的組合，可獲得具有高ｒ值之優異的沖製成型性和變形時效硬化性的冷軋鋼板。此外，藉此可消除以往會造成問題的室溫時效劣化的問題，而可充分地活用Ｎ。

也就是說，本發明人等發現了：使用氮（Ｎ）作爲強化元素，且將關鍵元素的鋁（Ａｌ）的含量控制在適正的範圍，並且將熱軋條件、冷軋、冷軋退火條件予以適正化以將微視組織和固熔Ｎ於以最佳化，藉此，可獲得較之傳統的固熔強化型的Ｃ－Ｍｎ鋼板、晶析強化鋼板（傳統鋼板）更具有高ｒ值和優異的成型性和上述的傳統鋼板所未見的變形時效硬化特性的鋼板。

此外，本發明的鋼板，不僅在於以單純的拉伸試驗所測得的塗裝烘烤處理後的強度高於傳統的鋼板，此外，在於以實際的沖製條件進行深衝時，在於強度上發生的偏差分布很小，可獲得穩定的零件強度特性，可適用在要求高

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 11）

可靠性的零件身上。例如：因產生很大的變形而板厚度變薄的部分的硬化量較諸其他部分的硬化量更大，若以“板厚度x強度”這種載重能力來進行評價的結果得知，係屬於均一性的結果，因此，可獲得穩定的零件強度。

本發明人等，爲了達成上述目的，更進一步不斷地銳意研究的結果，又獲得了下列的創見：

（１）成型－熱處理後，想要提昇拉伸強度，爲了使其進行拉伸變形而必須導入新的轉位。因進行成型而被導入的轉位與侵入型元素或者晶析物的相互作用，而即使到達上降伏應力，也必須讓因進行預變形而被導入的轉位不要移動。

（２）藉由形成Ｗ、Ｃｒ、Ｍｏ、Ｔｉ、Ｎｂ、Ａｌ等的碳化物、氮化物或碳氮化物，而想要獲得上述的相互作用時，必須將成型後的熱處理溫度提高至２００℃以上。因此，積極地活用侵入型元素或者活用Ｆｅ碳化物或Ｆｅ氮化物才會對於成型後降低熱處理溫度的方面較爲有利。

（３）侵入型元素之中，相較於固熔Ｃ，雖然固熔Ｎ會降低成型後的熱處理溫度，但是與因進行成型而被導入的轉位的相互作用很大，即使已經到達上降伏應力，進行預變形時所導入的轉位也不易移動。

（４）鋼中的固熔Ｎ存在的地方雖然是在於結晶粒子內以及結晶粒子邊界，但是成型後的熱處理以後的強度的增加量則是結晶粒子邊界的面積較大者的增加量較多。亦

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 12）

即，結晶粒徑較小者較爲有利。

（５）基於要擴大結晶粒子邊界的面積的觀點，藉由複合地添加Ｎｂ和Ｂ，並且結束了熱軋之後，隨即進行冷卻的做法，對於抑制熱軋結束之後的肥粒鐵結晶粒子的正常成長，且抑制冷軋之後的再結晶退火中的結晶粒子的成長上較有利。

本發明係以上述的創見爲基礎，並且上述的創見乃是依據下列的實驗而獲得的。

〔實驗１〕

以質量％換算時，將包含：Ｃ：０．００１５％；Ｂ：０．００１０％；Ｓｉ：０．０１％；Ｍｎ：０．５％；Ｐ：０．０３％；Ｓ：０．００８％以及；Ｎ：０．０１１％；且Ｎｂ：０．００５～０．０５０％以及Ａｌ：０．００５～０．０３０％；其餘部分則是Ｆｅ以及不可避免的雜成所成的組成分的薄板用鋼片（厚度：３０ｍｍ）以１１５０℃均勻地加熱之後，以精製輥軋溫度變成超過Ａｒ３變態點以上的９００℃的方式進行三次熱軋，輥軋結束後，隨即在０．１秒後就進行水冷。然後，實施相當於以５００℃進行１個小時的鋼帶捲取工作的熱處理。

將所獲得的板厚度：４ｍｍ的熱軋鋼板以８２．５％的輥軋率進行冷軋後，實施４０秒鐘的８００℃的再結晶退火處理，接下來，以０．８％的輥軋率實施調質輥軋。

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝

訂

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 13）

再從以這種方式所獲得的冷軋鋼板中沿著輥軋方向採取符合ＪＩＳ　５號的標準規定的試驗片，使用一般的拉伸試驗機以０．０２／秒的變形速度進行試驗而測定出拉伸強度。又，另外對於從以這些冷軋鋼板沿著輥軋方向採取出來之符合ＪＩＳ　５號的標準規定的拉伸試驗片，賦予１０％的拉伸變形，並實施２０分鐘的１２０℃的熱處理之後，再進行一般的拉伸試驗。將這些從冷軋鋼板所採取出來的試驗片的拉伸強度與賦予１０％的拉伸變形之後，又施行２０分鐘的１２０℃的熱處理後的試驗片之兩者的拉伸強度差值，當作成型後的拉伸強度提昇量（ΔＴＳ）。

第１圖是顯示出針對於鋼成分（Ｎ％－１４／９３・Ｎｂ％－１４／２７・Ａｌ％－１４／１１・Ｂ％）與ΔＴＳ的關係進行調查的結果。

由第１圖所示的結果可知，（Ｎ％－１４／９３・Ｎｂ％－１４／２７・Ａｌ％－１４／１１・Ｂ％）的數值若符合０．００１５質量％以上的時候，ΔＴＳ就變成超過６０ＭＰａ以上。

〔實驗２〕

以質量％換算時，將包含：Ｃ：０．００１０％；Ｓｉ：０．０２％；Ｍｎ：０．６％；Ｐ：０．０１％；Ｓ：０．００９％；Ｎ：０．０１２％；Ａｌ：０．０１％以及Ｎｂ：０．０１５％；且含Ｂ：０．００００５～

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 14）

０．００２５％，其餘部分則是Ｆｅ以及不可避免的雜成所成的組成分的薄板用鋼片（厚度：３０ｍｍ）以１１００℃均勻地加熱之後，以精製輥軋溫度變成超過Ａｒ３變態點以上的９２０℃的方式進行三次熱軋，輥軋結束後，隨即在０．１秒後就進行水冷。然後，實施相當於以４５０℃進行１個小時的鋼帶捲取工作的熱處理。

將所獲得的板厚度：４ｍｍ的熱軋鋼板以８２．５％的輥軋率進行冷軋後，實施４０秒鐘的８２０℃的再結晶退火處理，接下來，以０．８％的輥軋率實施調質輥軋。再從以這種方式所獲得的冷軋鋼板中沿著輥軋方向採取符合ＪＩＳ　５號的標準規定的試驗片，使用一般的拉伸試驗機以０．０２／秒的變形速度進行試驗而測定出拉伸強度。又，另外對於從以這些冷軋鋼板沿著輥軋方向採取出來之符合ＪＩＳ　５號的標準規定的拉伸試驗片，賦予１０％的拉伸變形，並實施２０分鐘的１２０℃的熱處理之後，再進行一般的拉伸試驗。

第２圖是顯示出針對於鋼成分中的含Ｂ量與ΔＴＳ的關係進行調查的結果。

由第１圖所示的結果可知，含Ｂ量爲０．０００５～０．００１５質量％的時候，ΔＴＳ就變成超過６０ＭＰａ以上。

此外，從微視組織的觀察結果可以判斷出是因爲複合添加了Ｎｂ與Ｂ使得結晶粒細微化而能夠獲得高ΔＴＳ。

亦即，可推論出：當含Ｂ量未滿０．０００５質量％

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 15）

的時候，即使複合地添加Ｎｂ所獲得的結晶粒的細微化效果也不大。相反地，當含Ｂ量超過０．００１５質量％的時候，晶析再結晶粒子邊界及其附近的Ｂ量增加，因爲這種Ｂ原子與Ｎ原子之間的相互作用很強，所以降低了有效的固熔Ｎ量，因而導致ΔＴＳ下降。

〔實驗３〕

以質量％換算時，將包含：Ｃ：０．００１０％；Ｎ：０．００１２％；Ｂ：０．００１０％；Ｓｉ：０．０１％；Ｍｎ：０．５％；Ｐ：０．０３％；Ｓ：０．００８％以及；Ｎｂ：０．０１４％以及Ａｌ：０．０１％；其餘部分則是Ｆｅ以及不可避免的雜成所成的組成分的鋼Ａ；以及包含：Ｃ：０．００１０％；Ｎ：０．００１２％；Ｂ：０．００１０％；Ｓｉ：０．０１％；Ｍｎ：０．５％；Ｐ：０．０３％；Ｓ：０．００８％以及；Ｎｂ：０．０１４％以及Ａｌ：０．０１％；其餘部分則是Ｆｅ以及不可避免的雜成所成的組成分的鋼Ｂ的各薄板用鋼片（厚度：３０ｍｍ）以１１５０℃均勻地加熱之後，以精製輥軋溫度變成超過A_{r3}變態點以上的９１０℃的方式進行三次熱軋，輥軋結束後，隨即在０．１秒後就進行水冷。然後，實施相當於以６００℃進行１個小時的鋼帶捲取工作的熱處理。

將所獲得的板厚度：４ｍｍ的熱軋鋼板以８２．５％的輥軋率進行冷軋後，實施４０秒鐘的８８０℃的再結晶

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝 訂

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 18）

退火處理，接下來，以０．８％的輥軋率實施調質輥軋。再從以這種方式所獲得的冷軋鋼板中沿著輥軋方向採取符合ＪＩＳ　５號的標準規定的試驗片，使用一般的拉伸試驗機以０．０２／秒的變形速度進行試驗而測定出拉伸強度。又，另外對於從以這些冷軋鋼板沿著輥軋方向採取出來之符合ＪＩＳ　５號的標準規定的拉伸試驗片，賦予１０％的拉伸變形，並實施２０分鐘的各種溫度的熱處理之後，再進行一般的拉伸試驗。

第３圖是顯示出針對於成型後的熱處理溫度對於ΔＴＳ的影響進行調查的結果。

由第３圖所示的結果可知，如果成型後的熱處理溫度是在於２００℃以下的較低溫區域的話，極低含碳量且高含氮量的鋼Ａ較之中等極低含碳量且低含氮量的鋼Ｂ，具有更高的ΔＴＳ，而在於高溫區域時，則具有同等程度的ΔＴＳ。由這些實驗的結果可知，若想要確保低溫區域時的ΔＴＳ，活用固熔Ｎ是有效的做法。

又，第４圖是顯示出針對於：結晶粒徑ｄ與鋼成分（Ｎ％－１４／９３・Ｎｂ％－１４／２７・Ａｌ％－１４／１１・Ｂ％）對於常溫時效現象所造成的拉伸量的降低量（ΔＥ１）與成型後的拉伸強度上升量（ΔＴＳ）的影響進行調查的結果。

至於拉伸量的降低量（ΔＥ１）的評價方式，則係將測定了從冷軋鋼板中沿著輥軋方向採取出來的符合ＪＩＳ５號的標準規定的試驗片的全部拉伸量；與測定了將另外

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 17）

採取出來的試驗片實施保持在１００℃的狀態下８個小時的常溫時效處理的促進處理之後的全部拉伸量的兩者之差值。

由第４圖所示可以看出：當（Ｎ％－１４／９３・Ｎｂ％－１４／２７・Ａｌ％－１４／１１・Ｂ％）的值超過０．００１５質量％且結晶粒徑ｄ小於２０μｍ的時候，可同時兼具高ΔＴＳ以及低ΔＥ１。

〔實驗４〕

以質量％換算時，將包含：Ｃ：０．００１５％；Ｓｉ：０．３０％；Ｍｎ：０．８％；Ｐ：０．０３％；Ｓ：０．００５％；Ｎ：０．０１２％；以及Ａｌ：０．０２～０．０８％的薄板用鋼片以１０５０℃均勻地加熱之後，以精製輥軋溫度變成６７０℃的方式進行七次熱軋，接著進行７００×５小時的再結晶退火處理，將所獲得的板厚度：４ｍｍ的熱軋鋼板以８２．５％的輥軋率進行冷軋後，接下來，實施４０秒鐘的８７５℃的再結晶退火處理，接下來，以０．８％的輥軋率實施調質輥軋。再從以這種方式所獲得的冷軋鋼板中沿著輥軋方向採取符合ＪＩＳ　５號的標準規定的試驗片，使用一般的拉伸試驗機以０．００３／秒的變形速度進行試驗而測定出ＴＳｘｒ值以及ΔＴＳ。將該結果顯示於表５。由此可看出：當符合Ｎ／Ａｌ≧０．３０的條件的時候，可以達成ＴＳｘｒ值≧７５０ＭＰａ，且ΔＴＳ≧４０ＭＰａ的程度。

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 18）

而且又另外確認出：當符合Ｎ／Ａｌ≧０．３０的條件的時候，可以達成ＢＨ≧８０ＭＰａ的程度。

〔實驗５〕

以質量％換算時，將包含：Ｃ：０．００１５％；Ｂ：０．００１０％；Ｓｉ：０．０１％；Ｍｎ：０．５％；Ｐ：０．０３％；Ｓ：０．００８％；Ｎ：０．０１１％；Ｎｂ：０．００５～０．０５％；以及Ａｌ：０．００５～０．０３％的薄板用鋼片以１０００℃均勻地加熱之後，以精製輥軋溫度變成６５０℃的方式進行七次熱軋，接著進行８００×６０秒的再結晶退火處理，將所獲得的板厚度：４ｍｍ的熱軋鋼板以８２．５％的輥軋率進行冷軋後，接下來，實施４０秒鐘的８８０℃的再結晶退火處理，接下來，以０．８％的輥軋率實施調質輥軋。再從以這種方式所獲得的冷軋鋼板中沿著輥軋方向採取符合ＪＩＳ　５號的標準規定的試驗片，使用一般的拉伸試驗機以０．００３／秒的變形速度進行試驗而測定出ＴＳ×ｒ值、ＢＨ以及ΔＴＳ。將這些測定值與Ｎ／（Ａｌ＋Ｎｂ＋Ｂ）的關係顯示於第５圖。本實驗是使用含有：Ｎｂ：０．００５～０．０５％、Ｂ：０．００１０％的鋼，如圖所示，當Ｎ／（Ａｌ＋Ｎｂ＋Ｂ）≧０．３０的條件的時候，係可達成ＢＨ≧８０ＭＰａ的程度；ΔＴＳ≧６０ＭＰａ的程度；且ＴＳ×ｒ值≧８５０ＭＰａ的程度。

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 19）

〔實驗６〕

以質量％換算時，將包含：Ｃ：０．００１０％；Ｓｉ：０．０２％；Ｍｎ：０．６％；Ｐ：０．０１％；Ｓ：０．００９％；Ｎ：０．０１５％；Ｎｂ：０．０１５％；Ａｌ：０．０１％；Ｂ：０．０００１～０．００２５％的薄板用鋼片以１０５０℃均勻地加熱之後，以精製輥軋溫度變成６８０℃的方式進行七次熱軋，接著進行７５０×５小時整批退火的再結晶退火處理，將所獲得的板厚度：４ｍｍ的熱軋鋼板以８２．５％的輥軋率進行冷軋後，接下來，實施４０秒鐘的８８０℃的再結晶退火處理，接下來，以０．８％的輥軋率實施調質輥軋。再從以這種方式所獲得的冷軋鋼板中沿著輥軋方向採取符合ＪＩＳ　５號的標準規定的試驗片，使用一般的拉伸試驗機以０．００３／秒的變形速度進行試驗而測定出ＴＳ×ｒ值、ＢＨ以及ΔＴＳ。將這些測定值與含Ｂ量的關係顯示於第６圖。

如圖所示，當含Ｂ量爲０．０００３～０．００１５％的範圍的時候，係可達成ＢＨ≧８０ＭＰａ的程度；不僅如此，又可達成較之含Ｂ量＜０．０００３％時更高的ΔＴＳ水準也就是ΔＴＳ≧６０ＭＰａ的程度；且ＴＳ×ｒ值≧８５０　ＭＰａ的程度。此外，從微視組織觀察可看出：在於這種含Ｂ量的範圍下，結晶粒特別地細微化。

從實驗５、６的結果可以判斷出：爲了符合Ｎ／（

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 20）

Ａｌ＋Ｎｂ＋Ｂ）≧０．３０的條件而將含Ｂ量設定成Ｂ≧０．０００３％時，並且又藉由複合地添加入Ｎｂ而可使得結晶粒細微化，可更爲改善ΔＴＳ、ＴＳｘｒ值的水準。當含Ｂ量＜０．０００３％時，即使複合地添加入Ｎｂ亦不具有使得結晶粒細微化的效果。推測這是因爲晶析於結晶粒子邊境及其附近的Ｂ量增加，因爲Ｂ原子與Ｎ原子之間的強力的相互作用導致減少了有效的固熔Ｎ量的緣故。此外，也針對於以添加Ｔｉ、Ｖ來取代Ｎｂ的情況進行同樣的檢討之後，確認出可獲得與添加Ｎｂ的情況同樣的效果。

本發明係基於以上獨自的創見而開發完成的，其主要的要主如下：

本案的第一發明的具優異的變形時效硬化性之冷軋鋼板，其特徵爲：

具有：以質量％換算時，由包含：

Ｃ：０．１５％以下；

Ｓｉ：１．０％以下；

Ｍｎ：２．０％以下；

Ｐ：０．１％以下；

Ｓ：０．０１％以下；

Ａｌ：０．００５～０．０３０％；

Ｎ：０．００５０～０．０４００％；

且Ｎ／Ａｌ超過０．３０以上，固熔狀態的Ｎ超過０．００１０％以上，其餘爲Ｆｅ以及不可避免的雜質所

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝

訂

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 21）

構成的組成分。

本案的第一發明的具優異的變形時效硬化性之冷軋鋼板，在於上述組成分之中，尤其是以下列的範圍爲佳。

以質量％換算時，由包含：

Ｃ：０．０１％以下；

Ｓｉ：０．００５～１．０％；

Ｍｎ：０．０１～１．５％；

Ｐ：０．１％以下；

Ｓ：０．０１％以下；

Ａｌ：０．００５～０．０３０％；

Ｎ：０．００５～０．０４０％；

且Ｎ／Ａｌ超過０．３０以上，固熔狀態的Ｎ超過０．００１０％以上，其餘爲Ｆｅ以及不可避免的雜質所構成的組成分。

又，本案的第一發明，除了上述組成分之外，又能夠符合下列的範圍更佳：

以質量％換算時，

Ｂ：０．０００１～０．００３０％；

Ｎｂ：０．００５～０．０５０％，

且符合下列數式（１）、（２）所界定的範圍內：

Ｎ％≧０．００１５＋１４／９３・Ｎｂ％＋１４／２７・Ａｌ％＋１４／１１・Ｂ％……（１）式；

Ｃ％≦０．５・（１２／９３）・Ｎｂ％……（２）式。

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 22）

又，本案的第一發明，除了上述組成分之外，因應需要又包含：Cu、Ni、Mo之中的一種或兩種以上，合計１．０％以下更佳。

又，本案的第一發明，鋼板的結晶粒徑以小於２０μm爲佳。

又，本案的第一發明，在於熱處理溫度爲１２０～２００℃的低溫域中，進行成型後的強度提昇量係超過６０ＭＰａ以上爲佳。

又，本案的第一發明，亦可在於上述冷軋鋼板的表面上，具有：電鍍鍍鋅層、熔融鍍鋅層以及合金化熔融鍍鋅層。

本案的第二發明的具優異的變形時效硬化性之冷軋鋼板之製造方法，其特徵爲：

係將具有：以質量％換算時，由包含：

Ｃ：０．０１％以下；

Ｓｉ：０．００５～１．０％；

Ｍｎ：０．０１～１．５％；

Ｐ：０．１％以下；

Ｓ：０．０１％以下；

Ａｌ：０．００５～０．０３０％；

Ｎ：０．００５～０．０４０％；

且Ｎ／Ａｌ超過０．３以上，其餘部分實質上是Ｆｅ的組成分的鋼片，進行熱軋，並在於精製輥軋結束之後，隨即開始進行冷卻，並以４００～８００℃的捲取溫度進

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝

訂

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 23）

行捲取，然後，以６０～９５％的輥軋率實施冷軋之後，再以６５０～９００℃的溫度進行再結晶退火處理。

又，本案的第二發明，除了上述組成分之外，又能夠符合下列的範圍更佳：

以質量％換算時，

Ｂ：０．０００１～０．００３０％；

Ｎｂ：０．００５～０．０５０％，

且符合下列數式（１）、（２）所界定的範圍內：

Ｎ％≧０．００１５＋１４／９３・Ｎｂ％＋１４／２７・Ａｌ％＋１４／１１・Ｂ％……（１）式；

Ｃ％≦０．５・（１２／９３）・Ｎｂ％……（２）式。

又，本案的第二發明，在上述再結晶退火處理的昇溫過程中，從５００℃至再結晶溫度爲止的溫度範圍內，係以１～２０℃／秒的速度進行昇溫爲佳。

又，本案的第二發明，亦可在再結晶退火處理之後，進行熔融鍍鋅處理，接下來，再實施加熱合金化處理。

本案的第三發明的具優異的變形時效硬化性之深衝用冷軋鋼板，其特徵爲：

具有：以質量％換算時，由包含：

Ｃ：０．０１％以下；

Ｓｉ：１．０％以下；

Ｍｎ：０．０１～１．５％；

Ｐ：０．１％以下；

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝

訂

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 24）

Ｓ：０．０１％以下；

Ａｌ：０．００５～０．０２０％；

Ｎ：０．００５～０．０４０％；

且Ｎ／Ａｌ超過０．３０以上，固熔狀態的Ｎ超過０．００１０％以上，其餘爲Ｆｅ以及不可避免的雜質所構成的組成分，而且ＴＳｘｒ值係超過７５０ＭＰａ以上。

又，本案的第三發明，係在上述組成分之外，含有：以質量％換算時，

Ｂ：０．０００１～０．００３０％；

Ｎｂ：０．００５～０．０５０％，

且又在於符合下列數式（１）、（２）所界定的範圍內者爲佳：

Ｎ％≧０．００１５＋１４／９３・Ｎｂ％＋１４／２７・Ａｌ％＋１４／１１・Ｂ％……（１）式；

Ｃ％≦０．５・（１２／９３）・Ｎｂ％……（２）式。

又，本案的第三發明，係在上述組成分之外，又含有：以質量％換算時，

Ｂ：０．０００１～０．００３０％；

Ｎｂ：０．００５～０．０５０％；

Ｔｉ：０．００５～０．０７０％；

Ｖ：０．００５～０．１０％；

之其中的一種或兩種以上，

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝

訂

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 29）

且Ｎ／（Ａｌ＋Ｎｂ＋Ｔｉ＋Ｖ＋Ｂ）超過０．３０以上，

固熔狀態的Ｎ超過０．００１０％以上者爲佳。

本案的第四發明的具優異的變形時效硬化性之深衝用冷軋鋼板之製造方法，其特徵爲：

係將具有：以質量％換算時，由包含：

Ｃ：０．０１％以下；

Ｓｉ：０．００５～１．０％；

Ｍｎ：０．０１～１．０％；

Ｐ：０．１％以下；

Ｓ：０．０１％以下；

Ａｌ：０．００５～０．０３０％；

Ｎ：０．００５～０．０４０％；

Ｂ：０．０００３～０．００３０％；

Ｎｂ：０．００５～０．０５０％；

Ｔｉ：０．００５～０．０７０％；

Ｖ：０．００５～０．１０％；

之其中的一種或兩種以上，

且Ｎ／（Ａｌ＋Ｎｂ＋Ｔｉ＋Ｖ＋Ｂ）超過０．３０以上的組成分的鋼素材，加熱至超過９５０℃後，以粗輥軋結束時的溫度設定在低於１０００℃且高於Ａｒ３的溫度範圍內進行粗輥軋，接下來，在於低於Ａｒ３且高於６００℃的溫度範圍內，一面施予潤滑一面進行精製輥軋，並且捲取，由開始進行粗輥軋至精製輥軋結束爲止的整體輥軋

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 28）

率設定爲超過８０％，將所製得的熱軋鋼板進行再結晶退火處理，接下來，以６０～９５％的輥軋率進行冷軋，將所製得的冷軋鋼板進行再結晶退火處理。

本案的第五發明的具優異的成型性、變形時效硬化性以及耐常溫時效性之冷軋鋼板，其特徵爲：

具有：以質量％換算時，由包含：

Ｃ：０．００１５～０．０２５％；

Ｓｉ：１．０％以下；

Ｍｎ：２．０％以下；

Ｐ：０．１％以下；

Ｓ：０．０２％以下；

Ａｌ：０．０２％以下；

Ｎ：０．００５０～０．０２５０％；

且含有：

Ｂ：０．０００５～０．００５０％；

Ｎｂ：０．００２～０．０５０％；

的兩者中的其中一種或兩種以上，

且Ｎ／Ａｌ超過０．３０以上，固熔狀態的Ｎ超過０．００１０％以上，其餘爲Ｆｅ以及不可避免的雜質所構成的組成分，

且具有：由佔面積率超過５％以上的針狀肥粒鐵相以及平均結晶粒徑小於２０μｍ的肥粒鐵相所組成的金相組織；

且其ｒ值係超過１．２以上。

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝

訂

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 27）

又，本案的第五發明，在上述組成分之外，以質量%換算時，又包含有下列的a群～c群的其中一群或兩群以上，

a群係：Cu、Ni、Cr、Mo之中的一種或兩種以上，合計1.0%以下；

b群係：Ti、V之中的一種或兩種以上，合計0.1%以下；

c群係：Ca、REM之中的一種或兩種合計0.0010～0.010%爲佳。

本案的第六發明的具優異的成型性、變形時效硬化性以及耐常溫時效性之r值超過1.2以上之冷軋鋼板之製造方法，其特徵爲：

係將具有：以質量%換算時，由包含：

C：0.0015～0.025%；

Si：1.0%以下；

Mn：2.0%以下；

P：0.1%以下；

S：0.02%以下；

Al：0.02%以下；

N：0.0050～0.0250%；

且含有：

B：0.0003～0.0050%；

Nb：0.002～0.050%；

的兩者中的其中一種或兩種以上，

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 28）

且Ｎ／Ａｌ超過０．３０以上的鋼胚板進行加熱直到鋼胚板的加熱溫度高於１０００℃以上，並實施粗輥軋以做成薄板用鋼片；

針對於該薄板用鋼片依序實施：

在精製輥軋出口側的溫度超過８００℃的精製輥軋；及

以低於６５０℃的捲取溫度進行捲取以做成熱軋鋼板的熱軋過程；及

對於該熱軋鋼板進行酸洗以及進行冷軋以做成冷軋鋼板的冷軋過程；及

對於該冷軋鋼板在肥粒鐵／沃斯田鐵的雙相並存的溫度範圍內實施連續退火處理；及

實施：以１０～３００℃／秒的冷卻速度來進行冷卻直到低於５００℃的溫度域爲止的冷軋鋼板退火過程。

本案的第六發明，係在上述組成分之外，以質量％換算時，又包含有下列的ａ群～ｃ群的其中一群或兩群以上，

ａ群係：Ｃｕ、Ｎｉ、Ｃｒ、Ｍｏ之中的一種或兩種以上，合計１．０％以下；

ｂ群係：Ｔｉ、Ｖ之中的一種或兩種以上，合計０．１％以下；

ｃ群係：Ｃａ、ＲＥＭ之中的一種或兩種合計０．００１０～０．０１０％爲佳。

本案的第七發明的具有高ｒ值以及優異的變形時效硬

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝

訂

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 29）

化性以及常溫非時效性之高張力冷軋鋼板，其特徵爲：

具有：以質量％換算時，由包含：

Ｃ：０．００２５～０．１５％；

Ｓｉ：１．０％以下；

Ｍｎ：２．０％以下；

Ｐ：０．０８％以下；

Ｓ：０．０２％以下；

Ａｌ：０．０２％以下；

Ｎ：０．００５０～０．０２５０％；

且Ｎ／Ａｌ超過０．３０以上，固熔狀態的Ｎ超過０．００１０％以上，其餘爲Ｆｅ以及不可避免的雜質所構成的組成分，

且具有：包含佔面積率超過８０％以上的平均結晶粒徑小於１０μｍ的肥粒鐵相，以及作爲第二相的佔面積率超過２％以上的麻田散鐵相之金相組織；且其ｒ值係超過１．２以上。

又，本案的第七發明，係在上述組成分之外，以質量％換算時，又包含有下列的ｄ群～ｇ群的其中一群或兩群以上，

ｄ群係：Ｃｕ、Ｎｉ、Ｃｒ、Ｍｏ之中的一種或兩種以上，合計１．０％以下；

ｅ群係：Ｎｂ、Ｔｉ、Ｖ之中的一種或兩種以上，合計０．１％以下；

ｆ群係：Ｂ：０．００３０％以下；

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 30）

g群係：Ca、REM之中的一種或兩種合計0.0010～0.010%爲佳。

本案的第八發明的具有r值超過1.2以上的高r值及優異的變形時效硬化性以及常溫非時效性之高張力冷軋鋼板之製造方法，其特徵爲：

係將具有：以質量%換算時，由包含：

C：0.0025～0.15%；

Si：1.0%以下；

Mn：2.0%以下；

P：0.08%以下；

S：0.02%以下；

Al：0.02%以下；

N：0.0050～0.0250%；

且N／Al超過0.30以上組成分之鋼胚板進行加熱直到鋼胚板的加熱溫度高於1000℃以上，並實施粗輥軋以做成薄板用鋼片；

針對於該薄板用鋼片依序實施：

在精製輥軋出口側的溫度超過800℃的精製輥軋；及

以低於650℃的捲取溫度進行捲取以做成熱軋鋼板的熱軋過程；及

對於該熱軋鋼板進行酸洗以及進行冷軋以做成冷軋鋼板的冷軋過程；及

對於該冷軋鋼板在高於再結晶溫度且低於800℃以

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

本紙張尺度適用中國國家標準（CNS）A4規格（210×297公釐）

五、發明說明（ 31）

下的退火溫度的範圍內，實施裝封盒退火處理；及

接下來，以Ａｃ１變態點～（Ａｃ３變態點－２０℃）的退火溫度來進行連續退火處理；

然後，以１０～３００℃／秒的冷卻速度來進行冷卻直到低於５００℃的溫度域爲止的冷軋鋼板退火過程。

又，本案的第八發明，係在上述連續退火處理之後，實施：在低於上述冷卻處理的冷卻停止溫度且高於３５０℃的溫度域中停留超過２０秒以上的時間之過時效處理爲佳。

又，本案的第八發明，係在上述組成分之外，以質量％換算時，又包含有下列的ｄ群～ｇ群的其中一群或兩群以上，

ｄ群係：Ｃｕ、Ｎｉ、Ｃｒ、Ｍｏ之中的一種或兩種以上，合計１．０％以下；

ｅ群係：Ｎｂ、Ｔｉ、Ｖ之中的一種或兩種以上，合計０．１％以下；

ｆ群係：Ｂ：０．００３０％以下；

ｇ群係：Ｃａ、ＲＥＭ之中的一種或兩種合計０．００１０～０．０１０％爲佳。

【用以實施發明之最佳形態】

首先，說明本案的第一發明中，將鋼板的組成分限定在前述範圍之理由。

Ｃ：０．０１質量％以下

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 32）

C含量愈少的話，鋼板的深衝性愈佳，對於沖製成型性較爲有利。又，在冷軋後的退火過程中，會進行NbC的再熔解而增加結晶粒內的固熔C量，容易招致耐常溫時效性的降低。因此，含C量係以抑制成低於0.01質量%爲宜。以低於0.0050質量%尤佳；低於0.0030質量%更佳。

Si：0.005～1.0質量%

Si係可抑制拉伸量的降低，而且是提昇強度的有用成分，但是如果含量不足0.005質量%的話，其添加所獲得的效果不多，另一方面，如果超過1.0質量%的話，會導致表面性質和狀態惡化，降低延性，所以將Si限定在0.005～1.0質量%的範圍。以0.01～0.75質量%的範圍更好。

Mn：0.01～1.5質量%

Mn不僅可當作鋼的強化成分，亦可形成MnS而具有抑制因S所導致的脆化的作用，但是如果含Mn量不足0.01質量%的話，則添加Mn的效果不明顯，另一方面，如果超過1.5質量%的話，會導致表面性質和狀態惡化，降低延性，所以將Mn限定在0.01～1.5質量%的範圍。以0.10～0.75質量%的範圍更好。

P：0.10質量%以下

P可當作固熔強化成分而可對於鋼的強化有效地幫助，但是，如果添加量超過0.10質量%的話，將會形成（FeNb）xP等的磷化物，因而降低深衝性。因此，

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

本紙張尺度適用中國國家標準（CNS）A4規格（210×297公釐）

五、發明說明（ 33）

將Ｐ限定在０．１０質量％以下。

Ｓ：０．０１質量％以下

Ｓ的含量太多的話，將會增加中介物的量而招致延性的降低，所以最好是極力避免Ｓ的混入，但是可以容許到０．０１質量％。

Ａｌ：０．００５～０．０３０質量％

Ａｌ係可當成脫氧劑、或者爲了提高碳氮化物形成成分的良率而加以添加，但是若含量不足０．００５質量％的話，則無法獲得充分的效果，另一方面，如果超過０．０３０質量％的話，則會使得應該添加到鋼中的Ｎ量大幅增加，因而在製鋼時容易發生鋼胚料的缺陷。因此，將含Ａｌ量設定在０．００５～０．０３０質量％的範圍。

Ｎ：０．００５～０．０４０質量％

Ｎ在於本發明中係可發揮賦予鋼板變形時效硬化性的功能的重要元素。然而，如果含量不足０．００５質量％的話，無法獲得充分的變形時效硬化性，另一方面，如果超過０．０４０質量％的話，將會降低沖製成型性。因此，將含Ｎ量設定在０．００５～０．０４０質量％的範圍。以０．００８～０．０１５質量％的範圍更佳。

Ｂ：０．０００１～０．００３質量％

Ｂ是與Ｎｂ一起添加的話，可有效地使得熱軋金相組織以及冷軋再結晶金相組織細微化，而且具有改善耐二次加工脆性的作用。然而，如果含量不足０．０００１質量

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 34）

％的話，無法獲得充分的細微化效果，另一方面，如果超過０．００３質量％的話，則不僅增大ＢＮ的晶析量，也會對於鋼胚料在於加熱階段的熔體化造成妨礙。因此，將含Ｂ量設定在０．０００１～０．００３質量％的範圍。以０．０００１～０．００１５質量％的範圍尤佳，以０．０００７～０．００１２質量％的範圍更佳。

Ｎｂ：０．００５～０．０５０質量％

Ｎｂ是與Ｂ一起添加的話，可有效地使得熱軋金相組織以及冷軋再結晶金相組織細微化，而且具有將固熔Ｃ固定成ＮｂＣ的作用。此外，Ｎｂ可形成ＮｂＮ氮化物而對於冷軋再結晶金相組織細微化很有幫助。然而，含Ｎｂ量不足０．００５質量％的話，不僅難以將固熔Ｃ予以晶析固定下來，對於熱軋金相組織以及冷軋再結晶金相組織細微化的效果也不夠，另一方面，如果超過０．０５０質量％的話，則會導致延性降低。因此，將含Ｎｂ量設定在０．００５～０．０５０質量％的範圍。以０．０１０～０．０３０質量％的範圍更佳。

又，如上所述，Ｎｂ具有可將固熔Ｃ變成ＮｂＣ予以固定下來的作用。而且，可形成ＮｂＮ氮化物。同樣地，可與Ａｌ以及Ｂ分別形成ＡｌＮ、ＢＮ。因此，爲了充分地確保固熔Ｎ量，並且充分地降低固熔Ｃ量，符合下列（１）（２）式的關係是很重要。

Ｎ％≧０．００１５＋１４／９３・Ｎｂ％＋１４／２７・Ａｌ％＋１４／１１・Ｂ％……（１）式；

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝

訂

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 35）

C％≦０．５•（１２／９３）•Ｎｂ％……（２）式。

又，本發明爲了獲的高變形時效硬化性，並且防止時效劣化，最好是將結晶粒徑變小。

亦即，如前述的第４圖所揭示般地，藉由將結晶粒徑ｄ形成小於２０μｍ，即使在於（Ｎ％－１４／９３•Ｎｂ％－１４／２７•Ａｌ％－１４／１１•Ｂ％）≧０．００１５質量％，也就是說，含固熔Ｎ量較多的情況下，亦可將ΔＥｌ抑制成小於２．０％。又，如果將結晶粒徑ｄ形成小於１５μｍ的話，更佳。這是因爲，如第４圖所示般地如果將結晶粒徑ｄ形成小於１５μｍ的話，即可將ΔＥｌ抑制成小於１．５％的緣故。

其次，說明本案的第二發明的製造條件。

將具有上述的較佳成分的鋼利用轉爐等的習知的熔製方法加以熔製，並且以造塊法或連續鑄造法製作成鋼片。

接下來，將這個鋼片均勻加熱之後，實施熱軋以製作成熱軋鋼板。本發明中雖然對於熱軋的加熱溫度並沒有特別地規定，但是，爲了提高深衝性，預先將固熔Ｃ固定下來以變成碳化物晶析出來較爲有利，因此，熱軋的加熱溫度以設定在１３００℃以下爲宜。又，爲了更進一步提昇加工性，將加熱溫度設定在１１５０℃以下爲宜。但是，如果加熱溫度未滿９００℃的話，對於加工性的改善已經趨於飽和，反而會增大熱軋時的輥軋負荷而增加發生輥軋時的問題的危險性，所以加熱溫度的下限係設定爲９００

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 36）

℃爲宜。

其次，係將熱軋時的整體輥軋率設定在７０％以上爲宜。其理由是因爲如果整體輥軋率未滿７０％的話，熱軋鋼板的結晶粒的細微化變得不夠充分。

又，熱軋過程中的精製輥軋是以在於９６０～６５０℃的溫度域終止爲宜，熱軋中的精製輥軋溫度可以是超過Ａｒ$_3$變態點以上的γ域，也可以是Ａｒ$_3$變態點以下的β域。熱軋中的精製輥軋溫度如果超過９６０℃的話，熱軋鋼板的結晶粒變得粗大，冷軋、退火後的深衝性會惡化。另一方面，如果未滿６５０℃的話，變形阻力會增大，所以會增大熱軋負荷而導致輥軋趨於困難。

上述熱軋過程中的精製輥軋結束之後，最好是隨即開始進行冷卻，以防止正常粒成長，並且抑制在於冷卻過程中的ＡｌＮ的晶析出來。

此處，雖然對於上述冷卻處理的條件並未特別加以限定，但是，冷卻開始的時間是在於精製輥軋結束之後的１．５秒之內爲宜，１．０秒之內尤佳，０．５秒之內最好。其理由是因爲輥軋結束之後隨即冷卻的話，已經累積了變形的狀態下的過冷度變大，因此會產生更多的肥粒鐵核，可促進肥粒鐵變態，並且可抑制γ相中的固熔Ｎ在肥粒鐵內的擴散，而可增加存在於肥粒鐵粒界的固熔Ｎ量的緣故。

至於冷卻速度，爲了確保固熔Ｎ，最好是超過１０℃／秒。此外，特別是當熱軋過程的精製輥軋溫度超過Ａｒ$_3$

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝

訂

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 37）

變態點以上的時候，基於確保固熔Ｎ的考量，最好將冷卻速度設成超過５０１０℃／秒。

接下來，將熱軋鋼板捲取成鋼帶捲。此時的捲取溫度雖然是愈高溫的話，對於碳化物的粗大化愈有利，但是，如果超過８００℃的話，則形成在熱軋鋼板表面上的銹皮變厚，不僅增加除去銹皮的作業的負擔，也因爲形成氮化物而導致鋼帶捲的長度方向上的固熔Ｎ量發生變動，另一方面，如果捲取溫度未滿４００℃的話，捲取作業趨於困難，所以必須將熱軋鋼板的捲取溫度設定於８００～４００℃的範圍。

接下來，雖然是對於熱軋鋼板實施冷軋，但是，在此時的冷軋的輥軋率必須設定在６０～９５％之間。其原因是因爲：如果冷軋的輥軋率未滿６０％的話，無法達成高ｒ值，另一方面，如果超過９０％的話，則ｒ值反而會下降。

實施過上述的冷軋之後的冷軋鋼板，接下來，又進行再結晶退火處理。退火方法雖然可以利用連續退火或者分批退火，但是還是以連續退火的方法較爲有利。此外，這種連續退火既可利用一般的連續退火處理生產線上的處理方式，也可以利用連續熔融鍍鋅生產線上的處理方式。

又，退火處理的條件係以６５０℃以上，實施５秒以上爲宜。其理由是：如果退火溫度未滿６５０℃，退火條件未滿５秒的話，再結晶無法完成，因此將會將低深衝性的緣故。爲了更爲提昇深衝性，最好是以８００℃以上的

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 38）

肥粒鐵單相溫度域實施超過5秒以上的退火處理。

此外，利用更高溫的α＋γ的雙相溫度域的退火處理，雖然可使得一部份從α變態成γ而讓｛１１１｝的集合組織變發達而提高ｒ值，但是，如果α完全變態成γ的話，集合組織變成不規則化，將會降低ｒ值而損及深衝性。

此外，退火溫度的上限係以９００℃爲宜。其原因是：如果退火溫度超過９００℃的話，碳化物將會再熔解而過度地增加固熔Ｃ，因此將會降低變形時效硬化性的緣故，此外，如果產生了α－γ變態的話，集合組織將會變得不規則，會降低ｒ值而損及深衝性之緣故。

此外，在上述再結晶退火中的昇溫過程中，從５００℃起至再結晶溫度爲止的溫度域內，係緩慢地加熱，藉由使得ＡｌＮ充分地晶析出來而能夠有效地將鋼板的結晶粒徑予以細微化。

此處，應該實施上述的控制加熱的溫度域，係從ＡｌＮ等開始晶析出來的５００℃起至再結晶溫度爲止。

又，昇溫速度係設定成１～２０℃／秒的範圍爲宜。其原因是：如果昇溫速度超過２０℃／秒的話，無法獲得充分的晶析量，另一方面，如果未滿１℃／秒的話，則晶析物變成粗大化而抑制晶粒成長的效果變差之緣故。

此外，在於上述的再結晶退火之後，爲了進一步作形狀的矯正、調整表面粗度，亦可實施輥軋率小於１０％的調質輥軋。

又，於再結晶退火時的均勻加熱之後的冷卻速度係設

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 39）

定爲１０～５０℃爲宜。其理由是：冷卻速度低於１０℃／秒以下的話，冷卻中會引起晶粒成長而導致結晶粒的粗大化，進而會降低變形時效硬化性以及降低常溫狀態的時效特性。另一方面，如果超過５０℃／秒以上的話，固熔狀態的Ｎ擴散到結晶粒邊界的程度不足，會降低常溫狀態的時效特性。最好是以１０～３０℃／秒爲佳。

在於上述再結晶退火之後，接下來可因應必要先實施熔融鍍鋅處理之後，再進行加熱合金化處理而製作成合金化熔融鍍鋅鋼板。

關於這種熔融鍍鋅處理以及合金化處理，並沒有特別的限定，只要遵照傳統習知的方法即可。

此外，針對於：在於製作成合金化熔融鍍鋅鋼板之後，爲了提高加工性、加工後的外觀而實施調質輥軋後的鋼板（過低溫精製鋼板、磨光精製鋼板、在表面形成了特定的粗度紋路的鋼板）；在於表面具有防銹油、潤滑油等的油膜層的鋼板之類的通常作爲薄鋼板使用的實施過表面處理的鋼板，只要是本發明的成分範圍的話，即可充分發揮本發明的效果。

如此一來，即可獲得：不僅具有優異的深衝性、而且利用沖製成型－熱處理而增加了拉伸強度之具有優異的變形時效硬化性的冷軋鋼板以及合金化熔融鍍鋅鋼板。

接下來，說明本案的第三發明，將鋼板的組成分限定在前述範圍的理由。

Ｃ：０．０１質量％以下

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 40）

C含量愈少的話，鋼板的深衝性愈佳，對於沖製成型性較爲有利。又，在冷軋後的退火過程中，會進行NbC的再熔解而增加結晶粒內的固熔C量，容易招致耐常溫時效性的降低。因此，含C量係以抑制成低於0.01質量%爲宜。以低於0.0050質量%尤佳；低於0.0030質量%更佳。此外，基於確保強度與防止結晶粒粗大化的觀點，係含C超過0.0005%以上爲宜。

Si：0.005～1.0質量%

Si係可抑制拉伸量的降低，而且是提昇強度的有用成分，但是如果含量不足0.005質量%的話，其添加所獲得的效果不多，另一方面，如果超過1.0質量%的話，會導致表面性質和狀態惡化，降低延性，所以將Si限定在0.005～1.0質量%的範圍。以0.01～0.75質量%的範圍更好。

Mn：0.01～1.5質量%

Mn不僅可當作鋼的強化成分，亦可形成MnS而具有抑制因S所導致的脆化的作用，但是如果含Mn量不足0.01質量%的話，則添加Mn的效果不明顯，另一方面，如果超過1.5質量%的話，會導致表面性質和狀態惡化，降低延性，所以將Mn限定在0.01～1.5質量%的範圍。以0.10～0.75質量%的範圍更好。

P：0.10質量%以下

P可當作固熔強化成分而可對於鋼的強化有效地幫助

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 47）

，但是，如果添加量超過０．１０質量％的話，將會形成（ＦｅＮｂ）ｘＰ等的磷化物，因而降低深衝性。因此，將Ｐ限定在０．１０質量％以下。

Ｓ：０．０１質量％以下

Ｓ的含量太多的話，將會增加中介物的量而招致延性的降低，所以最好是極力避免Ｓ的混入，但是可以容許到０．０１質量％。

Ａｌ：０．００５～０．０３０質量％

Ａｌ係可當成脫氧劑、或者爲了提高碳氮化物形成成分的良率而加以添加，但是若含量不足０．００５質量％的話，則無法獲得充分的效果，另一方面，如果超過０．０３０質量％的話，則會使得應該添加到鋼中的Ｎ量大幅增加，因而在製鋼時容易發生鋼胚料的缺陷。因此，將含Ａｌ量設定在０．００５～０．０３０質量％的範圍。

Ｎ：０．００５～０．０４０質量％

Ｎ在於本發明中係可發揮賦予鋼板變形時效硬化性的功能的重要元素。然而，如果含量不足０．００５質量％的話，無法獲得充分的變形時效硬化性，另一方面，如果超過０．０４０質量％的話，將會降低沖製成型性。因此，將含Ｎ量設定在０．００５～０．０４０質量％的範圍。以０．００８～０．０１５質量％的範圍更佳。

Ｂ：０．０００１～０．００３質量％

Ｂ是與Ｎｂ一起添加的話，可有效地使得熱軋金相組

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 42）

織以及冷軋再結晶金相組織細微化，而且具有改善耐二次加工脆性的作用。然而，如果含量不足０．０００１質量％的話，無法獲得充分的細微化效果，另一方面，如果超過０．００３質量％的話，則不僅增大ＢＮ的晶析量，也會對於鋼胚料在於加熱階段的熔體化造成妨礙。因此，將含Ｂ量設定在０．０００１～０．００３質量％的範圍。以０．０００１～０．００１５質量％的範圍尤佳，以０．０００７～０．００１２質量％的範圍更佳。

Ｎｂ：０．００５～０．０５０質量％

Ｔｉ：０．００５～０．０７０質量％

Ｖ：０．００５～０．１０質量％

Ｎｂ、Ｔｉ、Ｖ是與Ｂ一起添加的話，可有效地使得熱軋金相組織以及冷軋再結晶金相組織細微化，而且具有將固熔Ｃ固定成ＮｂＣ、ＴｉＣ、ＶＣ的作用，所以可因應必要，與Ｂ一起添加，然而，各個含量不足０．００５質量％的話，其作用效果不足。另一方面，如果Ｎｂ超過０．０５０質量％；Ｔｉ超過０．０７０質量％；Ｖ超過０．１０質量％的話，則會導致延性降低。因此，將含Ｎｂ量設定在０．００５～０．０５０質量％、將含Ｔｉ量設定在０．００５～０．０７０質量％、將含Ｖ量設定在０．００５～０．１０質量％的範圍。又，如上所述，Ｎｂ具有可將固熔Ｃ變成ＮｂＣ予以固定下來的作用。而且，可形成ＮｂＮ氮化物。同樣地，可與Ａｌ以及Ｂ分別形成ＡｌＮ、ＢＮ。因此，爲了充分地確保固熔Ｎ量，並

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 43）

且充分地降低固熔C量，符合下列（1）（2）式的關係是很重要。

N%≧0.0015+14／93・Nb%+14／27・Al%+14／11・B%……（1）式；

C%≦0.5・（12／93）・Nb%……（2）式。

N／Al或N／（Al+Nb+Ti+V+B）超過0.30以上

Al係可形成AlN而減少固熔N。爲了確保固熔N的適正量，有必要將N／Al設定成超過0.30以上。又，將Nb、Ti、V或B一起複合地添加的話，也會分別形成NbN、TiN、VN或BN而減少固熔N，所以爲了要確保固熔N的適正量，必須將N／（Al+Nb+Ti+V+B）設定爲超過0.30以上。

固熔狀態的N：0.0010%以上

爲了提高鋼板的變形時效硬化性，必須將鋼中的固熔狀態的N（也稱爲固熔N）以超過0.0010%以上的量存在。

此處，固熔N量是從鋼中的總N量減掉晶析N量而求得的。關於晶析N量的分析法，本發明人等對於各種的分析法進行比較檢討之結果，認爲是以根據使用定電位電解法的電解抽出分析法來求得的最爲有效。此外，關於抽出分析時所採用的溶解基質鐵的方法，係有酸分解法、鹵素法以及電解法。其中，電解法不會讓碳化物、氮化物等的

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 44）

極不穩定的晶析物也分解，而能夠穩定地只讓基質鐵溶解，因此最爲適宜。至於電解液則採用乙　丙酮系電解液，以定電位進行電解。本發明中顯示出使用定電位電解法所測定出的晶析Ｎ量的結果係與實際的零件強度最爲對應。

基於上述事由，本發明中係將利用定電位電解法所抽出的殘渣化學分解之後，求出殘渣中的Ｎ量，將這個結果當作晶析Ｎ量。

此外，爲了獲得更高的ＢＨ量、ΔＴＳ，固熔Ｎ量是以超過０．００１５％以上爲宜，而且以超過０．００２０％以上尤佳，以超過０．００３０％以上爲更佳。

本發明的冷軋鋼板係以具有上述的組成分，並且ＴＳ×ｒ值≧７５０ＭＰａ爲特徵的具有優異的變形時效硬化性的深衝用冷軋鋼板。

ＴＳ×ｒ值如果低於７５０ＭＰａ　的話，無法廣泛地應用在於具有結構用構件的要素之構件身上。又，爲了更爲擴大應用範圍，是以將ＴＳ×ｒ值設定爲超過８５０ＭＰａ爲宜。

傳統的塗裝烘烤處理條件的標準條件係採用１７０℃×２０分鐘。又，如果在含多量的固熔Ｎ的本發明的鋼板施加超過５％以上的變形的話，即使是稍微慢速（低溫側）的處理也可以達成硬化，換言之，可以擴大時效條件。又，一般而言，爲了獲得硬化量，只要是在於不會因過度的時效而導致其軟化的前提下，以更高溫的條件下，保持

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 45）

更長的時間係較爲有利。

具體而言，本發明的鋼板，在於預變形後，其硬化趨於明顯的加熱溫度的下限係大約爲１００℃。另外，如果加熱溫度超過３００℃的話，硬化將會變成最高程度，加熱溫度超過４００℃的話，則反而呈現出軟化的傾向，熱變形、發生變色的現象會趨於明顯。又，至於保持時間，當加熱溫度爲２００℃程度的時候，大約保持超過３０秒以上的程度即可達成近乎充分的硬化。如果想要獲得更大更穩定的硬化，最好是保持超過６０秒以上。但是，如果保持超過２０分鐘以上的話，不僅無法獲得更進一步的硬化，反而會明顯地降低生產效率而不實用。

基於以上的情事，本發明係將時效處理條件制定成：參考傳統的塗裝烘烤處理條件：１７０℃×２０ｍｉｎ來進行評估。即使在於對傳統的塗裝烘烤型的鋼板尙未能達成充分的硬化之程度的低溫加熱和較短的保持時間之時效處理條件之下，本發明的鋼板係亦穩定地可達成較大的硬化。此外，至於加熱的方法，並未特別地加以限制，不僅可利用一般的塗裝烘烤處理所採用的以加熱爐的氣相環境加熱的方式，也可以採用例如：電磁感應加熱、或者利用不會氧化的火焰、雷射、電漿等來進行加熱。此外，亦可選擇性地僅對於想要提昇強度的部分進行加熱。

汽車用的零件強度必須能夠負荷來自於外部的複雜的應力，因此，素材鋼板不僅是在於較小變形範圍時的強度特性很重要，在於較大變形範圍時的強度特性也很重要。

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 46）

本發明人等有鑑於這一點，乃將用來充當汽車零件素材的本發明的鋼板的ＢＨ量制定爲超過８０ＭＰａ以上，並且將ΔＴＳ量制定成超過４０ＭＰａ以上。將ＢＨ量制定爲超過１００ＭＰａ以上，並且將ΔＴＳ量制定成超過５０ＭＰａ以上更佳。想要讓ＢＨ量與ΔＴＳ量更大時，只要將進行時效處理時的加熱溫度設定在更高溫側，及／或將保持的時間設定爲更長即可。

又，本發明的鋼板係具備有“在尙未進行成型加工的狀態下，即使在室溫下放置１年左右的較長時間，也不會發生時效惡化（ＹＳ增加，且Ｅ１（伸長）減少的現象）”之傳統的鋼板所不具備的優點。

此外，本發明亦可在上述的本發明的冷軋鋼板的表面實施熔融鍍鋅或合金化熔融鍍鋅，也不會有任何問題，而且也顯示出與鍍鋅前相同程度的ＴＳ、ＢＨ量、ΔＴＳ量。至於熔融鍍鋅或合金化熔融鍍鋅以外的電鍍或浸鍍的種類係可適用：鋅的電鍍；熔融鋅的浸鍍；合金化熔融鋅的浸鍍；錫的電鍍；鉻的電鍍；鎳的電鍍等。

其次，說明本案的第四發明的製造條件。

將具有：Ｃ：０．０１％以下；Ｓｉ：０．００５～１．０％；Ｍｎ：０．０１～１．５％；Ｐ：０．１％以下；Ｓ：０．０１％以下；Ａｌ：０．００５～０．０３０％；Ｎ：０．００５～０．０４０％；或者與Ｂ：０．０００３～０．００３０％一起同時含有Ｎｂ：０．００５～０．０５０％；Ｔｉ：０．００５～

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 47）

０．０７０％；Ｖ：０．００５～０．１０％之其中的一種或兩種以上，且Ｎ／（Ａｌ＋Ｎｂ＋Ｔｉ＋Ｖ＋Ｂ）超過０．３０以上的組成分的鋼利用轉爐等的習知的熔製方法加以熔製，並且以造塊法或連續鑄造法製作成鋼素材。

接下來，將這個鋼素材均勻加熱之後，實施熱軋以製作成熱軋鋼板。加熱溫度（ＳＲＴ）過低的話，加工性方面的改善效果趨於飽和，而且會增大熱軋時的輥軋負荷而增加發生輥軋時的問題，或者有招致固熔Ｎ的均一性不足之虞，所以加熱溫度的下限係設定爲９５０℃爲宜。又，爲了提高深衝性，預先將固熔Ｃ固定下來以變成碳化物晶析出來較爲有利，因此，加熱溫度以設定在１３００℃以下爲宜。又，爲了更進一步提昇加工性，將加熱溫度設定在１１５０℃以下爲宜。

將熱軋時的粗輥軋～精製輥軋的整體輥軋率設定成未滿８０％的話，熱軋鋼板的結晶粒的細微化變得不夠充分，所以係以設定成超過８０％爲宜。

又，粗輥軋溫度若超過１０００℃的話，$\gamma \rightarrow \alpha$變態粒會變粗而降低ｒ值，如果未達$Ar_3$變態點的話，$\alpha$粒會因爲再結晶粗大化或者因爲粒成長而降低ｒ值，所以粗輥軋係在於１０００℃以下且Ar_3變態點以上的溫度域進行爲宜。

另一方面，如果讓精製輥軋在於Ar_3變態點以上的溫度域內結束的話，因爲$\gamma \rightarrow \alpha$變態而導致集合組織變得不規則化，無法獲得優異的深衝性。另一方面，即使讓精製

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 48）

輥軋在於未滿６００℃的溫度域內結束，也無法期望更爲提高深衝性，只會增大輥軋荷重而已，因此，精製輥軋是在Ａｒ３變態點以下且６００℃以上的溫度域內進行爲宜。

又，在於精製輥軋時，如果不實施潤滑輥軋的話，則會因爲軋輥與鋼板之間的摩擦力而會有附加性的剪力作用於鋼板表層部，其結果，因爲會在於鋼板表層部優先地形成對於深衝性不太好的｛１１０｝方位，而導致深衝性惡化。因此，精製輥軋時最好是在同時實施潤滑的狀態下來進行爲宜。

接下來，將熱軋鋼板捲取成鋼帶捲狀。又，經過捲取過程之後的被處理材也稱爲“鋼帶捲”。熱軋鋼板的捲取溫度（ＣＴ）雖然是愈高溫的話，對於碳化物的粗大化愈有利，但是，如果超過８００℃的話，則形成在熱軋鋼板表面上的銹皮變厚，不僅增加除去銹皮的作業的負擔，也因爲形成氮化物而導致鋼帶捲的長度方向上的固熔Ｎ量發生變動，另一方面，如果捲取溫度未滿４００℃的話，捲取作業趨於困難，所以必須將熱軋鋼板的捲取溫度（ＣＴ）設定於８００～４００℃的範圍爲宜。

接下來，對於所獲得的熱軋鋼板利用連續退火或分批退火來實施再結晶退火處理。此時的退火處理（熱軋鋼板的退火）係爲了使得原本在於精製輥軋時進行的α域的熱軋所形成的輥軋加工集合組織進行再結晶，因而獲得再結晶集合組織而進行的。

接下來，熱軋鋼板再經過冷軋而變成冷軋鋼板。冷軋

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 49）

的輥軋率係以設定在６０～９５％之間爲宜。其原因是因爲：如果冷軋的輥軋率未滿６０％的話，無法達成高ｒ值，另一方面，如果超過９０％的話，則ｒ值反而會下降。

實施過上述的冷軋之後的冷軋鋼板，接下來，又進行再結晶退火處理。這個退火處理係以利用連續退火生產線或者連續熔融鍍鋅生產線來進行爲宜。退火處理的條件係以６５０℃以上，實施５秒以上的維持（保持）時間爲宜。其理由是：如果退火溫度未滿６５０℃或者退火條件未滿５秒的話，則再結晶無法完成，因此將會將低深衝性的緣故。爲了更爲提昇深衝性，最好是以８００℃以上×５秒以上的維持（保持）時間爲宜。然而，退火溫度若超過９００℃的話，碳化物會進行再熔解，會過度地增加固熔Ｃ，所以延遲時效性（耐常溫時效性）會降低，此外，如果產生了α－γ變態的話，集合組織將會變得不規則，會降低ｒ值而損及深衝性，因此退火溫度係設定成低於９００℃爲宜。

此外，針對於將冷軋鋼板進行再結晶退火而得的冷軋退火鋼板，因應必要實施熔融鍍鋅，或者再進行加熱合金化處理，這個時候的鍍覆處理，係將從再結晶退火之後至鍍覆處理前爲止的冷卻速度設定爲５℃／秒以上，將熔融鍍鋅時的板溫設定在４００～６００℃爲宜，在進行合金化處理時，係將處理溫度設定爲４００～６００℃，處理時間設定爲５～４０秒爲宜。

此外，上述再結晶退火之後的冷軋鋼板或者熔融鍍鋅

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 50）

鋼板，爲了作形狀的矯正、調整表面粗度，係實施調質輥軋爲宜。此時的調質輥軋的輥軋率小於１０％爲宜。因爲如果這個輥軋率若超過１０％的話，ｒ值將會降低。

其次，說明本案的第五發明中，將鋼張力冷軋鋼板的組成分加以限定之理由。

Ｃ：０．００１５～０．０２５質量％以下

爲了將金相組織控制得均勻且細微，並且確保針狀肥粒鐵相的充分量，本發明係必須將Ｃ含量設定成超過０．００１５質量％以上。另一方面，如果超過０．０２５質量％的話，鋼板中的碳化物的比例過大，會明顯地降低延性、ｒ值以及成型性。因此，將含Ｃ量限定在０．００１５～０．０２５質量％的範圍內。又，基於提昇成型性的觀點考量，以０．０２０質量％以下爲宜，０．０１０質量％以下尤佳。此外，基於使ＢＨ量以及材質穩定的觀點考量，係將含Ｃ量設定成（１２／９３）Ｎｂ（％）較佳。

Ｓｉ：１．０質量％以下

Ｓｉ係既不會明顯地降低鋼的延性，又可是提昇鋼板強度的有用元素，本發明中係含０．００５質量％以上爲宜，尤其是在於需要高強度的情況，係含０．１０質量％以上尤佳。另一方面，Ｓｉ也是在於熱軋時會大幅地提昇變態點，而難以確保鋼板的品質、形狀，或者對於表面性質和狀態、化成處理等方面，特別是鋼板表面的美觀性帶來壞影響，進而會損及電鍍性的元素之一，因此本發明係

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 54）

將其限定在１．０質量％以下。Ｓｉ如果限定在１．０質量％以下的話，即可將上述的不良影響抑制到很低。此外，在於特別要求鋼板表面的美觀性的用途時，最好將Ｓｉ限定在０．５質量％以下。

Ｍｎ：２．０質量％以下

Ｍｎ係可防止因爲Ｓ所導致的熱龜裂的有效元素，可因應含Ｓ量來添加爲宜，又，Ｍｎ對於結晶粒的細微化很有效果，可作爲材質改善用的元素來添加。基於將Ｓ穩定地固定下來的觀點之考量，含Ｍｎ量係超過０．１質量％爲宜。又，Ｍｎ係可增加鋼板強度的元素，如果需要更好的強度時，係超過０．５質量％以上爲佳。以超過０．８質量％以上更好。

Ｍｎ含量提高到這種程度的話，則具有可明顯地改善對於熱軋條件的變動之鋼板的機械性質特別是變形時效硬化性的變動之大優點。但是，如果含Ｍｎ量過多而超過２．０質量％的話，雖然其詳細的原因尚未明瞭，但是卻有增加熱間變形阻力的傾向，而且有導致焊接性、焊接部的成型性惡化之傾向，進而會明顯地抑制肥粒鐵的產生而顯著地降低延性，且ｒ值降低的傾向也會趨於明顯，因此將Ｍｎ限定在２．０質量％以下。對於要求更好的耐腐蝕性和成型性的用途的話，是將Ｍｎ限定在１．５質量％以下爲宜。

Ｐ：０．１質量％以下

Ｐ可當作鋼的固熔強化元素，基於增加強度的觀點考

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 52）

量，是以含０．００２質量％以上爲宜，特別是要求高強度的情況，最好是含超過０．０２質量％以上爲佳。另一方面，如果含量過多的話，將會導致鋼的脆化，進而使得鋼板的延伸凸緣加工性惡化。又，Ｐ在鋼中晶析出來的傾向很強，所以將會因Ｐ的晶析而導致焊接部的脆化。因此，將Ｐ限定在０．１質量％以下。此外，在於特別重視延伸凸緣加工性、焊接部的韌性的用途時，係將Ｐ設定於０．０８質量％以下爲宜。以０．０６質量％以下更佳。

Ｓ：０．０２質量％以下

Ｓ在鋼板中係當作中介物而存在，是會減少鋼板的延性，進而導致耐腐蝕性惡化的元素，所以最好儘量減少其含量，本發明是將Ｓ限定爲０．０２質量％以下。在於特別要求良好的加工性的用途上，將Ｓ限定爲０．０１５質量％以下爲宜。又，在於要求優異的延伸凸緣加工性時，係將Ｓ限定爲０．０１０質量％以下爲宜。又，雖然其詳細的作用機制尚未明瞭，但是爲了使得鋼板的變形時效硬化性既穩定又可維持在高水準，將Ｓ降低到０．００８質量％以下的做法是很有效的。

Ａｌ：０．０２質量％以下

Ａｌ係可當成脫氧劑來提高鋼的清淨度，並可使鋼板的組織細微化的元素，在本發明中係含０．００１質量％以上爲宜。在本發明中，雖然是利用固熔狀態的Ｎ來當作強化元素，但是含有適正範圍的Ａｌ的鋁全靜鋼較之未添加Ａｌ的傳統的未靜鋼具有更好的機械性。另一方面，如

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 53）

果含過多的Ａｌ的話，會導致鋼板的表面狀態和性質惡化，進而也會顯著地降低固熔狀態的Ｎ，而使得本發明所重視的獲得極大的變形時效硬化量的效果變得很困難。基於這些原因，本發明中係將Ａｌ限定於０．０２質量％以下。此外，基於材質的穩定性的觀點之考量，將Ａｌ限定於０．００１～０．０１５質量％更佳。又，雖然降低Ａｌ含量會有導致結晶粒粗大化的虞慮，但是本發明係藉由將其他的合金元素的含量予以最適量化，以及藉由將退火條件選定在最適當的範圍，而得以防止這種問題。

Ｎ：０．００５０～０．０２５０質量％

Ｎ是可藉由固熔強化以及變形時效硬化而增加鋼板強度的元素，也是本發明中最重要的元素。又，本發明係藉由含有適正量的Ｎ，進而將Ａｌ含量調整到適正值，並且控制熱軋條件、退火條件等的製造條件，而可確保冷軋製品或電鍍製品所需的必要且充分的固熔狀態的Ｎ。如此一來，可充分地發揮固熔強化和因變形時效硬化所衍生的提昇強度（降伏應力以及拉伸強度）的效果，而可穩定地獲得所謂「拉伸強度３４０ＭＰａ以上、烘烤硬化量（ＢＨ量）８０ＭＰａ以上、變形時效處理前後的拉伸強度的增加量ΔＴＳ４０ＭＰａ以上」的本發明的鋼板的機械性質的目標值。又，Ｎ具有降低變態點的作用，如果含有Ｎ的話，對於不想要大幅地切入變態點的薄型物的輥軋等的情況，是很有效的。

如果Ｎ含量不足０．００５０質量％的話，上述的強

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 54）

度上升的效果難以穩定地顯現。另一方面，如果超過0.0250質量%的話，鋼板的內部缺陷發生率會變高，並且連續鑄造時會常發生鋼胚料龜裂等的現象。因此，將含N量設定在0.0050～0.0250質量%的範圍。此外，若基於考量到整體的製造過程的材質的穩定性、提昇良品率的觀點，係以將N限定於0.007～0.0200質量%的範圍，甚至於是將N限定於0.0100～0.0170質量%的範圍更佳。又，只要是在於本發明的範圍內的N含量的話，則完全不會對於焊接性等有不良的影響。

固熔狀態的N：0.0010%以上

爲了確保冷軋製品的充分的強度，並且有效地發揮因爲含N而衍生的變形時效硬化，必須將鋼板中的固熔狀態的N（也稱爲固熔N）至少以超過0.0010%以上的量存在。

此處，固熔N量是從鋼中的總N量減掉晶析N量而求得的。關於晶析N量的分析法，本發明人等對於各種的分析法進行比較檢討之結果，認爲是以根據使用定電位電解法的電解抽出分析法來求得的最爲有效。此外，關於抽出分析時所採用的溶解基質鐵的方法，係有酸分解法、鹵素法以及電解法。其中，電解法不會讓碳化物、氮化物等的極不穩定的晶析物也分解，而能夠穩定地只讓基質鐵溶解，因此最爲適宜。至於電解液則採用乙　丙酮系電解液，以定電位進行電解。本發明中顯示出使用定電位電解法所

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 58）

測定出的晶析Ｎ量的結果係與實際的零件強度最爲對應。

基於上述事由，本發明中係將利用定電位電解法所抽出的殘渣化學分解之後，求出殘渣中的Ｎ量，將這個結果當作晶析Ｎ量。

此外，爲了獲得高的ＢＨ量、ΔＴＳ，固熔Ｎ量是以超過０．００２０％以上爲宜，而且爲了獲得更高的ＢＨ量、ΔＴＳ，固熔Ｎ量是以超過０．００３０％以上爲更佳。固熔Ｎ量的上限值雖然並沒有特別地限定，但是，即使所有的Ｎ量都殘留下來，對於機械性質的降低量也是很小。

Ｎ／Ａｌ（Ｎ含量與Ａｌ含量的比值）：０．３以上

爲了使得在於製品狀態下的固熔Ｎ也能夠穩定地殘留下來超過０．００１０質量％以上，必須限制可用以強力地固定Ｎ的元素也就是Ａｌ的量。針對於將本發明的組成分範圍內的Ｎ含量（０．００５０～０．０２５０質量％）與Ａｌ含量（０．０２質量％以下）的組合比例，在於大範圍內進行各種改變後的鋼板進行檢討之結果，得知：藉由將Ｎ／Ａｌ（Ｎ含量與Ａｌ含量的比值）設定成：０．３以上，可以將冷軋製品以及電鍍製品內的固熔Ｎ穩定下來超過０．００１０質量％以上。因此，乃將Ｎ／Ａｌ限定成：０．３以上。此外，基於提高變形時效硬化性以及使其穩定的觀點，Ｎ／Ａｌ係設定成０．６以上爲宜。設定成０．８以上更佳。

Ｎｂ：０．００２～０．０５０質量％

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 58）

Ｎｂ與Ｂ一起添加的話，可對於產生針狀肥粒鐵相有效地幫助，本發明中必須含有超過０．００２質量％以上。另一方面，如果含量超過０．０５０質量％的話，不僅效果趨於飽和，也會明顯地增加熱間變形阻力，使得熱軋變得困難。因此，將Ｎｂ限定在０．００２～０．０５０質量％的範圍。又以０．００５～０．０４０質量％的範圍尤佳。

Ｂ：０．０００１～０．００５０質量％

Ｂ與Ｎｂ一起添加的話，可對於產生針狀肥粒鐵相有效地幫助，本發明中必須含有超過０．０００１質量％以上。另一方面，如果含量超過０．００５０質量％的話，會降低對於變形時效硬化性有所幫助的固熔Ｎ的量。因此，將Ｂ限定在０．０００１～０．００５０質量％的範圍。又以０．０００３～０．００３０質量％的範圍爲佳；０．０００５～０．００３０質量％尤佳。

本發明係除了上述組成分之外，又含有下列ａ～ｃ群之中的１群或２群以上爲宜。

ａ群係：Ｃｕ、Ｎｉ、Ｃｒ、Ｍｏ之中的一種或兩種以上，合計１．０％以下；

ｂ群係：Ｔｉ、Ｖ之中的一種或兩種以上，合計０．１％以下；

ｃ群係：Ｃａ、ＲＥＭ之中的一種或兩種合計０．００１０～０．０１０％。

ａ群的元素：Ｃｕ、Ｎｉ、Ｃｒ、Ｍｏ都是對於提升

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 57）

鋼板強度有幫助的元素，可因應需求而選擇性地單獨或複合添加。這種效果是要Cu：0.01%以上、Ni：0.01%以上、Cr：0.01%以上、Mo：0.01%以上時，才會顯現。但是，含量過多的話，不僅將會增加熱軋變形阻力，或導致化成處理特性、廣義的表面處理特性惡化，也會導致焊接部硬化而使得焊接部的成型性惡化。因此，a群的元素單獨時，分別是Cu：1.0%以下、Ni：1.0%以下、Cr：0.5%以下、Mo：0.2%以下爲宜，而如果是複合地添加的話，則是合計低於1.0%以下爲宜。

b群的元素：Ti、V都是對於使結晶粒子細微化、均勻化有幫助的元素，因此可因應必要選擇性地含有其中一種或兩種。這種效果是要分別含Ti：0.005%以上；V：0.005%以上才會顯現，但是，含量過多的話，將會增加熱軋變形阻力，或導致化成處理特性、廣義的表面處理特性惡化。而且也會有減少固熔N量的虞慮。因此，b群的元素單獨時，分別係小於0.1%以下爲宜，而如果是複合地添加的話，則是合計低於0.1%以下爲宜。

c群的元素：Ca、REM都是屬於對控制中介物質的形態有所幫助的元素，特別是在於要求延伸凸緣成型性的情況，最好是單獨或混合地含有c群的元素爲宜。這種情況，如果c群元素的合計含量未達0.0010%的話，則用來控制中介物質的形態之效果不足，相反地，如果

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 58）

含量超過０．０１０％的話，則容易產生表面缺陷。因此，ｃ群的元素的含量最好是限定於合計０．００１０～０．０１０％的範圍爲宜，如此一來，可改善延伸凸緣成型加工性，但卻不會產生表面缺陷。

其次，說明本發明的鋼板的金相組織。

本發明的鋼板係具有面積率：５％以上之針狀肥粒鐵相與平均結晶粒徑２０μｍ以下的肥粒鐵相所組成的金相組織。

針狀肥粒鐵相的面積率：５％以上

本發明的冷軋鋼板係含有面積率：５％以上之針狀肥粒鐵相。藉由含有面積率：５％以上之針狀肥粒鐵相，可以獲得良好的延性，進而獲得很大的變形時效硬化量。雖然其詳細的作用機制尚未明瞭，但是可推測是：因爲針狀肥粒鐵相的存在，而可在於內部極有效地儲存時效前的預變形加工時的變形的緣故。此外，因爲針狀肥粒鐵相的存在，對於改善常溫時的時效劣化，使得鋼板變成常溫非時效性也是很有幫助。又，爲了獲得良好的強度與延性的平衡，以及更高的強度，針狀肥粒鐵相的面積率係超過１０％以上爲宜。此外，如果針狀肥粒鐵相的面積率超過２０％以上的話，則會有使得ｒ值降低的問題。因此，針狀肥粒鐵相的面積率係設定成５％以上爲宜，１０％以上更佳，但是卻不要超過２０％。

本發明中所稱的針狀肥粒鐵相，是本發明的組成分的這種極低碳鋼所特有的內部不含碳化物的低溫變態相，主

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 59）

要是利用光學顯微鏡的觀察就可以明確地辨別出與一般的多邊形肥粒鐵相的不同，內部的轉位密度很高，較之多邊形肥粒鐵相的硬度更高。

根據光學顯微鏡的觀察，針狀肥粒鐵相，係有：（1）粒界不規則地伸出角度的結晶粒狀；（2）如晶析物般地存在於粒界的結晶粒狀；（3）呈現刮痕模樣的結晶粒狀或結晶粒群狀（在較大的第二相的粒子中可看見許多亞粒界）的三種狀態的其中一種單獨或複合地分布存在，這是與一般的多邊形肥粒鐵相明確地區別。此外，粒內的腐蝕色調也是與麻田散鐵、變韌鐵不同，與一般的多邊形肥粒鐵幾乎沒有差別，因此也可以與麻田散鐵、變韌鐵明確地區別。根據透過型電子顯微鏡的觀察，針狀肥粒鐵相，在其粒界附近及／或粒內的轉位密度非常高，尤其是前述（3）的狀態的金相組織中的轉位密度非常高的部分與比較低的部分係形成層狀。

本發明的冷軋鋼板係以要求高度加工成型性的汽車用鋼板作爲對象，爲了確保其延性，針狀肥粒鐵相以外的金相組織乃採用肥粒鐵相。如果肥粒鐵相的面積率未滿80%的話，若當成需要具有高度的加工性的汽車用鋼板使用時，難以確保其延性以及高r值。此外，若是需要具有良好的延性的情況，肥粒鐵相的面積率係以超過80%以上，甚至於超過85%爲宜。此外，本發明所稱的“肥粒鐵”係指並未殘留下變形的狀態之“多邊形肥粒鐵”。

肥粒鐵相的平均結晶粒徑：20μm以下

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝

訂

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 60）

本發明中的平均結晶粒徑係從：以ＡＳＴＭ所規定的面積計算法從斷面組織照片計算出來的數值；以及以ＡＳＴＭ所規定的切斷法從斷面組織照片求得的公稱粒徑（請參考：梅本先生等所著作的“熱處理學”２４（１９８４），Ｐ３３４）的兩者之中較大的一方。

本發明的冷軋鋼板，其製品階段中雖然確保有預定量的固融Ｎ量，但是根據本發明人等的實驗和檢討之結果，得知：即使是具有同一量的固融Ｎ量的鋼板，也會有在於變形時效硬化性發生變動的時候，其主要的原因之一係在於結晶粒徑。在本發明的這種金相組織中，藉由將平均結晶粒徑設定於至少小於２０μｍ以下，最好是１５μｍ以下，即可穩定地獲得高ＢＨ量、ΔＴＳ。其作用機制，目前雖然尚未明瞭，但是可以推定出：變形時效硬化性產生變動的原因之一係在於結晶粒徑，而且是與合金元素偏結晶或晶析於結晶粒子的邊界處、加工、熱處理的影響都有關係。

因此，爲了謀求變形時效硬化性的穩定，必須將肥粒鐵相的平均結晶粒徑設定成小於２０μｍ，小於１５μｍ更佳。

具有上述的成分以及金相組織的本發明的冷軋鋼板，係拉伸強度（ＴＳ）超過３４０ＭＰａ以上，大約５９０ＭＰａ以下且ｒ值超過１．２以上的高值之具有優異的變形時效硬化性之冷軋鋼板。如果是ＴＳ小於３４０ＭＰａ的鋼板的話，則無法廣泛地應用在具有結構性用途的構件

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 61）

身上。如果想要更擴大應用範圍的話，ＴＳ係設定在４００ＭＰａ以上爲宜。又，如果ｒ值未滿１．２的話，則無法應用在大範圍的沖製成型零件上。又，ｒ值得較佳範圍係１．３以上。

傳統的塗裝烘烤處理條件是採用：１７０℃×２０ｍｉｎ作爲標準。又，對於含有多量的固融Ｎ的本發明的鋼板施加超過５％以上的變形量的情況下，即使實施更爲緩慢（更低溫）的處理，亦可達成硬化，換言之，可將時效處理的條件放得更廣。一般而言，爲了獲得硬化量，只要是在於不會因過度的時效而導致其軟化的前提下，以更高溫的條件下，保持更長的時間係較爲有利。

具體而言，本發明的鋼板，在於預變形後，其硬化趨於明顯的加熱溫度的下限係大約爲１００℃。另外，如果加熱溫度超過３００℃的話，硬化將會變成最高程度，不僅反而會呈現出稍微軟化的傾向，熱變形、發生變色的現象會趨於明顯。又，至於保持時間，當加熱溫度爲２００℃程度的時候，大約保持超過３０秒以上的程度即可達成近乎充分的硬化。如果想要獲得更大更穩定的硬化，最好是保持超過６０秒以上。但是，如果保持超過２０分鐘以上的話，不僅無法獲得更進一步的硬化，反而會明顯地降低生產效率而不實用。

基於以上的情事，本發明係將時效處理條件制定成：參考傳統的塗裝烘烤處理條件：１７０℃×２０ｍｉｎ來進行評估。即使在於對傳統的塗裝烘烤型的鋼板尙未能達

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 62）

成充分的硬化之程度的低溫加熱和較短的保持時間之時效處理條件之下，本發明的鋼板係亦穩定地可達成較大的硬化。此外，至於加熱的方法，並未特別地加以限制，不僅可利用一般的塗裝烘烤處理所採用的以加熱爐的氣相環境加熱的方式，也可以採用例如：電磁感應加熱、或者利用不會氧化的火焰、雷射、電漿等來進行加熱。

汽車用的零件強度必須能夠負荷來自於外部的複雜的應力，因此，素材鋼板不僅是在於較小變形範圍時的強度特性很重要，在於較大變形範圍時的強度特性也很重要。本發明人等有鑑於這一點，乃將用來充當汽車零件素材的本發明的鋼板的ＢＨ量（對應於較小的變形域的強度特性）制定爲超過８０ＭＰａ以上，並且將ΔＴＳ量（對應於較大的變形域的強度特性）制定成超過４０ＭＰａ以上。想要讓ＢＨ量與ΔＴＳ量更大時，只要將進行時效處理時的加熱溫度設定在更高溫側，及／或將保持的時間設定爲更長即可。

雖然本發明的效果係在製品鋼板的厚度較厚的情況下亦可發揮，但是，如果板厚超過３．２ｍｍ的話，則在進行冷軋鋼板退火過程時，無法確保充分的冷卻速度，連續退火時會發生變形時效，而變成難以獲得製品想要的變形時效硬化性。因此，本發明鋼板的厚度係設定在３．２ｍｍ以下爲宜。

又，本發明亦可在上述的本發明的冷軋鋼板的表面實施電鍍或熔融浸鍍。這種電鍍或浸鍍鋼板也顯示出與電鍍

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 63）

或浸鍍前相同程度的ＴＳ、ＢＨ量、ΔＴＳ量。至於電鍍或浸鍍的種類係可適用：鋅的電鍍；熔融鋅的浸鍍；合金化熔融鋅的浸鍍；錫的電鍍；鉻的電鍍；鎳的電鍍等。

其次，說明本案的第６發明之鋼板製造方法。

本發明的鋼板，基本上係將具有上述範圍的組成分的鋼胚料加熱後，進行粗輥軋以作成薄板用鋼片，對於該薄板用鋼片依序地實施：進行精製輥軋，精製輥軋結束後，進行冷卻並捲取成熱軋鋼板的熱軋過程；對於該熱軋鋼板進行酸洗和冷軋以作成冷軋鋼板的冷軋過程；以及對於該冷軋鋼板進行連續退火的冷軋鋼板退火過程而製造出來的。

本發明的製造方法中所使用的鋼胚料，爲了要防止成分的巨大晶析，係以採用連續鑄造法所製得者爲宜，但是，亦可採用以造塊法、薄鋼胚料鑄造法所製得者。又，製造出鋼胚料後，除了傳統的先冷卻至室溫，然後再度加熱的方法之外，亦可採用不經冷卻就將熱片保持原狀直接送入加熱爐進行輥軋的直接給送輥軋方法；或者稍微地進行保溫加熱之後，隨即進行輥軋之直接輥軋方法等的節省能源的製程也都可以適用，而不會有問題。特別是想要有效地確保固熔狀態的Ｎ時，直接給送輥軋方法係有效的技術之一。

首先，說明限定熱軋過程的條件之理由。

鋼胚料加熱溫度：１０００℃

鋼胚料加熱溫度，爲了在於初期狀態時確保必要且充

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 64）

分的固熔Ｎ量，並且在於製品狀態時又可符合固熔Ｎ量的目標值，係以設定在１０００℃以上爲宜。此外，爲了避免因爲氧化重量的增加所導致的耗損的增大，係以設定在１２８０℃以下爲宜。

在上述條件下被加熱後的鋼胚料係經過粗輥軋而被作成薄板用鋼片。此外，關於粗輥軋的條件無須特別地規定，只要遵循一般常用的方法來進行即可。但是，基於確保固熔Ｎ量的觀點，儘可能地以較短時間來進行爲佳。接下來，對於薄板用鋼片進行精製輥軋以作成熱軋鋼板。

又，本發明係在粗輥軋和精製輥軋之間，將位於前後的薄板用鋼片彼此接合在一起，以便於連續地進行輥軋爲宜。至於接合手段係以採用：壓接法、雷射焊接法、電子束焊接法等的方法爲宜。

藉由實施連續輥軋，鋼帶捲（被處理材）的前端部以及後端部，也就是容易產生形狀錯亂的非定常部的存在比例會減少，可以延長穩定的熱輥軋長度（可在同一條件下進行輥軋的連續長度）以及寬度。這是不僅針對於熱軋鋼板，甚至於對於改善冷軋鋼板的斷面形狀、尺寸精度也很有效。又，即使在輥軋後，又於熱移送平台上進行冷卻的時候，也可以施加張力，所以可保持良好的鋼板形狀。

又，因爲藉由進行實施連續輥軋，使得鋼帶捲的前端可以穩定地通過軋輥，因此，原本傳統之針對個別的薄板用鋼片所進行的單發輥軋，會因爲鋼板通過性或咬入性等的問題而難以實施的潤滑輥軋也變成可以實施。因爲輥軋

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 63）

荷重以及軋輥面壓力都降低，所以軋輥的壽命得以延長。

又，本發明中，最好是在粗輥軋和精製輥軋之間，使用可加熱薄板用鋼片的寬度方向端部的薄板用鋼片邊緣加熱器、以及可加熱薄板用鋼片的長度方向的端部的薄板用鋼片加熱器的其中一種或兩種，以便於將薄板用鋼片的寬度方向以及長度方向上的溫度分布予以均勻化爲宜。如此一來，可更爲降低鋼板內的材質變動。基於作業上的穩定性的考量，薄板用鋼片邊緣加熱器和薄板用鋼片加熱器係採用電磁感應加熱方式者爲宜。

使用上的步驟，最好是先利用薄板用鋼片邊緣加熱器來補償鋼板寬度方向上的溫度差爲宜。此時的加熱量，雖然係因鋼的成分而異，但是，最好是設定成：在精製輥軋出口側的寬度方向上的溫度分布範圍係大約低於２０℃以下。接下來，利用薄板用鋼片加熱器來補償長度方向上的溫度差。此時的加熱量係設定成：使得長度方向的端部的溫度較之中央部的溫度高出大約２０℃的程度爲宜。

在精製輥軋出口側的溫度：超過８００℃以上

精製輥軋出口側的溫度ＦＤＴ，爲了使得鋼板的金相組織趨於均勻且細微，乃設定爲：超過８００℃以上。如果ＦＤＴ低於８００℃的話，將會導致金相組織不一，其中一部份會殘留下加工組織，即使經過冷軋退火過程之後，也無法消除金相組織的不均勻性而殘留下來。因此，於進行沖製成型時的發生各種問題的危險性會增大。這種加工組織的殘留現象，可利用將捲取溫度設定成高溫來避免

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 68）

。但是，若將捲取溫度提高的話，結晶粒子會變粗，也會發生同樣的問題。又，如果將捲取溫度設定成高溫的話，固融Ｎ量會顯著地降低，難以獲得目標值的３４０ＭＰａ以上的拉伸強度。因此，是將精製輥軋出口側的溫度ＦＤＴ設定爲：超過８００℃以上。如果想要更進一步提高機械性質，是將精製輥軋出口側的溫度ＦＤＴ設定爲：超過８２０℃以上爲佳。又，基於提高ｒ值得觀點，將ＦＤＴ設定爲：A_{c3}變態點以上爲佳。此外，ＦＤＴ的上限雖然並沒有特別的限定，但是，過高的話，發生銹皮瑕疵的現象會顯著變多。所以ＦＤＴ的上限係大約爲１０００℃程度爲宜。

捲取溫度：低於８００℃以下

隨著捲取溫度ＣＴ的降低，鋼板強度會有增加的傾向。爲了確保拉伸強度ＴＳ３４０ＭＰａ以上的目標值，係以將ＣＴ設定爲：低於８００℃以下爲宜。又，ＣＴ若低於２００℃，進行捲取中的鋼板形狀容易錯亂，在實際的作業上發生問題的危險性變高，材質的均質性也會有降低的傾向。因此，係以將ＣＴ設定爲：高於２００℃以上爲宜。又，如果想要求更佳的材質均勻性的時候，係將ＣＴ設定爲：高於３００℃以上爲佳。最好是將ＣＴ設定爲：高於３５０℃以上。

又，本發明在於精製輥軋中，爲了減低熱軋荷重，亦可進行潤滑輥軋。藉由進行潤滑輥軋，可獲得：熱軋鋼板的形狀、材質更趨均勻的效果。又，進行潤滑輥軋時的摩

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
線
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 67）

擦係數是設定在：０．２５～０．１０的範圍爲宜。又，藉由將潤滑輥軋和連續輥軋組合在一起實施，可讓熱軋的作業更爲穩定。

實施過上述的熱軋過程後的熱軋鋼板，接下來，再利用冷軋過程，進行酸洗以及冷軋而變成冷軋鋼板。

酸洗的條件係只要一般公知的條件即可，並不必特別予以限定。又，熱軋鋼板的銹皮極薄的時候，不必實施酸洗即可直接進行冷軋。

又，冷軋的條件，係只要一般公知的條件即可，並不必特別予以限定。此外，基於確保組織的一致性的觀點的考慮，係將冷軋的輥軋率設定爲：超過６０％以上爲宜。

接下來，說明限定冷軋鋼板退火過程的條件之理由。

冷軋鋼板又再實施：由連續退火、和冷卻所組成的冷軋鋼板退火過程。

連續退火溫度：肥粒鐵相與沃斯田鐵相的雙相共存域內的溫度

藉由將連續退火過程的退火溫度設定在肥粒鐵相與沃斯田鐵相的雙相共存域內的溫度，將會形成針狀肥粒鐵相。此外，肥粒鐵相中的｛１１１｝的集合組織也會很發達，因此可獲得高ｒ值。另一方面，如果是超過肥粒鐵相與沃斯田鐵相的雙相共存域而成爲沃斯田鐵單相的高溫的話，將會因逆變態與變態使得鋼板的集合組織不規則化而降低ｒ值。因此，本發明係將連續退火過程的退火溫度設定在肥粒鐵相與沃斯田鐵相的雙相共存域內的溫度。又，基

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 68）

於ｒ值的穩定性的考量，係以設定在：沃斯田鐵的佔有比例爲１０％以上且５０％以下的溫度爲佳。連續退火的溫度如果未高於再結晶溫度的話，延性會降低，所以只能夠適用於被限定爲汽車零件用的特殊用途而已，因此，係將連續退火溫度設定爲：高於再結晶溫度以上爲佳。

連續退火溫度的保持（維持）時間係基於：生產效率、金相組織的細微化、確保所期的固融Ｎ量的觀點考慮，連續退火溫度的保持（維持）時間愈短愈好，但是基於作業上的穩定性來考慮，是以設定爲１０秒以上爲宜。又，基於：金相組織的細微化、確保所期的固融Ｎ量的觀點考慮，連續退火溫度的保持（維持）時間係低於９０秒爲宜。又，基於材質穩定化的考量，連續退火溫度的保持（維持）時間係高於２０秒爲宜。

連續退火後的冷卻：以１０～３００℃／秒的冷卻速度來進行冷卻直到低於５００℃的溫度範圍爲止。

基於確保金相組織的細微化、形成針狀肥粒鐵相、確保所期的固融Ｎ量的觀點考慮，連續退火過程中的均勻加熱後冷卻係非常重要，本發明中的“均勻加熱後冷卻處理”係至少以１０℃／秒以上的冷卻速度來進行連續冷卻直到低於５００℃的溫度範圍爲止。如果冷卻速度低於１０℃／秒的話，則難以確保必要量的針狀肥粒鐵相；和均勻且細微的金相組織；和確保充分量的固融Ｎ量。另一方面，若冷卻速度超過３００℃／秒的話，則在於鋼板的寬度方向上的材質一致性會趨於不足。以１０～３００℃／秒

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
線
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製
本紙張尺度適用中國國家標準（CNS）A4規格（210×297公釐）

五、發明說明（ 69）

的冷卻速度來進行冷卻時的冷卻終止溫度若是高於５００℃的溫度的話，則無法達成金相組織的細微化。

調質輥軋或者平滑化加工：伸展率爲０．５～１０％

此外，本發明在於冷軋鋼板退火過程之後，基於矯正形狀、調整粗度之目的，也可以又實施伸展率爲０．５～１０％的調質輥軋或者平滑化加工。調質輥軋或者平滑化加工時的伸展率合計未滿０．５％的話，無法達成所期的矯正形狀、調整粗度之目的。另一方面，如果伸展率合計超過１０％的話，延性會降低。基於確保延性的觀點，係小於５％爲宜。又，調質輥軋加工與平滑化加工，雖然兩者的加工形式不同，但是，本發明人等則已經確認出兩者對於鋼板的變形時效硬化性並無太大的差異。又，調質輥軋加工與平滑化加工，即使是在於電鍍處理後也是有效的。

接下來，說明本案的第７發明之限定高張力冷軋鋼板的組成分的理由。

Ｃ：０．０２５～０．１５質量％以下

Ｃ係可增加鋼板強度的元素，爲了使得本發明的重要構成要件之一的將金相組織控制得均勻且細微，並且確保麻田散鐵相的充分量，本發明係必須將Ｃ含量設定成超過０．０２５質量％以上。另一方面，如果超過０．１５質量％的話，鋼板中的碳化物的比例過大，會明顯地降低延性，進而顯著地影響到成型性。此外，有一個更重要的問題則是如果含Ｃ量超過０．１５質量％的話，將會顯著地

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 70）

降低點焊的焊接性、電弧焊的焊接性等。基於這些理由，乃將含C量限定在0.025～0.15質量%的範圍內。又，基於提昇成型性的觀點考量，以0.08質量%以下爲宜。又，如果是被要求特別良好的延性的用途的話，係以0.05質量%以下尤佳。此外，基於使BH量以及材質穩定的觀點考量，係將含C量設定成（12／93）Nb（%）較佳。

Si：1.0質量%以下

Si係既不會明顯地降低鋼的延性，又可是提昇鋼板強度的有用元素，本發明中係含0.005質量%以上爲宜，尤其是在於需要高強度的情況，係含0.1質量%以上尤佳。另一方面，Si也是在於熱軋時會大幅地提昇變態點，而難以確保鋼板的品質、形狀，或者對於表面性質和狀態、化成處理等方面，特別是鋼板表面的美觀性帶來壞影響，進而會損及電鍍性的元素之一，因此本發明係將其限定在1.0質量%以下。Si如果限定在1.0質量%以下的話，即可將上述的不良影響抑制到很低。此外，在於不需要高強度，但又特別要求鋼板表面的美觀性的用途時，最好將Si限定在0.5質量%以下。

Mn：2.0質量%以下

Mn係可防止因爲S所導致的熱龜裂的有效元素，可因應含S量來添加爲宜，又，Mn對於結晶粒的細微化很有效果，可作爲材質改善用的元素來添加。此外，Mn在於連續退火後的急速冷卻時，對於穩定的產生麻田散鐵，

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 71）

具有極大的幫助。基於將S穩定地固定下來的觀點之考量，含Mn量係超過0．2質量%以上爲宜。又，Mn係可增加鋼板強度的元素，如果需要TS500Pma的超級的強度時，係超過1．2質量%以上爲佳。以超過1．5質量%以上更好。

Mn含量提高到這種程度的話，則具有可明顯地改善對於熱軋條件的變動之鋼板的機械性質特別是變形時效硬化性的變動之大優點。但是，如果含Mn量過多而超過2．0質量%的話，則會變成難以獲得本發明的重要要件之一的高r值，並且顯著地降低延性，因此，將Mn限定在2．0質量%以下。對於要求更好的耐腐蝕性和成型性的用途的話，是將Mn限定在1．7質量%以下爲宜。

P：0．08質量%以下

P可當作鋼的固熔強化元素，基於增加強度的觀點考量，是以含0．001質量%以上爲宜。另一方面，如果含量過多的話，將會導致鋼的脆化，進而使得鋼板的延伸凸緣加工性惡化。又，P在鋼中晶析出來的傾向很強，所以將會因P的晶析而導致焊接部的脆化。因此，將P限定在0．08質量%以下。此外，在於特別重視延伸凸緣加工性、焊接部的韌性的用途時，係將P設定於0．04質量%以下爲宜。

S：0．02質量%以下

S在鋼板中係當作中介物而存在，是會減少鋼板的延性，進而導致耐腐蝕性惡化的元素，所以最好儘量減少其

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 72）

含量，本發明是將S限定爲0．02質量%以下。在於特別要求良好的加工性的用途上，將S限定爲0．015質量%以下爲宜。又，在於要求優異的延伸凸緣加工性時，係將S限定爲0．008質量%以下爲宜。又，雖然其詳細的作用機制尙未明瞭，但是爲了使得鋼板的變形時效硬化性既穩定又可維持在高水準，將S降低到0．008質量%以下的做法是很有效的。

Al：0．02質量%以下

Al係可當成脫氧劑來提高鋼的清淨度，並可使鋼板的組織細微化的元素，在本發明中係含0．001質量%以上爲宜。在本發明中，雖然是利用固熔狀態的N來當作強化元素，但是含有適正範圍的Al的鋁全靜鋼較之未添加Al的傳統的未靜鋼具有更好的機械性。另一方面，如果含過多的Al的話，會導致鋼板的表面狀態和性質惡化，進而也會顯著地降低固熔狀態的N，而使得本發明所重視的獲得極大的變形時效硬化量的效果變得很困難。基於這些原因，本發明中係將Al限定於0．02質量%以下。此外，基於材質的穩定性的觀點之考量，將Al限定於0．001～0．015質量%更佳。又，雖然降低Al含量會有導致結晶粒粗大化的虞慮，但是本發明係藉由將其他的合金元素的含量予以最適量化，以及藉由將退火條件選定在最適當的範圍，而得以防止這種問題。

N：0．0050～0．0250質量%

N是可藉由固熔強化以及變形時效硬化而增加鋼板強

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 73）

度的元素，也是本發明中最重要的元素。又，本發明係藉由含有適正量的Ｎ，進而將Ａｌ含量調整到適正值，並且控制熱軋條件、退火條件等的製造條件，而可確保冷軋製品或電鍍製品所需的必要且充分的固熔狀態的Ｎ。如此一來，可充分地發揮固熔強化和因變形時效硬化所衍生的提昇強度（降伏應力以及拉伸強度）的效果，而可穩定地獲得所謂「拉伸強度４４０ＭＰａ以上、烘烤硬化量（ＢＨ量）８０ＭＰａ以上、變形時效處理前後的拉伸強度的增加量ΔＴＳ４０ＭＰａ以上」的本發明的鋼板的機械性質的目標值。

如果Ｎ含量不足０．００５０質量％的話，上述的強度上升的效果難以穩定地顯現。另一方面，如果超過０．０２５０質量％的話，鋼板的內部缺陷發生率會變高，並且連續鑄造時會常發生鋼胚料龜裂等的現象。因此，將含Ｎ量設定在０．００５０～０．０２５０質量％的範圍。此外，若基於考量到整體的製造過程的材質的穩定性、提昇良品率的觀點，係以將Ｎ限定於０．００７０～０．０１７０質量％的範圍更佳。又，只要是在於本發明的範圍內的Ｎ含量的話，則完全不會對於焊接性等有不良的影響。

固熔狀態的Ｎ：０．００１０％以上

爲了確保冷軋製品的充分的強度，並且有效地發揮因爲含Ｎ而衍生的變形時效硬化，必須將鋼板中的固熔狀態的Ｎ（也稱爲固熔Ｎ）至少以超過０．００１０％以上的

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝 訂

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 74）

量存在。

此處，固熔Ｎ量是從鋼中的總Ｎ量減掉晶析Ｎ量而求得的。關於晶析Ｎ量的分析法，本發明人等對於各種的分析法進行比較檢討之結果，認爲是以根據使用定電位電解法的電解抽出分析法來求得的最爲有效。此外，關於抽出分析時所採用的溶解基質鐵的方法，係有酸分解法、鹵素法以及電解法。其中，電解法不會讓碳化物、氮化物等的極不穩定的晶析物也分解，而能夠穩定地只讓基質鐵溶解，因此最爲適宜。至於電解液則採用乙　丙酮系電解液，以定電位進行電解。本發明中顯示出使用定電位電解法所測定出的晶析Ｎ量的結果係與實際的材質的變化最爲對應。

基於上述事由，本發明中係將利用定電位電解法所抽出的殘渣化學分解之後，求出殘渣中的Ｎ量，將這個結果當作晶析Ｎ量。

此外，爲了獲得高的ＢＨ量、ΔＴＳ，固熔Ｎ量是以超過０．００２０％以上爲宜，而且爲了獲得更高的ＢＨ量、ΔＴＳ，固熔Ｎ量是以超過０．００３０％以上爲更佳。固熔Ｎ量的上限值雖然並沒有特別地限定，但是，即使所有的Ｎ量都殘留下來，對於機械性質的降低量也是很小。

Ｎ／Ａｌ（Ｎ含量與Ａｌ含量的比值）：０．３以上

爲了使得在於製品狀態下的固熔Ｎ也能夠穩定地殘留下來超過０．００１０質量％以上，必須限制可用以強力

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 73

地固定Ｎ的元素也就是Ａｌ的量。針對於將本發明的組成分範圍內的Ｎ含量（０．００５０～０．０２５０質量％）與Ａｌ含量（０．０２質量％以下）的組合比例，在於大範圍內進行各種改變後的鋼板進行檢討之結果，得知：藉由將Ｎ／Ａｌ（Ｎ含量與Ａｌ含量的比值）設定成：０．３以上，可以將冷軋製品以及電鍍製品內的固熔Ｎ穩定下來超過０．００１０質量％以上。因此，乃將Ｎ／Ａｌ限定成：０．３以上。

本發明係除了上述組成分之外，又含有下列ｄ～ｇ群之中的１群或２群以上爲宜。

ｄ群係：Ｃｕ、Ｎｉ、Ｃｒ、Ｍｏ之中的一種或兩種以上，合計１．０％以下；

ｅ群係：Ｎｂ、Ｔｉ、Ｖ之中的一種或兩種以上，合計０．１％以下；

ｆ群係：含Ｂ：０．００３０質量％以下；

ｇ群係：Ｃａ、ＲＥＭ之中的一種或兩種合計０．００１０～０．０１０％。

ｄ群的元素：Ｃｕ、Ｎｉ、Ｃｒ、Ｍｏ都是對於提升鋼板強度有幫助的元素，可因應需求而選擇性地單獨或複合添加。這種效果是要Ｃｕ：０．０１％以上、Ｎｉ：０．０１％以上、Ｃｒ：０．０１％以上、Ｍｏ：０．０１％以上時，才會顯現。但是，含量過多的話，不僅將會增加熱軋變形阻力，或導致化成處理特性、廣義的表面處理特性惡化，也會導致焊接部硬化而使得焊接部的

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 78

成型性惡化。而且也有降低r值的傾向。因此，d群的元素複合地添加的話，則是合計低於１．０％以下爲宜。又，Ｍｏ如果含量過多而超過０．０５質量％以上的話，有時候會顯著地降低r值，本發明中若含Ｍｏ的時候，係設定成少於０．０５質量％爲宜。

e群的元素：Ｎｂ、Ｔｉ、Ｖ都是對於使結晶粒子細微化、均勻化有幫助的元素，因此可因應必要選擇性地含有其中一種或兩種。這種效果是要分別含Ｎｂ：０．００５％以上；Ｔｉ：０．００５％以上；Ｖ：０．００５％以上才會顯現，但是，含量過多的話，將會增加熱軋變形阻力，或導致化成處理特性、廣義的表面處理特性惡化。因此，e群的元素是以合計低於０．１％以下爲宜。

f群的元素：Ｂ係具有提高鋼的淬火性的效果的元素，可增加肥粒鐵相以外的低溫變態相的分布比例，可基於增加鋼的強度之目的，因應必要來含有。這種效果必須是含Ｂ超過０．０００５質量％以上才會呈現。但是，如果含量過多的話，會降低熱軋時的變形能力，因爲產生ＢＮ而降低固熔Ｎ的量。因此，將Ｂ限定在０．００３０質量％以下爲宜。

g群的元素：Ｃａ、ＲＥＭ都是屬於對控制中介物質的形態有所幫助的元素，特別是在於要求延伸凸緣成型性的情況，最好是單獨或混合地含有g群的元素爲宜。這種情況，如果g群元素的合計含量未達０．００１０％的話

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝 訂

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 77）

，則用來控制中介物質的形態之效果不足，相反地，如果含量超過０．０１０％的話，則容易產生表面缺陷。因此，ｇ群的元素的含量最好是限定於合計０．００１０～０．０１０％的範圍爲宜，如此一來，可改善延伸凸緣成型加工性，但卻不會產生表面缺陷。

其次，說明本發明的鋼板的金相組織。

肥粒鐵相的面積率：８０％以上

本發明的冷軋鋼板係以要求某種程度的加工成型性的汽車用鋼板作爲對象，爲了確保其延性，係採用含肥粒鐵相的面積率８０％以上的金相組織。若肥粒鐵相的面積率未超過８０％的話，當成需要具有加工性的汽車用鋼板使用時，難以確保其必要的延性。此外，若是需要具有更良好的延性的情況，肥粒鐵相的面積率係以超過８５％以上爲宜。此外，本發明所稱的“肥粒鐵”係指並未殘留下變形的狀態之“多邊形肥粒鐵”。

肥粒鐵相的平均結晶粒徑：１０μｍ以下

本發明中的平均結晶粒徑係從：以ＡＳＴＭ所規定的面積計算法從斷面組織照片計算出來的數值；以及以ＡＳＴＭ所規定的切斷法從斷面組織照片求得的公稱粒徑（請參考：梅本先生等所著作的“熱處理學”２４（１９８４），Ｐ３３４）的兩者之中較大的一方。

本發明的冷軋鋼板，其製品階段中雖然確保有預定量的固融Ｎ量，但是根據本發明人等的實驗和檢討之結果，得知：即使是具有同一量的固融Ｎ量的鋼板，也會有在於

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 78）

變形時效硬化性發生變動的時候，其主要的原因之一係在於結晶粒徑。在本發明的這種金相組織中，藉由將平均結晶粒徑設定於至少小於１０μｍ以下，最好是８μｍ以下，即可穩定地獲得高ＢＨ量、ΔＴＳ。其作用機制，目前雖然尚未明瞭，但是可以推定出：變形時效硬化性產生變動的原因之一係在於結晶粒徑，而且是與合金元素偏結晶或晶析於結晶粒子的邊界處、加工、熱處理的影響都有關係。

因此，爲了謀求變形時效硬化性的穩定，必須將肥粒鐵相的平均結晶粒徑設定成小於１０μｍ，小於８μｍ更佳。

是以，爲了確保汽車用鋼板所需的延性，且謀求穩定的變形時效硬化性，本發明係採用：平均結晶粒徑１０μｍ以下的肥粒鐵佔面積率８０％以上的金相組織。

麻田散鐵相的面積率：超過２％

本發明的冷軋鋼板係以含有超過２％以上的面積率麻田散鐵相來作爲第二相。藉由含有超過２％以上的面積率麻田散鐵相，可獲得良好的延性、更大的變形時效硬化量。雖然其詳細的作用機制尚未明瞭，但是可推測是：因爲麻田散鐵相的存在，而可在於內部極有效地儲存時效前的預變形加工時的變形的緣故。此外，因爲麻田散鐵相的存在，對於改善時效劣化也是很有幫助。又，爲了獲得良好的強度與延性的平衡、低降伏比，麻田散鐵相的面積率係超過５％以上爲宜。此外，如果麻田散鐵相的面積率超過

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 79）

２０％以上的話，則會有使得延性降低的問題。因此，麻田散鐵鐵相的面積率係設定成２％以上爲宜，５％以上更佳，但是卻不要超過２０％。

除了上述的麻田散鐵相之外，亦可以波來鐵、變韌鐵、殘留的沃斯田鐵來當作第二相存在，而不至於造成任何問題，但是，本發明必須將肥粒鐵相的分布率超過８０％以上，將麻田散鐵相的分布率超過２％以上，將波來鐵、變韌鐵、殘留的沃斯田鐵的合計面積率限定在小於１８％以下。

具有上述的成分以及金相組織的本發明的冷軋鋼板，係拉伸強度（ＴＳ）超過４４０ＭＰａ以上，大約７８０ＭＰａ以下且藉由控制母相的肥粒鐵相的集合組織而獲得ｒ值超過１．２以上的高值之具有優異的變形時效硬化性之冷軋鋼板。如果是ＴＳ小於４４０ＭＰａ的鋼板的話，則無法廣泛地應用在具有結構性用途的構件身上。如果想要更擴大應用範圍的話，ＴＳ係設定在５００ＭＰａ以上爲宜。又，如果ｒ值未滿１．２的話，則無法應用在大範圍的沖製成型零件上。又，ｒ值得較佳範圍係１．４以上。

本發明中所稱的「具有優異的變形時效硬化性」係指：實施了拉伸變形５％的預變形之後，以１７０℃的溫度保持２０分鐘的條件下進行時效處理時，這個時效處理前後的變形應力增加量（簡稱ＢＨ；ＢＨ＝時效處理後的降伏應力－時效處理前的預變形應力）超過８０ＭＰａ以上

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝

訂

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 80）

；且變形時效處理（前述預變形＋前述時效處理）前後的拉伸強度增加量（簡稱ΔＴＳ；ΔＴＳ＝時效處理後的拉伸強度－預變形前的拉伸強度）超過４０ＭＰａ以上。

在於制定變形時效硬化性的時候，預變形量是重要的因子。本發明人等，先想定出應用於汽車用鋼板的變形樣式，再針對於預變形量對於變形時效硬化性的影響進行調查，結果發現了：

（１）前述變形樣式的變形應力，除了變形量極大的深衝加工的情況除外，大部分都是以相當於單軸變形量（拉伸變形量）就可以整理出來。

（２）在於實際的零件身上，係較之這個相當於單軸變形量（拉伸變形量）再高出５％左右。

（３）零件強度係與預變形５％的變形時效處理後所獲得的強度（ＹＳ和ＴＳ）非常地對應。

基於以上的這些創見，本發明係將變形時效處理的預變形制定爲拉伸變形的５％。

傳統的塗裝烘烤處理條件是採用：１７０℃×２０ｍｉｎ作爲標準。又，對於含有多量的固融Ｎ的本發明的鋼板施加超過５％以上的變形量的情況下，即使實施更爲緩慢（更低溫）的處理，亦可達成硬化，換言之，可將時效處理的條件放得更廣。一般而言，爲了獲得硬化量，只要是在於不會因過度的時效而導致其軟化的前提下，以更高溫的條件下，保持更長的時間係較爲有利。

具體而言，本發明的鋼板，在於預變形後，其硬化趨

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 81）

於明顯的加熱溫度的下限係大約爲１００℃。另外，如果加熱溫度超過３００℃的話，硬化將會變成最高程度，不僅反而會呈現出稍微軟化的傾向，熱變形、發生變色的現象會趨於明顯。又，至於保持時間，當加熱溫度爲２００℃程度的時候，大約保持超過３０秒以上的程度即可達成近乎充分的硬化。如果想要獲得更大更穩定的硬化，最好是保持超過６０秒以上。但是，如果保持超過２０分鐘以上的話，不僅無法獲得更進一步的硬化，反而會明顯地降低生產效率而不實用。

基於以上的情事，本發明係將時效處理條件制定成：參考傳統的塗裝烘烤處理條件：１７０℃×２０ｍｉｎ來進行評估。即使在於對傳統的塗裝烘烤型的鋼板尙未能達成充分的硬化之程度的低溫加熱和較短的保持時間之時效處理條件之下，本發明的鋼板係亦穩定地可達成較大的硬化。此外，至於加熱的方法，並未特別地加以限制，不僅可利用一般的塗裝烘烤處理所採用的以加熱爐的氣相環境加熱的方式，也可以採用例如：電磁感應加熱、或者利用不會氧化的火焰、雷射、電漿等來進行加熱。

汽車用的零件強度必須能夠負荷來自於外部的複雜的應力，因此，素材鋼板不僅是在於較小變形範圍時的強度特性很重要，在於較大變形範圍時的強度特性也很重要。本發明人等有鑑於這一點，乃將用來充當汽車零件素材的本發明的鋼板的ＢＨ量（對應於較小的變形域的強度特性）制定爲超過８０ＭＰａ以上，並且將ΔＴＳ量（對應於

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 82）

較大的變形域的強度特性）制定成超過４０ＭＰａ以上；更好的是ＢＨ量制定爲超過１００ＭＰａ以上、ΔＴＳ量制定爲超過５０ＭＰａ以上。想要讓ＢＨ量與ΔＴＳ量更大時，只要將進行時效處理時的加熱溫度設定在更高溫側，及／或將保持的時間設定爲更長即可。

又，本發明的鋼板具有：在於成型後，無須實施加熱，在室溫狀態下放置１個星期程度的時間，即可增加強度達成完全時效硬化時的４０％程度之優點。

又，本發明的鋼板係具備有“在尚未進行成型加工的狀態下，即使在室溫下放置較長時間，也不會發生時效惡化（ＹＳ增加，且Ｅ１（伸長）減少的現象）”之傳統的鋼板所不具備的優點。此外，想要在於實際的沖製成型時不發生問題的話，必須讓沖製成型前的室溫下的３個月的時效硬化的結果，係ＹＳ的增加量小於３０ＭＰａ；伸長量小於２％，降伏點伸長的恢復量小於０．２％以下。

又，本發明亦可在上述的本發明的冷軋鋼板的表面實施電鍍或熔融浸鍍而不會有任何的問題。這種電鍍或浸鍍鋼板也顯示出與電鍍或浸鍍前相同程度的ＴＳ、ＢＨ量、ΔＴＳ量。至於電鍍或浸鍍的種類係可適用：鋅的電鍍；熔融鋅的浸鍍；合金化熔融鋅的浸鍍；錫的電鍍；鉻的電鍍；鎳的電鍍等。

其次，說明本案的第８發明的鋼板之製造方法。

本發明的鋼板，基本上係將具有上述範圍的組成分的鋼胚料加熱後，進行粗輥軋以作成薄板用鋼片，對於該薄

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝

訂

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 83）

板用鋼片依序地實施：進行精製輥軋，精製輥軋結束後，進行冷卻並捲取成熱軋鋼板的熱軋過程；對於該熱軋鋼板進行酸洗和冷軋以作成冷軋鋼板的冷軋過程；以及對於該冷軋鋼板先進行封盒退火之後，接著又進行連續退火的冷軋鋼板退火過程而製造出來的。

本發明的製造方法中所使用的鋼胚料，爲了要防止成分的巨大晶析，係以採用連續鑄造法所製得者爲宜，但是，亦可採用以造塊法、薄鋼胚料鑄造法所製得者。又，製造出鋼胚料後，除了傳統的先冷卻至室溫，然後再度加熱的方法之外，亦可採用不經冷卻就將熱片保持原狀直接送入加熱爐進行輥軋的直接給送輥軋方法；或者稍微地進行保溫加熱之後，隨即進行輥軋之直接輥軋方法等的節省能源的製程也都可以適用，而不會有問題。特別是想要有效地確保固熔狀態的N時，直接給送輥軋方法係有效的技術之一。

首先，說明限定熱軋過程的條件之理由。

鋼胚料加熱溫度：１０００℃

鋼胚料加熱溫度，爲了在於初期狀態時確保必要且充分的固熔N量，並且在於製品狀態時又可符合固熔N量的目標值，係以設定在１０００℃以上爲宜。此外，爲了避免因爲氧化重量的增加所導致的耗損的增大，係以設定在１２８０℃以下爲宜。

在上述條件下被加熱後的鋼胚料係經過粗輥軋而被作成薄板用鋼片。此外，關於粗輥軋的條件無須特別地規定

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 84）

，只要遵循一般常用的方法來進行即可。但是，基於確保固熔N量的觀點，儘可能地以較短時間來進行爲佳。接下來，對於薄板用鋼片進行精製輥軋以作成熱軋鋼板。

又，本發明係在粗輥軋和精製輥軋之間，將位於前後的薄板用鋼片彼此接合在一起，以便於連續地進行輥軋爲宜。至於接合手段係以採用：壓接法、雷射焊接法、電子束焊接法等的方法爲宜。

藉由實施連續輥軋，鋼帶捲（被處理材）的前端部以及後端部，也就是容易產生形狀錯亂的非定常部的存在比例會減少，可在於鋼帶捲（被處理材）的全長和全寬度都達成穩定的熱輥軋條件。這是不僅針對於熱軋鋼板，甚至於對於改善冷軋鋼板的斷面形狀、尺寸精度也很有效。又，即使在輥軋後，又於熱移送平台上進行冷卻的時候，也可以施加張力，所以可保持良好的鋼板形狀。

又，因爲藉由進行實施連續輥軋，使得鋼帶捲的前端可以穩定地通過軋輥，因此，原本傳統之針對個別的薄板用鋼片所進行的單發輥軋，會因爲鋼板通過性或咬入性等的問題而難以實施的潤滑輥軋也變成可以實施。因爲輥軋荷重以及軋輥面壓力都降低，所以軋輥的壽命得以延長。

又，本發明中，最好是在粗輥軋和精製輥軋之間，使用可加熱薄板用鋼片的寬度方向端部的薄板用鋼片邊緣加熱器、以及可加熱薄板用鋼片的長度方向的端部的薄板用鋼片加熱器的其中一種或兩種，以便於將薄板用鋼片的寬度方向以及長度方向上的溫度分布予以均勻化爲宜。如此

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 89）

一來，可更爲降低鋼板內的材質變動。基於作業上的穩定性的考量，薄板用鋼片邊緣加熱器和薄板用鋼片加熱器係採用電磁感應加熱方式者爲宜。

使用上的步驟，最好是先利用薄板用鋼片邊緣加熱器來補償鋼板寬度方向上的溫度差爲宜。此時的加熱量，雖然係因鋼的成分而異，但是，最好是設定成：在精製輥軋出口側的寬度方向上的溫度分布範圍係大約低於２０℃以下。接下來，利用薄板用鋼片加熱器來補償長度方向上的溫度差。此時的加熱量係設定成：使得長度方向的端部的溫度較之中央部的溫度高出大約２０℃的程度爲宜。

在精製輥軋出口側的溫度：超過８００℃以上

精製輥軋出口側的溫度ＦＤＴ，爲了使得鋼板的金相組織趨於均勻且細微，乃設定爲：超過８００℃以上。如果ＦＤＴ低於８００℃的話，將會導致金相組織不一，其中一部份會殘留下加工組織，即使經過冷軋退火過程之後，也無法消除金相組織的不均勻性而殘留下來。因此，於進行沖製成型時的發生各種問題的危險性會增大。這種加工組織的殘留現象，可利用將捲取溫度設定成高溫來避免。但是，若將捲取溫度提高的話，結晶粒子會變粗，也會發生同樣的問題。又，如果將捲取溫度設定成高溫的話，固融Ｎ量會顯著地降低，難以獲得目標值的４４０ＭＰａ以上的拉伸強度。因此，是將精製輥軋出口側的溫度ＦＤＴ設定爲：超過８００℃以上。如果想要更進一步提高機械性質，是將精製輥軋出口側的溫度ＦＤＴ設定爲：

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 86）

超過８２０℃以上爲佳。此外，ＦＤＴ的上限雖然並沒有特別的限定，但是，過高的話，發生銹皮瑕疵的現象會顯著變多。所以ＦＤＴ的上限係大約爲１０００℃程度爲宜。

又，精製輥軋後的冷卻雖然並沒有特別嚴格的限定，但是，基於使得鋼板的長度方向、寬度方向的材質的均一性的考量，最好是採用以下的條件。

亦即，本發明係在於精製輥軋結束之後，立即開始進行冷卻（０．５秒以內），冷卻中的平均冷卻速度設定爲超過４０℃／秒以上爲宜。藉由採用這種條件，可將晶析出ＡｌＮ的高溫域急速冷卻，而可有效地確保固熔狀態的Ｎ。如果冷卻開始的時間或冷卻速度未能符合上述條件時，結晶粒成長太多，不僅難以達成結晶粒徑的細微化，也會有因爲輥軋所導入的變形能量而促進ＡｌＮ晶析出來的傾向，而有固熔Ｎ量不足之虞，金相組織會有變得不均一化的傾向。此外，基於確保材質、形狀的均一性的觀點考量，係將冷卻速度抑制在３００℃／秒以下爲宜。

捲取溫度：低於８００℃以下

隨著捲取溫度ＣＴ的降低，鋼板強度會有增加的傾向。爲了確保拉伸強度ＴＳ４４０ＭＰａ以上的目標值，係以將ＣＴ設定爲：低於８００℃以下爲宜。又，ＣＴ若低於２００℃，進行捲取中的鋼板形狀容易錯亂，在實際的作業上發生問題的危險性變高，材質的均質性也會有降低的傾向。因此，係以將ＣＴ設定爲：高於２００℃以上爲

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 87）

宜。又，如果想要求更佳的材質均勻性的時候，係將ＣＴ設定爲：高於３００℃以上爲佳。最好是將ＣＴ設定爲：高於３５０℃以上。

又，本發明在於精製輥軋中，爲了減低熱軋荷重，亦可進行潤滑輥軋。藉由進行潤滑輥軋，可獲得：熱軋鋼板的形狀、材質更趨均勻的效果。又，進行潤滑輥軋時的摩擦係數是設定在：０．２５～０．１０的範圍爲宜。又，藉由將潤滑輥軋和連續輥軋組合在一起實施，可讓熱軋的作業更爲穩定。

實施過上述的熱軋過程後的熱軋鋼板，接下來，再利用冷軋過程，進行酸洗以及冷軋而變成冷軋鋼板。

酸洗的條件係只要一般公知的條件即可，並不必特別予以限定。又，熱軋鋼板的銹皮極薄的時候，不必實施酸洗即可直接進行冷軋。

又，冷軋的條件，係只要一般公知的條件即可，並不必特別予以限定。此外，基於確保組織的一致性的觀點的考慮，係將冷軋的輥軋率設定爲：超過４０％以上爲宜。

接下來，說明限定冷軋鋼板退火過程的條件之理由。

冷軋鋼板又再實施：由封盒退火、和連續退火所組成的冷軋鋼板退火過程。

封盒退火溫度：超過再結晶溫度以上８００℃以下

本發明係對於冷軋鋼板實施封盒退火，以控制基材也就是肥粒鐵相的集合組織。藉由控制這個肥粒鐵相的集合組織，可謀求製品鋼板的高ｒ值化。藉由這個封盒退火處

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 88）

理，可容易形成對於製品鋼板的高ｒ值化有幫助的｛１１１｝的集合組織。

如果封盒退火溫度未超過再結晶溫度的話，再結晶尚未完成，無法調整肥粒鐵相的集合組織，無法謀求高ｒ值化。另一方面，如果以超過８００℃的溫度來進行封盒退火的話，鋼板發生表面缺陷的現象趨於顯著，變成無法達成初期的目的。此外，封盒退火係以氮氣爲主體，在含有３～５％的氫氣的退火氣相下進行爲宜。這種情況下，加熱、冷卻速度係採用一般的封盒退火的條件即可，大約是３０℃／小時的程度。又，亦可藉由讓退火氣相採用１００％的氫氣，而加速加熱、冷卻速度。

連續退火溫度：Ａｃ１變態點以上（Ａｃ３變態點－２０℃）以下

連續退火溫度如果未達到Ａｃ１變態點的話，退火之後無法形成麻田散鐵相，另一方面，如果超過（Ａｃ３變態點－２０℃）的話，原本於封盒退火所形成的有所幫助的集合組織卻因變態而又喪失，所以無法獲得具有高ｒ值的製品鋼板。因此，連續退火溫度係設成爲：Ａｃ１變態點以上（Ａｃ３變態點－２０℃）以下爲宜。又，連續退火溫度的保持（維持）時間係基於：生產效率、金相組織的細微化、確保固融Ｎ量的觀點考慮，連續退火溫度的保持（維持）時間愈短愈好，但是基於作業上的穩定性來考慮，是以設定爲１０秒以上爲宜。又，基於：金相組織的細微化、確保固融Ｎ量的觀點考慮，連續退火溫度的保持（維持）

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 89）

時間係低於１２０秒爲宜。又，基於材質穩定化的考量，連續退火溫度的保持（維持）時間係高於２０秒爲宜。

連續退火後的冷卻：以１０～３００℃／秒的冷卻速度來進行冷卻直到低於５００℃的溫度範圍爲止。

基於確保金相組織的細微化、形成麻田散鐵、確保固融Ｎ量的觀點考慮，連續退火過程中的均勻加熱後冷卻係非常重要，本發明中係至少以１０℃／秒以上的冷卻速度來進行連續冷卻直到低於５００℃的溫度範圍爲止。如果冷卻速度低於１０℃／秒的話，則難以確保必要量的麻田散鐵；和均勻且細微的金相組織；和確保充分量的固融Ｎ量。另一方面，若冷卻速度超過３００℃／秒的話，則過飽和的固熔Ｃ量顯著地增加，因此在於鋼板的寬度方向上的材質一致性會降低。以１０～３００℃／秒的冷卻速度來進行冷卻時的冷卻終止溫度若是高於５００℃的溫度的話，則無法達成金相組織的細微化。

過時效處理條件：在連續退火後的冷卻之後，隨即又在於該冷卻處理的冷卻停止溫度以下３５０℃以上的溫度域內滯留超過２０秒以上。

本發明係在於連續退火的均勻加熱後的冷卻處理之冷卻停止之後，亦可實施保持在冷卻停止溫度以下３５０℃以上的溫度域內滯留超過２０秒以上的“過時效處理”。藉由執行過時效處理，既可維持固熔Ｎ量，又可選擇性地降低固熔Ｃ量。如果滯留的溫度域未滿３５０℃的話，想要降低固熔Ｃ量是需要很長的時間，會降低生產性，所以

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 90）

設定在超過３５０℃以上的溫度域爲宜。

藉由在於冷卻停止溫度以下３５０℃以上的溫度域內滯留超過２０秒以上，可降低固熔Ｃ量，可達成更高度的室溫下的非時效化。雖然藉由更延長滯留時間可謀求更進一步的改善，但是，大約在於１２０秒程度，其效果就趨於飽和，因此，滯留時間係少於１２０秒爲宜。

想要獲得較大的變形時效硬化量，雖然是可利用固熔Ｃ或固熔Ｎ的任何一種都是有利的，但是，若是利用固熔Ｃ的話，室溫下的時效劣化趨於明顯，鋼板的適用部位受到限制。因此，若想要製造具有泛用性的變形時效硬化型鋼板，不僅要確保充分量的固熔Ｎ，最好又進行過時效處理。

又，想要製造在本發明的高張力冷軋鋼板的表面具有熔融鍍層的高張力冷軋鍍覆鋼板的時候，亦可在於封盒退火之後所實施的連續退火利用連續熔融鍍覆生產線來執行，連續退火後的冷卻處理之後，緊接著進行熔融鍍鋅，或者又進行合金化處理，而製造出熔融鍍鋅鋼板。

調質輥軋或者平滑化加工：伸展率爲０．２～１５％

此外，本發明在於冷軋鋼板退火過程之後，基於矯正形狀、調整粗度之目的，也可以又實施調質輥軋或者平滑化加工。調質輥軋或者平滑化加工時的伸展率合計未滿０．２％的話，無法達成所期的矯正形狀、調整粗度之目的。另一方面，如果伸展率合計超過１５％的話，延性會顯著降低。又，調質輥軋加工與平滑化加工，雖然兩者的

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 9）

加工形式不同，但是，本發明人等則已經確認出兩者對於鋼板的變形時效硬化性並無太大的差異。又，調質輥軋加工與平滑化加工，即使是在於電鍍處理後也是有效的。

爲了提供參考，以下將說明：將本發明的鋼板供沖製成型等的成型加工時的成型條件以及其後的強度上升熱處理條件。

本發明的鋼板供進行例如：深衝加工等的沖製成型加工的時候，因沖製成型加工而被導入的變形達到幾％～十幾％。雖然依成型零件的不同，變形量也有所變化，但是，汽車技術領域的內板以及結構構件都是被導入５～１０％程度的變形。

接下來，這些成型零件又被實施塗裝烘烤處理等的熱處理，本發明的鋼板在於熱處理後，係可有效地提高成型品的強度。又，本發明中，在實驗室中對於這種烘烤硬化性的評價方法，係從輥軋方向上採取ＪＩＳ　５號尺寸的拉伸試驗片，利用拉伸試驗機賦予１０％的拉伸變形，然後進行熱處理之後，再度實施拉伸試驗。特別是在進行評價低溫域的熱處理後的特性時，將熱處理條件設定爲１２０℃×２０分鐘。這個試驗是用來評價：緊接於沖製成型之後，進行熱處理後的完成後的部位的特性。

亦即，本發明中係將這種賦予拉伸變形以及熱處理後的拉伸強度與製品的拉伸強度之間的差值（ΔＴＳ）定義成：強度上升熱處理能。

通常，想要提高成型品的強度上升量，係以因成型而

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 92）

導入的變形量較大者，或者加工後的熱處理溫度較高者爲宜。

然而，本發明的鋼板，如果預先賦予的變形量是上述的５～１０％程度的話，即使成型後熱處理溫度較傳統的成型後的熱處理溫度更低，也就是說，即使熱處理溫度低於２００℃以下，亦可謀求充分的強度上升。但是，如果熱處理溫度未滿１２０℃的話，變形量很低的時候，並無法獲得充分的強度上升效果。另一方面，成型後的熱處理溫度如果是超過３５０℃的溫度的話，就會開始軟化。因此，成型後的熱處理溫度係設定於１２０～３５０℃的程度爲宜。

此外，關於加熱方法，並無特別地規定，可以適用：熱風加熱、紅外線爐加熱、溫浴熱處理、通電加熱、高週波加熱等的方法。此外，亦可僅選擇性地僅針對於想要提昇強度的部分進行加熱。

〔實施例〕

在以下的實施例中，係針對於：固熔Ｎ量、微視組織、拉伸特性、ｒ值測定、變形時效硬化性、時效特性加以調查。其調查方法係如下所述。

（１）固熔Ｎ量的調查

固熔Ｎ量係從利用化學分析所求得的鋼中的總Ｎ量減掉晶析Ｎ量而計算出來。晶析Ｎ量係利用上述之採用前述

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 93）

的定電位電解法之分析法所求得者。

（２）微視組織

從各冷軋退火鋼板採取試驗片，針對於與輥軋方向垂直相交的斷面（Ｃ斷面）使用光學顯微鏡或掃描型電子顯微鏡攝取微視組織，使用畫像解析裝置來求出肥粒鐵的金相組織的分布率以及第二相的種類及其金相組織的分布率。

（３）結晶粒徑

本發明中所稱的結晶粒徑係採用從：利用ＡＳＴＭ所規定的求面積法從斷面組織照片所計算出來的值；以及利用ＡＳＴＭ所規定的切斷方法從斷面組織照片所求出來的公稱粒徑（請參照例如：梅本氏等人所著作的“熱處理學”２４（１９８４）、３３４頁）之中所選出的較大的一方。

（４）拉伸特性

從各冷軋退火鋼板採取輥軋方向上的ＪＩＳ　５號試驗片，依據ＪＩＳ　Ｚ　２２４１號的規定，實施變形速度爲3×10^{-3}／秒的拉伸試驗，求出降伏強度ＹＳ、拉伸強度ＴＳ、伸展率Ｅ１。

（５）變形時效硬化性

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 94）

從各冷軋退火鋼板採取輥軋方向上的ＪＩＳ　５號試驗片，先施予５％的拉伸變形來作爲預變形，接下來，實施相當於１７０℃×２０ｍｉｎ的塗裝烘烤處理的熱處理之後，實施變形速度爲３×１０$^{-3}$／秒的拉伸試驗，以求出預變形／塗裝烘烤處理之後的拉伸特性（降伏應力ＹＳ$_{BH}$、拉伸強度ＴＳ），並計算出ＢＨ量＝ＹＳ$_{BH}$－ＹＳ$_{5\%}$；ΔＴＳ＝ＴＳ$_{BH}$－ＴＳ。又，ＹＳ$_{5\%}$是將製品鋼板實施５％的預變形時的變形應力，ＹＳ$_{BH}$、ＴＳ$_{BH}$係預變形／塗裝烘烤處理之後的降伏應力和拉伸強度；ＴＳ係製品鋼板的拉伸強度。

（６）ｒ值測定

從各冷軋退火鋼板採取輥軋方向（Ｌ方向）、對輥軋方向呈４５°的方向（Ｄ方向）、對輥軋方向呈９０°的方向（Ｃ方向）上的ＪＩＳ　５號試驗片。求出對於這些試驗片賦予１５％的單軸拉伸預變形時的各試驗片的寬度變形量和板厚度變形量，並且從ｒ值的定義公式也就是寬度變形量與板厚度變形量的比值

$$r = \ln(w/w0) / \ln(t/t0)$$

來求出各方向的ｒ值（此處，ｗ０、ｔ０係試驗前的試驗片的寬度和板厚度；ｗ、ｔ是試驗後的試驗片的寬度和板厚度）。

再利用下一個數式

$$r_{mean} = (rL + 2rD + rC) / 4$$

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝

訂

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 93）

來求出平均rmean值（此處，rL係輥軋方向（L方向）的r值；rD係對輥軋方向呈45°的方向（D方向）的r值；rC係對輥軋方向呈90°的方向（C方向）的r值。又，爲了提昇試驗的精度，係假定體積爲一定，而是以延伸變形量與寬度方向的變形量的變化來計算出來的。

（7）時效特性

從各冷軋退火鋼板採取JIS 5號試驗片，對於該試驗片實施50℃×200小時的時效處理之後，實施拉伸試驗。從所獲得的結果來求出時效處理前後的降伏拉伸量的差值ΔY－E1，以評定其常溫下的時效特性。如果ΔY－E1爲零的話，則視爲“非時效性”而評定其具有優異的耐常溫時效特性。

（8）成型－熱處理後的拉伸強度

成型－熱處理後的拉伸強度係從製品鋼板的輥軋方向上採取出JIS 5號試驗片，賦予預變形10%之後，以120℃以及與傳統所實施的塗裝烘烤同等級的熱處理溫度，也就是以170℃實施20分鐘的熱處理，然後測定其拉伸強度。

（9）常溫時效所導致的全拉伸量的降低量（ΔE1）

常溫時效所導致的全拉伸量的降低量（ΔE1）係從

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 98）

製品鋼板的輥軋方向上採取出ＪＩＳ　５號試驗片，測定其全拉伸量；並且使用另外從輥軋方向採取下來的ＪＩＳ５號試驗片，進行常溫時效的促進處理（１００℃×８小時）之後，測定其全拉伸量，再從兩種全拉伸量來求出兩者的差值。

〔實施例１〕

將具有表１所示的成分的鋼胚料依照表２所示的條件製作成板厚：３ｍｍ的熱軋鋼板，接下來，製作成板厚：０．７ｍｍ的冷軋鋼板之後，利用連續退火生產線或者連續退火－合金化熔融鍍鋅生產線進行再結晶退火，進而實施合金化熔融鍍鋅處理，然後，實施輥軋率：１．０％的調質輥軋，而製造出冷軋鋼板以及每單位面積的附著量：４５ｇ／ｍ^{2}之雙面都鍍覆的合金化熔融鍍鋅鋼板。又，表２中的編號Ｎｏ．３、８的熱軋中的精製輥軋的結束溫度係未滿Ａｒ$_3$變態點，其他的編號則都是超過Ａｒ$_3$變態點。

將針對於以這種方式所製得的冷軋鋼板以及合金化熔融鍍鋅鋼板，調查其拉伸強度、ｒ值以及成型－熱處理後的拉伸強度的變化後的結果顯示於表３。

由表３可以看出本發明的冷軋鋼板以及合金化熔融鍍鋅鋼板都較之比較例具有更高的ｒ值以及優異的變形時效硬化性。又，在於適合例之中，結晶粒徑小於２０μｍ以下者，其因常溫時效所導致的拉伸量的降低量ΔＥ１也只

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 97）

有２．０％以下，算是很小。

〔實施例２〕

使用表１中所示鋼記號Ｂ的鋼胚料，以與表２所示的Ｎｏ．２相同的條件也就是鋼胚料的加熱溫度：１１００℃、精製輥軋溫度：９００℃進行熱軋之後，以５５０℃的捲取溫度捲取成鋼帶捲。將這個鋼帶捲以輥軋率：８０％進行冷軋之後，以８４０℃進行再結晶退火。所製得的冷軋鋼板的製品特性爲：拉伸強度ＴＳ＝３６５ＭＰａ；ｒ值＝１．７。再從這個冷軋鋼板採取輥軋方向上的ＪＩＳ　５號試驗片，利用拉伸試驗機賦予１０％的拉伸變形量之後，依表４所示的熱處理條件（溫度、時間）實施熱處理，再度進行拉伸試驗。在表４當中，也一併標示著從賦予變形量之前的製品的拉伸強度（ＴＳ＝３６５ＭＰａ）所增加的拉伸強度的上升量（ΔＴＳ）。

如表４所示，強度的上升量係熱處理溫度愈高的話，或者熱處理時間愈長的話，就會變得愈大，但是，本發明的鋼板則是即使熱處理溫度僅爲１２０℃的低溫且保持時間僅有短短地２分鐘，亦可獲得８２ＭＰａ的程度之充分的拉伸強度的提昇（２０分鐘的熱處理時的８５％以上），可得知：即使是低溫且短時間的熱處理亦可獲得良好的變形時效硬化性。又，就將本發明應用於汽車的結構性構件來說，爲了要獲得穩定的強度上升效果而通常的溫度、時間來實施熱處理的做法，均無任何的問題。又，即使對

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 98）

於這種冷軋鋼板實施熔融鍍鋅以及加熱合金化處理而變成合金化熔融鍍鋅鋼板，也確認出可以獲得以表4同樣的結果。

〔實施例3〕

將具有表6所示的成分的鋼胚料依照表7所示的條件進行熱軋而製作成板厚：3.5mm的熱軋鋼板。將這些鋼板依照表7所示的條件進行冷軋而製作成板厚：0.7mm的冷軋鋼板之後，再對於這些冷軋鋼板依照表7所示的條件進行再結晶退火，針對於其中的一部份又依照表7所示的條件實施熔融鍍鋅或合金化熔融鍍鋅處理。針對於所製得的製品鋼板調查其固熔N量；微視組織；拉伸特性；變形時效硬化性。

並將其結果顯示於表8。由表8可以看出：本發明的鋼板全部都符合TS×r值≧750MPa（如果是又複合地添加了B以及從Nb、Ti、V所選出的一種或兩種以上的話，則是TS×r值≧850MPa）；BH≧80MPa；ΔTS≧40MPa的條件，但是，比較例則是這三種條件之中會有一個以上是無法達到本發明的水準。

〔實施例4〕

利用轉爐熔製出表9所示的成分的熔鋼，以連續鑄造法製作成鋼胚料。將這種鋼胚料以表10所示的條件加熱

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 99）

後，進行粗輥軋，以做成薄板用鋼片，接下來，利用以表１０所示的條件實施精製輥軋的熱軋過程而製作出熱軋鋼板。此外，以模擬了熱軋的精製輥軋條件之條件並使用加工變態測定裝置（富士電波工機製）來測定Ａｒ３變態點，並且顯示於表１０。

將這些熱軋鋼板進行酸洗以及以表１０所示的條件冷軋所組成的冷軋過程來製作成冷軋鋼板。接下來，針對於這些冷軋鋼板以表１０所示的條件，利用連續退火爐進行連續退火處理。又，針對於其中的一部份在於冷軋鋼板退火過程之後，隨即又實施調質輥軋。

針對於所製得的鋼板，調查其固熔Ｎ量、微視組織、拉伸特性、ｒ值、變形時效硬化性、時效特性。又，編號Ｎｏ．４、Ｎｏ．１０的鋼板係在表面實施了浸鍍熔融鋅的鍍鋅鋼板，同樣地也是進行各種特性的評價。並且將其調查結果顯示於表１１。

本發明的每一個例子都呈現出優異的延性、特別高的ＢＨ量、ΔＴＳ，而具有優異的變形時效硬化性；和平均ｒ值１．２以上的高ｒ值；和常溫時效係屬非時效性之優異的耐常溫時效性。

又，編號Ｎｏ．４、Ｎｏ．１０的鍍鋅鋼板，因爲受到鍍鋅層的寬度縮小的拘束的影響，其與冷軋鋼板相比較下，雖然平均ｒ值降低０．２；拉伸量Ｅ１降低１％的程度，但是，變形時效硬化性、耐常溫時效特性則是與鍍鋅前的特性幾乎沒有改變。相對於此，在本發明的範圍外的

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 100）

比較例，不是延性惡化，就是ＢＨ量、ΔＴＳ較少，再不然就是時效劣化很明顯，無法具備有全部的目標特性，無法說是具有充分的特性的鋼板。

鋼板Ｎｏ．１１的含Ｃ、Ａｌ、Ｎ、Ｎ／Ａｌ係不在本發明所指定的範圍內，因此，ｒ值、ＢＨ量、ΔＴＳ、耐常溫時效性都較低。又，鋼板Ｎｏ．１２的含Ｂ、Ｎｂ係不在本發明所指定的範圍內，針狀肥粒鐵量係遠低於本發明的範圍，因此，ｒ值、ＢＨ量、ΔＴＳ、耐常溫時效性都較低。又，鋼板Ｎｏ．１３的含Ｂ係不在本發明所指定的較佳範圍內，針狀肥粒鐵量係遠低於本發明的範圍，因此，ｒ值、ＢＨ量、ΔＴＳ、耐常溫時效性都較低。又，鋼板Ｎｏ．１４的含Ｎｂ係不在本發明所指定的範圍內，固熔Ｎ量係遠低於本發明的範圍，因此，變形時效硬化性較低。

又，鋼板Ｎｏ．１５的含Ｎ量係不在本發明所指定的較佳範圍內，固熔Ｎ量很少，因此，變形時效硬化性較低。鋼板Ｎｏ．１７～的Ｎｏ．２０的熱軋條件、冷軋鋼板退火條件都不在本發明的較佳範圍內，其微視組織變成不在本發明的範圍內，ＢＨ量、ΔＴＳ減少，變形時效硬化性降低，耐常溫時效性也劣化。

〔實施例５〕

將表１２所示的組成份的鋼，利用與實施例４同樣的方法製作成鋼胚料。將這種鋼胚料以表１３所示的條件進

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝 訂

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 101）

行加熱、粗輥軋，以做成厚度２５ｍｍ的薄板用鋼片，接下來，利用實施表１３所示的條件的精製輥軋的熱軋過程而製成熱軋鋼板。在於粗輥軋之後，進行精製輥軋時，在於軋機入口側，將位於前後關係的２５ｍｍ厚的薄板用鋼片彼此之間，利用熔融壓接法予以接合在一起，然後進行連續的輥軋。並且在於粗輥軋與精製輥軋之間，採用感應加熱方式的薄板用鋼片邊緣加熱器以及薄板用鋼片加熱器來調整薄板用鋼片的溫度。

針對於所製得的熱軋鋼板，進行酸洗以及利用以表１３所揭示的條件的冷軋所組成的冷軋過程來製作成厚度１．６ｍｍ的冷軋鋼板。接下來，以表１３所示的條件，對於這些冷軋鋼板利用連續退火爐進行連續退火。

針對於所製得的冷軋退火鋼板，與實施例４相同地調查其固熔Ｎ量、微視組織、拉伸特性、ｒ值、變形時效硬化性、時效特性。又，針對於各冷軋鋼板的寬度方向以及長度方向，係各以１０個地方來調查其拉伸特性，以便調查降伏強度、拉伸強度、拉伸量的變動情形。其結果是顯示於表１４。

本發明的各個例子均顯示出具有優異的變形時效硬化性和高ｒ值，即使製造條件有所變動，也顯示出既穩定又很高的ＢＨ量、ΔＴＳ、平均ｒ值。又，確認出本發明的例子係藉由實施連續輥軋以及對於薄板用鋼片在其長度方向、寬度方向上進行溫度調整，而可提高製品鋼板的板厚精度以及形狀精度，減少材質變動至１／２的程度。又，

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 102）

雖然也將調質輥軋的拉伸率在於０．５～２％的範圍內進行改變，以及將平滑化輥軋的拉伸率在於０～１％的範圍內進行改變，但是卻不會降低變形時效硬化性。

〔實施例６〕

將表１５所示的組成份的熔鋼利用轉爐予以熔製，以連續鑄造法製作成鋼胚料。將這種鋼胚料以表１６所示的條件進行加熱（一部份係以熱鋼片的狀態裝入）、粗輥軋，以做成薄板用鋼片，接下來，利用實施表１６所示的條件的精製輥軋的熱軋過程而製成熱軋鋼板。此外，針對於其中一部份在於粗輥軋之後，進行精製輥軋時，在於軋機入口側，將位於前後關係的薄板用鋼片彼此之間，利用熔融壓接法予以接合在一起，然後進行連續的輥軋。

針對於所製得的熱軋鋼板，進行酸洗以及利用以表１６所揭示的條件的冷軋所組成的冷軋過程來製作成冷軋鋼板。接下來，以表１６所示的條件，對於這些冷軋鋼板實施封盒退火以及隨後的連續退火。又，針對於其中一部份，在於冷軋鋼板退火過程之後，又實施調質輥軋。此外，也實施了不含封盒退火的例子。而封盒退火時的退火溫度全部都超過再結晶溫度以上。

針對於所製得的冷軋退火鋼板，調查其固熔Ｎ量、微視組織、拉伸特性、ｒ值測定、變形時效硬化性、時效特性。

又，Ｎｏ．１７、Ｎｏ．１８的鋼板表面係在於表

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 103）

１６中的連續退火之後，又實施了熔融鍍鋅處理而變成鍍鋅鋼板，同樣地也進行各種特性的評價。其結果是顯示於表１７。

從表１７可得知本發明的每一個例子都呈現出優異的延性、和很高的ＢＨ量、ΔＴＳ，而具有優異的變形時效硬化性；和平均ｒ值１．２以上的高ｒ值；和常溫時效係屬非時效性之優異的耐常溫時效性。

又，表１７中所示的鋼板編號Ｎｏ．４、Ｎｏ．１０的鍍鋅鋼板的特性，與同樣的冷軋鋼板相比較下，其特性幾乎沒有差異。相對於此，在本發明的範圍外的比較例，不是延性惡化，就是ＢＨ量、ΔＴＳ較少，再不然就是時效劣化很明顯，無法具備有全部的目標特性，無法說是具有充分的特性的鋼板。

鋼板Ｎｏ．１１的含Ｃ量、含Ｎ量係不在本發明所指定的範圍內，因此，固熔Ｎ量、麻田散鐵量都低於本發明的範圍，因此，ＢＨ量、ΔＴＳ降低，而ΔＹ－Ｅ１卻增加。又，鋼板Ｎｏ．１２的Ａｌ、Ｎ／Ａｌ、Ｎ係不在本發明所指定的範圍內，固熔Ｎ量低於本發明的範圍，肥粒鐵的平均結晶粒徑高於本發明的範圍，因此，ＢＨ量、ΔＴＳ降低，而ΔＹ－Ｅ１卻增加。又，鋼板Ｎｏ．１３的鋼胚料加熱溫度與ＦＤＴ都不在本發明所指定的較佳範圍內，固熔Ｎ量、麻田散鐵量都低於本發明的範圍，肥粒鐵的平均結晶粒徑高於本發明的範圍，因此，ｒ值、ＢＨ量、ΔＴＳ都降低。又，鋼板Ｎｏ．１４的熱軋後的捲取

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 104）

溫度不在本發明所指定的範圍內，固熔Ｎ量低於本發明的範圍，肥粒鐵的平均結晶粒徑高於本發明的範圍，因此，ｒ值、ＢＨ量、ΔＴＳ都降低。

又，鋼板Ｎｏ．１５的連續退火溫度不在本發明所指定的較佳範圍內，不產生麻田散鐵，肥粒鐵的平均結晶粒徑高於本發明的範圍，因此，ＢＨ量、ΔＴＳ降低，而ΔＹ－Ｅ１卻增加。又，鋼板Ｎｏ．１６係未實施封盒退火，所期待的集合組織並未發達，特別是ｒ值下降。又，肥粒鐵的平均結晶粒徑、麻田散鐵的面積率也不在本發明的範圍內。

〔實施例７〕

將表１８所示的組成份的鋼，利用與實施例１同樣的方法製作成鋼胚料。將這種鋼胚料以表１９所示的條件進行加熱、粗輥軋，以做成厚度３０ｍｍ的薄板用鋼片，接下來，利用實施表１９所示的條件的精製輥軋的熱軋過程而製成熱軋鋼板。在於粗輥軋之後，針對於其中一部份進行精製輥軋時，在於軋機入口側，將位於前後關係的３０ｍｍ厚的薄板用鋼片彼此之間，利用熔融壓接法予以接合在一起，然後進行連續的輥軋。並且在於粗輥軋與精製輥軋之間，採用感應加熱方式的薄板用鋼片邊緣加熱器以及薄板用鋼片加熱器來調整薄板用鋼片的溫度。

針對於所製得的熱軋鋼板，進行酸洗以及利用以表１９所揭示的條件的冷軋所組成的冷軋過程來製作成厚度

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 105

１．６ｍｍ的冷軋鋼板。接下來，以表１９所示的條件，對於這些冷軋鋼板進行封盒退火、隨即又利用連續退火爐進行連續退火。又，封盒退火的退火溫度都超過再結晶溫度以上。

針對於所製得的冷軋退火鋼板，與實施例１相同地調查其固熔Ｎ量、微視組織、拉伸特性、ｒ值、變形時效硬化性。又，針對於各冷軋鋼板的寬度方向以及長度方向，係各以１０個地方來調查其拉伸特性，以便調查降伏強度、拉伸強度、拉伸量的變動情形。又，變動情形係以所測定的所有數值中的最大值與最小值的差值，例如：係以δＹＳ＝（ＹＳ的最大值）－（ＹＳ的最小值）來表示。其結果是顯示於表２０。

本發明的各個例子均顯示出具有優異的變形時效硬化性和高ｒ值，即使製造條件有所變動，也顯示出既穩定又很高的ＢＨ量、ΔＴＳ、平均ｒ值。又，確認出本發明的例子係藉由實施連續輥軋以及對於薄板用鋼片在其長度方向、寬度方向上進行溫度調整，而可提高製品鋼板的板厚精度以及形狀精度，減少材質變動情形。

【產業上的可利用性】

根據本發明，係可獲得：在沖壓成型時既可維持優異的塑形性，又可藉由沖壓成型－熱處理有效地提昇拉伸強度之冷軋鋼板。並且可達成：從這種冷軋鋼板以工業方式製造出電鍍鍍鋅鋼板、熔融鍍鋅鋼板及合金化熔融鍍鋅鋼

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（ 106）

板之優異效果。

【圖面之簡單說明】

第１圖係顯示鋼組成分（Ｎ％－１４／９３・Ｎｂ％－１４／２７・Ａｌ％－１４／１１・Ｂ％）與成型後的拉伸強度的上升程度（ΔＴＳ）的關係之圖表。

第２圖係顯示Ｎｂ、Ｂ複合添加鋼中的含Ｂ量與ΔＴＳ的關係之圖表。

第３圖係顯示固熔Ｃ較多的鋼（傳統的鋼）與固熔Ｎ較多的鋼Ａ（本發明的鋼）中，比較兩者之在低溫溫度範圍的成型後熱處理所產生拉伸強度的上升程度的差異之圖表。

第４圖係顯示結晶粒徑ｄ與鋼組成分（Ｎ％－１４／９３・Ｎｂ％－１４／２７・Ａｌ％－１４／１１・Ｂ％）對於常溫時效所導致的拉伸量的降低量（ΔＥ１）與成型後的拉伸強度的上升程度（ΔＴＳ）的影響之圖表。

第５圖係顯示ＴＳ×ｒ值、ＢＨ、ΔＴＳ與Ｎ／（Ａｌ＋Ｎｂ＋Ｂ）的關係之圖表。

第６圖係顯示ＴＳ×ｒ值、ＢＨ、ΔＴＳ與含Ｂ量的關係之圖表。

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（107）

表 1

鋼記号	成分組成 (mass%)									(1)'式*	(2)'式**	備考
	C	N	Si	Mn	B	Al	Nb	P	S			
A	0.0009	0.011	0.01	0.12	0.0009	0.010	0.016	0.009	0.005	0.0023	−0.0001	適合例
B	0.0020	0.015	0.01	0.11	0.0011	0.012	0.035	0.015	0.006	0.0021	−0.0003	〃
C	0.0005	0.009	0.01	0.09	0.0005	0.009	0.010	0.011	0.005	0.0022	−0.0001	〃
D	0.0020	0.021	0.01	0.50	0.0015	0.020	0.035	0.030	0.004	0.0035	−0.0003	〃
E	0.0003	0.010	0.50	0.12	0.0006	0.011	0.099	0.045	0.010	0.0022	−0.0003	〃
F	0.0011	0.030	0.80	0.80	0.0011	0.028	0.025	0.009	0.005	0.0103	−0.0005	〃
G	0.0011	0.018	0.70	0.12	0.0008	0.012	0.018	0.008	0.005	0.0080	−0.0001	〃
H	0.0005	0.020	0.35	0.11	0.0014	0.020	0.025	0.007	0.005	0.0041	−0.0011	〃
I	0.0098	0.002	0.01	0.12	0.0007	0.038	0.055	0.009	0.005	−0.0269	0.0027	比較例
J	0.0022	0.001	0.50	0.12	0.0008	0.012	0.001	0.008	0.005	−0.0064	0.0021	〃
K	0.0260	0.003	0.02	0.25	0.0001	0.035	0.001	0.013	0.007	−0.0154	0.0259	〃
L	0.0027	0.011	0.01	0.12	0.0007	0.014	0.001	0.009	0.005	0.0027	0.0026	〃

*(1)'式:N%-(14/93 · Nb%+14/27 · Al%+14/11 · B%)(0.0015以上爲本發明之適合範圍)

**(2)'式:C%-(0.5 · 12/93 · Nb%)(0以下爲本發明的適合範圍)

（若因填寫本頁而不敷使用，請自行影印續填）

本紙張尺度適用中國國家標準（CNS）A4規格（210×297公釐）

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

表 2

No.	鋼記號	熱軋條件				冷軋過程條件				備考
		鋼胚板加熱溫度（℃）	精製輥軋結束溫度（℃）	精製輥軋後的冷卻條件（s,℃/s）	捲取溫度（℃）	冷軋之輥軋率（%）	昇溫速度（℃/s）	再結晶退火溫度（℃）	是否有合金化熔融鍍鋅處理	
1	A	1150	920	0.39, 58	600	80	15	840	有	適合例
2	B	1100	900	0.32, 53	550	80	15	840	〃	〃
3	C	1130	650 *	0.25, 15	600	80	15	840	無	〃
4	D	1110	900	0.35, 59	400	80	15	840	〃	〃
5	E	1160	920	0.28, 70	650	80	15	840	有	〃
6	F	1150	910	0.39, 65	550	80	15	840	〃	〃
7	G	1150	900	0.36, 58	500	80	15	840	無	〃
8	H	1000	680 *	0.25, 20	500	80	15	840	〃	〃
9	A	1150	920	1.13, 10	600	80	25	840	有	〃
10	E	1160	920	0.67, 15	650	80	25	840	〃	〃
11	I	1140	920	0.35, 57	650	80	15	840	有	比較例
12	J	1000	900	0.68, 7	550	80	15	840	〃	〃
13	K	1150	880	0.38, 61	500	80	15	840	無	〃
14	L	1000	920	1.02, 9	600	80	15	940	〃	〃

* 精製輥軋結束溫度爲低於 Ar_3 變態點。精製輥軋後的冷卻條件是表示冷卻開始時間(s)及冷卻速度(℃/s)。

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

本紙張尺度適用中國國家標準（CNS）A4規格（210×297公釐）

訂

五、發明說明（109）

表 3

No.	鋼記號	製品特性				成型-熱處理後的拉伸強度的變化				備考
		拉伸強度 T.S. (MPa)	r 值	結晶粒徑 (μ m)	△ El (%)	120 ℃ 熱處理後的 T.S. (MPa)	120 ℃ 熱處理後的△ T.S. (MPa)	170 ℃ 熱處理後的 T.S. (MPa)	170 ℃ 熱處理後的△ T.S. (MPa)	
1	A	360	1.8	18	1.6	435	75	455	95	適合例
2	B	365	1.7	12	1.2	460	95	470	105	〃
3	C	355	2.3	19	1.8	420	65	440	85	〃
4	D	390	1.9	14	1.3	480	90	490	100	〃
5	E	430	1.8	18	1.7	520	90	530	100	〃
6	F	460	1.6	18	1.7	575	115	595	135	〃
7	G	430	1.8	13	1.4	540	110	555	125	〃
8	H	390	2.1	19	1.7	490	100	510	120	〃
9	A	352	1.9	22	2.4	414	62	440	88	〃
10	E	417	1.9	23	2.7	489	72	503	86	〃
11	I	370	1.9	18	3.2	420	50	450	80	比較例
12	J	400	1.6	22	2.4	435	35	460	60	〃
13	K	360	1.1	26	3.1	390	30	415	55	〃
14	L	360	1.2	25	4.2	414	54	445	85	〃

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

訂

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（110、

表 4

		熱處理溫度（℃）		
		120	200	300
保持時間（分）	2	82	114	133
	5	86	119	136
	10	91	122	138
	20	95	125	140

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

訂

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（111）

表 5

Ａｌ ％	Ｎ／Ａｌ	Ｔ Ｓ × ｒ 值 ＭＰａ	△Ｔ Ｓ ＭＰａ
０．０２０	０．７５	７７５	５８
０．０３６	０．４２	７６２	５５
０．０４９	０．３１	７５３	４２
０．０７２	０．２１	７２０	２５
０．０８０	０．１９	７１９	１９

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

訂

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

表 6

鋼	C %	Si %	Mn %	P %	S %	N %	Al %	Nb %	Ti %	V %	B %	N/(Al+Nb+Ti+V+B) *	Ar_3 ℃
A	0.0013	0.01	0.15	0.009	0.005	0.0135	0.011	---	---	---	---	1.23	884
B	0.0012	0.50	0.50	0.011	0.004	0.0175	0.010	0.010	---	---	0.0010	0.83	888
C	0.0008	0.01	0.01	0.009	0.003	0.0190	0.009	---	0.015	0.015	0.0010	0.48	896
D	0.0025	0.01	0.09	0.005	0.003	0.0160	0.010	0.010	0.015	---	0.0006	0.45	876
E	0.0016	0.55	0.80	0.04	0.003	0.0195	0.015	0.009	---	0.018	0.0012	0.45	905
F	0.0011	0.75	0.75	0.02	0.002	0.0135	0.008	0.015	---	---	0.0010	0.56	889
G	0.0032	0.01	0.14	0.009	0.003	0.0130	0.045	---	---	---	---	0.29	894
H	0.0019	0.45	0.45	0.04	0.005	0.0140	0.015	0.035	---	---	0.0012	0.27	882

*針對於未添加的 Nb,Ti,V,B,其濃度以「---」來標示。在計算 N/(Al+Nb+Ti+V+B)時,濃度以「0」來計算。

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

本紙張尺度適用中國國家標準（CNS）A4規格（210×297公釐）

五、發明說明（113）

表 7

No.	鋼	熱輥軋							熱軋鋼板退火過程		壓延冷軋	冷軋鋼板再結晶退火		冷卻:至電鍍前爲止的冷卻速度	電鍍		合金化		備考
		粗壓延		精製輥軋			輥軋率	捲取	溫度	工程分批連續	輥軋率	溫度	時間		板溫	浴溫	溫度	保持時間	
		SRT ℃	RDT ℃	FET ℃	潤滑有無	FDT ℃	%	CT ℃	℃		%	℃	s	℃/s	℃	℃	℃	s	
1	A	1150	900	810		660	95	510	790	分批	80.0	860	40	15	470	465	-	-	II
2	B	1150	910	830		660	95	510	840	連續	80.0	860	40	-	-	-	-	-	I
3	C	1140	920	840		680	95	520	800	分批	82.5	870	40	30	465	460	460	25	III
4	D	1180	900	820		650	95	500	830	連續	82.5	850	40	35	470	465	-	-	II
5	E	1190	930	850		690	95	530	810	分批	80.0	880	40	25	465	460	460	23	III
6	F	1160	920	840		670	95	530	810	分批	82.5	880	40	-	-	-	-	-	I
7	G	1120	910	820		670	95	520	800	分批	80.0	870	40	50	480	470	-	-	II
8	H	1100	900	810		650	95	500	790	分批	80.0	860	40	15	465	470	470	20	III
9	A	1080	900	810		660	95	500	790	分批	82.5	860	40	15	470	465	-	-	II
10	B	1140	910	820		670	65	520	790	分批	82.5	860	40	1	470	460	460	20	III
11	C	1250	1150	1070		910	95	750	850	連續	80.0	870	40	30	465	460	460	25	III
12	D	1170	900	810		660	95	510	未處理		80.0	850	40	-	-	-	-	-	I

SRT=鋼胚板加熱溫度, RDT=粗輥軋出口側溫度, FET=精製輥軋入口側溫度, FDT=精製輥軋出口側溫度, CT=捲取溫度

I=冷軋鋼板, II =熔融鍍鋅鋼板, III=合金化熔融鍍鋅鋼板

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

本紙張尺度適用中國國家標準（CNS）A4規格（210×297公釐）

五、發明說明（ 114）

表 8

No.	鋼	固熔 N %	變形時效處理前的拉伸特性					變形時效硬化性		備考
			YS MPa	TS MPa	El %	r 值	TSxr 值 MPa	BH MPa	34TS MPa	
1	A	0.0069	225	321	53	2.4	770	122	75	實施例
2	B	0.0089	274	391	43	2.3	899	183	93	實施例
3	C	0.0054	221	316	54	2.8	885	96	72	實施例
4	D	0.0049	221	316	54	2.8	885	90	66	實施例
5	E	0.0050	304	435	39	2.0	870	80	63	實施例
6	F	0.0088	304	434	39	2.1	911	133	87	實施例
7	G	0.0000	224	320	53	2.8	896	3	0	比較例
8	H	0.0000	284	405	42	2.1	851	2	0	比較例
9	A	0.0070	215	311	50	2.3	715	152	83	比較例
10	B	0.0082	274	391	43	1.9	743	143	94	比較例
11	C	0.0035	236	331	51	2.0	662	93	48	比較例
12	D	0.0041	241	336	51	2.1	706	85	49	比較例

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

表 9

鋼 No.	化學成分（質量%）											
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	N／Al	Nb	12/93 Nb	B	其他
A	0.0025	0.15	0.85	0.050	0.002	0.005	0.0120	2.40	0.0040	0.0005	0.0015	—
B	0.0050	0.51	1.20	0.004	0.001	0.008	0.0150	1.88	0.0070	0.0009	0.0009	—
C	0.0024	0.15	0.35	0.040	0.001	0.004	0.0120	3.00	0.0050	0.0006	0.0015	—
D	0.0150	0.15	0.88	0.010	0.002	0.010	0.0100	1.00	0.0102	0.0013	0.0012	—
E	0.0023	0.01	1.40	0.005	0.002	0.011	0.0120	1.09	0.0070	0.0009	0.0010	—
F	0.0023	0.05	1.35	0.045	0.001	0.007	0.0120	1.71	0.0080	0.0010	0.0020	Mo:0.15
G	0.0025	0.15	1.25	0.007	0.001	0.004	0.0110	2.75	0.0070	0.0009	0.0015	Ti:0.013
H	0.0025	0.25	1.25	0.008	0.001	0.011	0.0140	1.27	0.0060	0.0008	0.0014	Cu:0.50, Ni:0.20
I	0.0024	0.15	1.25	0.005	0.003	0.011	0.0150	1.36	0.0089	0.0010	0.0018	Ni:0.05, V:0.02
J	0.022	0.15	1.21	0.008	0.002	0.005	0.0120	2.40	0.0076	0.0011	0.0020	Cu:0.10, Ni:0.05
K	0.070	0.25	1.50	0.015	0.003	0.055	0.0040	0.07	0.0090	0.0012	0.0021	—
L	0.0025	0.15	0.85	0.050	0.002	0.005	0.0120	2.40	0.0001	0.0000	＜0.0001	—
M	0.0025	0.15	0.85	0.050	0.002	0.005	0.0120	2.40	0.0050	0.0006	＜0.0001	—
O	0.0025	0.17	0.81	0.008	0.001	0.007	0.0120	1.71	0.110	0.0142	0.0015	—
P	0.0026	0.17	0.82	0.007	0.001	0.007	0.0400	5.71	0.0070	0.0009	0.0017	—
Q	0.0025	0.18	0.81	0.008	0.001	0.007	0.0120	1.71	0.0080	0.0010	0.0022	Ca:0.0035

本紙張尺度適用中國國家標準（CNS）A4規格（210×297公釐）

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

訂

五、發明說明（116）

表 10

鋼板No.	鋼No.	熱軋過程							冷軋過程		α-γ共存溫度範圍	冷軋鋼板退火過程 連續退火				調質軋軋		備考
		鋼胚加熱溫度 SRT ℃	粗軋板用薄鋼片厚度 mm	表皮鋼片是否有用接合	精製軋軋 Ar3變態點 ℃	精製軋軋 出口側溫度 FDT ℃	熱軋板厚 mm	捲取溫度 CT ℃	冷軋軋率 %	冷軋鋼板厚 mm		退火溫度 ℃	保持時間 s	冷卻速度 ℃/s	冷卻停止溫度 ℃	種類	伸展率 %	
1	A	1210	28	無	873	900	4.0	550	83	0.70	860~950	880	35	30	350	去皮輥軋	0.5	本發明例
2	B	1230	28	無	837	900	4.0	530	81	0.75	835~935	870	30	35	350	去皮輥軋	0.5	本發明例
3	C	1220	28	無	908	910	4.0	550	83	0.70	865~955	885	25	25	350	去皮輥軋	0.5	本發明例
4	D	1180	28	無	851	890	4.0	530	83	0.70	845~922	885	40	45	350	-	-	本發明例
5	E	1190	28	無	801	890	4.0	520	83	0.70	825~906	875	25	40	450	平滑化處 理	0.5	本發明例
6	F	1180	25	無	827	890	4.5	500	78	1.00	855~930	885	30	35	450	去皮輥軋+平滑化處 理	0.5	本發明例
7	G	1180	25	無	820	890	6.0	570	80	1.20	835~918	875	45	30	450	去皮輥軋+平滑化處 理	0.7	本發明例
8	H	1180	25	無	824	890	4.0	610	80	0.80	835~923	880	25	45	450	去皮輥軋+平滑化處 理	0.7	本發明例
9	I	1190	28	無	819	890	4.0	550	84	0.65	830~915	865	25	30	300	去皮輥軋+平滑化處 理	0.7	本發明例
10	J	1210	28	無	823	870	4.0	450	83	0.70	830~910	870	25	30	300	去皮輥軋+平滑化處 理	0.7	本發明例
11	K	1200	28	無	808	880	4.0	520	83	0.70	755~895	870	25	30	300	去皮輥軋+平滑化處 理	0.5	比較例
12	L	1200	28	無	873	900	4.0	550	83	0.70	860~950	880	35	30	300	去皮輥軋+平滑化處 理	0.5	比較例
13	M	1200	25	無	873	900	4.0	550	83	0.70	860~950	880	35	30	300	去皮輥軋+平滑化處 理	0.5	比較例
14	O	1210	25	無	856	890	4.0	520	83	0.70	850~940	890	30	35	300	去皮輥軋+平滑化處 理	0.5	比較例
15	P	1240	25	無	854	880	4.0	520	83	0.70	850~940	890	30	35	300	去皮輥軋	0.7	比較例
16	Q	1220	25	無	856	900	4.0	530	83	0.70	850~940	880	30	35	300	去皮輥軋	0.7	本發明例
17	A	950	25	無	870	750	4.0	540	83	0.70	855~950	880	30	30	300	去皮輥軋	0.7	比較例
18	A	1200	28	無	873	900	4.0	780	83	0.70	865~950	870	35	35	300	去皮輥軋	0.7	比較例
19	A	1190	28	無	873	905	4.0	540	83	0.70	860~950	820	25	40	300	去皮輥軋	0.7	比較例
20	A	1190	28	無	873	890	4.0	550	83	0.70	860~950	870	30	5	300	去皮輥軋	0.7	比較例

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（117）

表 11

鋼板 No.	鋼 No.	鋼板組織			製品板特性				變形時效硬化性		耐時效性	備考
		肥粒鐵		第2相	拉伸特性				BH量	△TS	△Y-El	
		面積率 %	粒徑 μm	AF 面積率 %	YS MPa	TS MPa	El %	平均 r值	MPa	MPa	%	
1	A	0.0090	92	7	8	315	448	38	1.8	75	0.0	本發明例
2	B	0.0100	95	8	5	355	510	34	1.7	80	0.0	本發明例
3	C	0.0085	92	7	8	295	420	41	1.8	75	0.0	本發明例
4	D	0.0095	92	6	8	334	475	36	1.4	80	0.0	本發明例**
5	E	0.0100	93	7	7	325	465	37	1.7	75	0.0	本發明例
6	F	0.0105	90	7	10	385	550	35	1.5	75	0.0	本發明例
7	G	0.0105	88	6	12	315	455	39	1.8	72	0.0	本發明例
8	H	0.0095	92	10	8	325	460	37	1.8	75	0.0	本發明例
9	I	0.0090	90	5	10	320	465	37	1.8	85	0.0	本發明例
10	J	0.0105	88	5	12	420	595	29	1.4	85	0.0	本發明例**
11	K	0.0002	75	7	25	370	454	25	1.1	34	1.5	比較例
12	L	0.0080	98	15	2	290	420	35	1.3	10	1.5	比較例
13	M	0.0085	97	8	3	290	410	33	1.2	7	1.0	比較例
14	O	0.0003	98	6	2	320	455	33	1.1	15	0.8	比較例
15	P	0.0190	95	7	5	310	440	37	1.6	70	2.8	比較例
16	Q	0.0098	92	7	8	315	450	39	1.7	70	0	本發明例
17	A	0.0009	98	22	2	275	420	33	1.1	15	0.5	比較例
18		0.0040	95	25	5	275	410	34	1.3	10	0.5	比較例
19		0.0050	100	12	0	270	380	33	1.3	12	0.8	比較例
20		0.0030	99	22	1	265	385	31	1.3	10	0.9	比較例

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

訂

五、發明說明（118、

表 12

鋼 No.	化學成分（質量%） C	Si	Mn	P	S	Al	N	N/Al	Nb	12/93 Nb	B	其他
N	0.0085	0.005	0.55	0.009	0.005	0.015	0.0126	0.84	0.008	0.0010	0.0015	-

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

訂

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

表 13

鋼板 No.	鋼 No.	熱軋過程							冷軋過程		α-γ 共存溫度範圍	冷軋鋼板退火過程				調質輥軋		備考
		鋼胚板加熱溫度 SRT ℃	粗輥軋薄板用鋼片厚度 mm	薄皮用鋼片是否有接合	精製輥軋 Ar3變態點 ℃	精製輥軋出口側溫度 FDT ℃	精製輥軋熱軋板板厚 mm	捲取捲取溫度 CT ℃	冷軋輥軋率 %	冷軋鋼板板厚 mm	℃	連續退火 退火溫度 ℃	連續退火 保持時間 s	連續退火 冷卻速度 ℃/s	連續退火 冷卻停止溫度 ℃	種類	伸展率 %	
2-1	N	120	25	有*	870	890	4.5	570	69	1.4	840~900	880	30	45	300	去皮輥軋	0.5	本發明例
2-2		1230	25	有*	870	890	4.5	560	69	1.4	840~900	880	35	45	310	去皮輥軋	0.5	本發明例
2-3		1240	25	有**	870	890	4.5	560	69	1.4	840~900	880	30	45	310	去皮輥軋	0.5	本發明例

*)實施潤滑輥軋

**)實施潤滑輥軋，使用薄板用鋼片加熱器，邊緣加熱器

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

本紙張尺度適用中國國家標準（CNS）A4規格（210×297公釐）

五、發明說明（120）

表 14

鋼板No.	鋼No.	鋼板固熔N量 質量%	鋼板組織			製品板特性				製品板特性			變形時效硬化性		耐時效性	備考
			肥粒鐵		第2相	拉伸特性				拉伸特性之偏差分布			BH量	△TS	△Y-El	
			面積率 %	粒徑 μm	AF面積率 %	YS MPa	TS MPa	El %	平均r值	δ YS MPa	δ TS MPa	δ El %	MPa	MPa	%	
2-1	N	0.0120	91	7	9	315	445	37	1.6	10	10	5	15	15	0	本發明例
2-2	N	0.0120	91	7	9	319	447	37	1.6	5	5	2	7	6	0	本發明例
2-3	N	0.0125	92	7	8	318	450	38	1.5	3	5	1	8	5	0	本發明例

*) δ YS, δ TS, δ El:=（最大值-最小值）

**) AF:針狀肥粒鐵，M:麻田散鐵，B:變韌鐵，P:波來鐵

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

訂

本紙張尺度適用中國國家標準（CNS）A4規格（210×297公釐）-123-

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

表１５

鋼No	化學成分（質量%）									變態點（℃）	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	N／Al	その他	Ac₁	Ac₃
A	0.050	0.01	0.55	0.040	0.001	0.004	0.0120	3.00	—	735	858
B	0.080	0.02	0.30	0.060	0.001	0.008	0.0153	1.91	—	749	866
C	0.070	0.15	0.45	0.040	0.001	0.002	0.0118	5.90	REM:0.0015	740	862
D	0.055	0.15	0.88	0.050	0.002	0.006	0.0095	1.58	Ca:0.0020	739	863
E	0.030	0.01	1.40	0.005	0.002	0.011	0.0120	1.09	Ca:0.0025, REM:0.0020	706	832
F	0.050	0.05	0.55	0.045	0.001	0.007	0.0123	1.76	Mo:0.02	739	862
G	0.065	0.02	0.75	0.045	0.001	0.004	0.0114	2.85	Ti:0.013, B:0.0005	735	855
H	0.050	0.01	0.85	0.008	0.001	0.008	0.0138	1.73	Cu:0.50, Ni:0.20, Cr:0.20	717	834
I	0.040	0.01	0.55	0.005	0.003	0.011	0.0151	1.37	Ni:0.05, V:0.02	717	842
J	0.120	0.15	0.95	0.008	0.002	0.005	0.0118	2.36	Cu:0.10, Ni:0.05, Nb:0.007	719	830
K	0.010	0.25	0.96	0.015	0.003	0.002	0.0042	2.10	—	723	857
L	0.080	0.15	0.85	0.050	0.002	0.045	0.0040	0.09	—	739	859

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

五、發明說明（122）

表16

鋼板No.	鋼No.	熱軋過程								冷軋過程		冷軋鋼板退火過程						調質輥軋
		鋼胚板加熱溫度 SRT ℃	粗延薄鋼板用厚度 mm	薄皮鋼片是否有接合	精製輥軋 出口側溫度 FDT ℃	精製輥軋 熱軋板板厚 mm	圧延後冷却 開始時間 Δt s	圧延後冷却 冷却速度 V ℃/s	捲取 捲取溫度 CT ℃	冷軋輥軋率 %	冷軋鋼板板厚 mm	箱退火 退火溫度 ℃	連續退火 退火溫度 ℃	連續退火 保持時間 s	連續退火 冷却速度 ℃/s	連續退火 冷却停止溫度 ℃	過時效 350℃以上的溫度域的滯留時間** s	伸展率 %
1	A	1210	30	無	850	4.0	0.2	50	550	83	0.70	700	790	40	45	270	—	0.2
2	B	1230	30	無	870	4.0	0.2	50	530	81	0.75	680	780	30	50	270	—	0.2
3	C	1220	30	無	840	4.0	0.1	50	550	83	0.70	700	800	30	55	270	—	0.2
4	D	1180	30	無	850	4.0	0.5	50	530	83	0.70	690	800	45	45	250	—	0.2
5	E	1190	30	無	850	4.0	0.2	45	520	83	0.70	720	770	25	45	200	—	0.5
6	F	1180***	35	無	864	4.5	0.2	45	500	78	1.00	700	780	35	55	200	—	—
7	G	1180	35	無	860	6.0	1.2	45	570	80	1.20	700	830	50	60	300	—	0.5
8	H	1180	35	無	830	4.0	0.3	45	610	80	0.80	700	810	25	50	400	50	0.5
9	I	1190	30	有	840	4.0*	0.3	45	550	84	0.65	700	790	25	45	250	—	0.5
10	J	1210	30	無	840	4.0	0.3	50	450	83	0.70	700	770	25	30	250	—	0.5
11	K	1200	30	無	850	4.0	0.3	50	520	83	0.70	700	800	25	30	250	—	0.5
12	L	1200	30	無	880	4.0	0.2	50	550	83	0.70	700	790	35	30	270	—	0.7
13	A	950	35	無	750	4.0	0.5	50	540	83	0.70	700	800	30	30	270	—	0.7
14	A	1200	35	無	880	4.0	0.3	50	780	83	0.70	700	830	35	35	250	—	0.7
15	A	1190	35	無	870	4.0	0.2	50	540	83	0.70	700	680	25	40	250	—	0.5
16	A	1200	35	無	880	4.0	0.2	50	550	83	0.70	—	820	29	35	250	—	0.5
17	B	1190	30	無	840	4.0	0.3	50	520	83	0.70	710	780	35	70	450	—	****
18	G	1180	30	無	850	4.0	0.3	50	520	83	0.70	720	780	40	60	450	—	****

*) 實施潤滑輥軋

**) 在低於冷卻停止溫度且高於350℃以上的滯留時間

***) 溫片裝入

****) 在熔融鍍鋅之後，實施伸展率爲0.5%的調質輥軋

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

本紙張尺度適用中國國家標準（CNS）A4規格（210×297公釐）

表１７

鋼板No.	鋼No.	鋼板固熔N量	鋼板組織				製品板特性				變形時效硬化性		耐時效性	備考
			肥粒鐵		第２相		引張特性				BH量	ΔTS	ΔY－El	
		質量%	面積率 %	粒徑 μm	M面積率 %	其他の相：種類	YS MPa	TS MPa	El %	平均r值	MPa	MPa	%	
1	A	0.0075	86	7	12	B	290	550	35	1.6	80	80	0.0	本発明例
2	B	0.0055	92	8	7	P	295	556	35	1.5	90	85	0.0	本発明例
3	C	0.0055	90	7	10	—	285	555	34	1.6	85	75	0.0	本発明例
4	D	0.0075	89	6	10	B	295	565	34	1.6	95	80	0.0	本発明例
5	E	0.0110	91	7	9	—	315	605	33	1.7	85	75	0.0	本発明例
6	F	0.0110	90	7	10	—	309	595	35	1.6	100	75	0.0	本発明例
7	G	0.0095	85	6	14	B	314	605	35	1.6	85	70	0.0	本発明例
8	H	0.0078	87	10	12	B	318	615	33	1.6	96	75	0.0	本発明例
9	I	0.0086	86	5	12	P	276	525	37	1.5	90	80	0.0	本発明例
10	J	0.0095	84	5	15	P	324	620	33	1.5	102	90	0.0	本発明例
11	K	0.0003	98	7	1	P	235	355	38	1.4	45	34	1.5	比較例
12	L	0.0005	93	15	7	—	241	370	39	1.3	15	10	1.5	比較例
13	A	0.0009	98	22	0.5	P	285	430	32	1.1	0	15	0.5	比較例
14	A	0.0009	95	25	5	—	285	445	32	1.2	30	10	0.5	比較例
15	A	0.0010	100	12	0	—	315	480	34	1.4	25	12	0.8	比較例
16	A	0.0020	99	22	1	—	350	545	25	1.0	20	10	0.9	比較例
17	B	0.0060	92	8	7	P	297	555	35	1.5	92	85	0	本発明例
18	G	0.0055	92	8	7	P	296	557	34	1.5	90	85	0	本発明例

M:麻田散鐵，B:變韌鐵，P:波來鐵

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

五、發明說明（124）

表 18

鋼 No.	化學成分（質量 %）								變態點（℃）	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	其他	Ac_1	Ac_3
M	0.052	0.01	0.60	0.35	0.001	0.002	0.0125	-	735	855

N/Al 6.25

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

訂

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

表19

鋼板No.	鋼No.	熱軋過程								冷軋過程			冷軋鋼板退火過程						調質輥軋	備考
		鋼胚板加熱溫度 SRT ℃	粗輥軋薄板用鋼片厚度 mm	薄皮用鋼片是否有接合	精製輥軋 出口側溫度 FDT ℃	精製輥軋 熱軋板板厚 mm	圧延後冷却 開始時間 Δt s	圧延後冷却 冷却速度 V ℃/s	捲取 捲取温度 CT ℃	冷軋輥軋率 %	冷軋鋼板板厚 mm	箱燒鈍 燒鈍温度 ℃	連續退火 燒鈍温度 ℃	連續退火 保持時間 s	連續退火 冷却速度 ℃/s	連續退火 冷却停止温度 ℃	過時效 350℃以上の温度域の滯留時間 s	伸展率 %	
2-1	M	1180	30	無	850	4.5	0.3	45	540	64	1.6	700	790	40	45	270	—	0.2	本發明例
2-2		1200	30	有*	850	4.5	0.3	45	540	64	1.6	700	790	40	45	270	—	0.2	本發明例
2-3		1190	30	有**	855	4.5	0.3	45	540	64	1.6	700	790	40	45	270	—	0.2	本發明例

*)實施潤滑輥軋

**)實施潤滑輥軋,使用薄板用鋼片加熱器，邊緣加熱器

本紙張尺度適用中國國家標準（CNS）A4規格（210×297公釐）-128-

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

訂 裝

五、發明說明（126）

表２０

鋼板No.	鋼No.	鋼板固熔N量	鋼板組織				製品板特性				製品板板特性			變形時效硬化性		耐時效性	備考
			肥粒鐵		第２相		拉伸特性				拉伸特性之偏差分布			BH量	ΔTS	ΔY-El	
			面積率	粒徑	M面積率	其他の相：種類**	YS	TS	El	平均r值	δYS	δTS	δEl				
		質量%	%	μm	%		MPa	MPa	%		MPa	MPa	%	MPa	MPa	%	
2-1	M	0.0075	85	7	12	B	295	551	35	1.6	25	15	2	80	80	0	本發明例
2-2	M	0.0075	85	7	12	B	295	552	35	1.6	20	10	1	80	80	0	本發明例
2-3	M	0.0075	85	7	12	B	292	553	35	1.6	15	8	1	80	80	0	本發明例

*）　δYS, δTS, δEl: =（最大值－最小值）

**）M:麻田散鐵，B:變韌鐵，P:波來鐵

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

A5
B5

四、中文發明摘要（發明之名稱：　　）

具優異的變形時效硬化性之冷軋鋼板及鍍鋅鋼板及其製造方法

本發明之目的係在於提供：在沖壓成型時既可維持優異的塑形性，又可藉由沖壓成型－熱處理有效地提昇拉伸強度之冷軋鋼板及合金化融熔鍍鋅鋼板。具體的手段爲：將鋼的組成分調整爲：具有：以質量％換算時，由包含：Ｃ：０．０１％以下；Ｓｉ：０．００５～１．０％；Ｍｎ：０．０１～１．０％；Ｎｂ：０．００５～０．０５０％；Ａｌ：０．００５～０．０３０％；Ｎ：０．００５～０．０４０％；Ｂ：０．０００５～０．００１５％；Ｐ：０．０５％以下；Ｓ：０．０１％以下；

且在上述組成分之外，又在於符合下列數式（１）、（２）所界定的範圍內，含有：

Ｎ％≧０．００１５＋１４／９３・Ｎｂ％＋１４／２７・Ａｌ％＋１４／１１・Ｂ％……（１）式；

Ｃ％≦（１２／９３）・Ｎｂ％……（２）式，

其餘部分則是實質上Ｆｅ的組成分。

英文發明摘要（發明之名稱：　　）

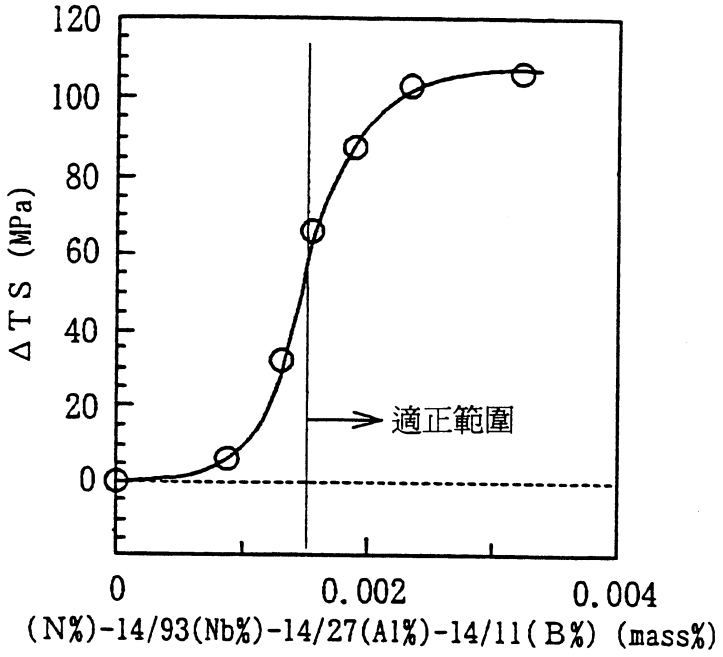
（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁各欄）

裝　訂　線

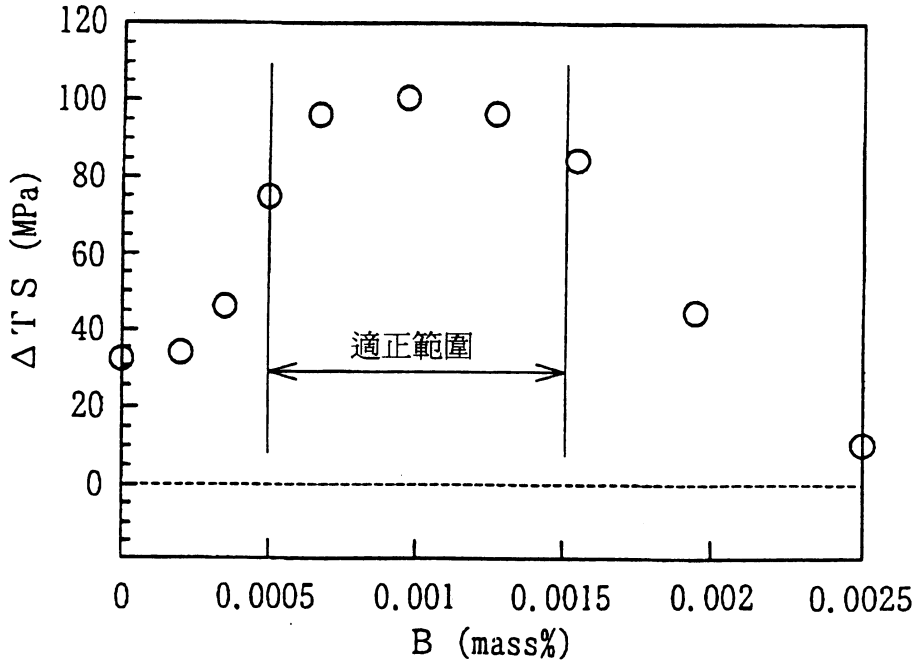
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

公告本

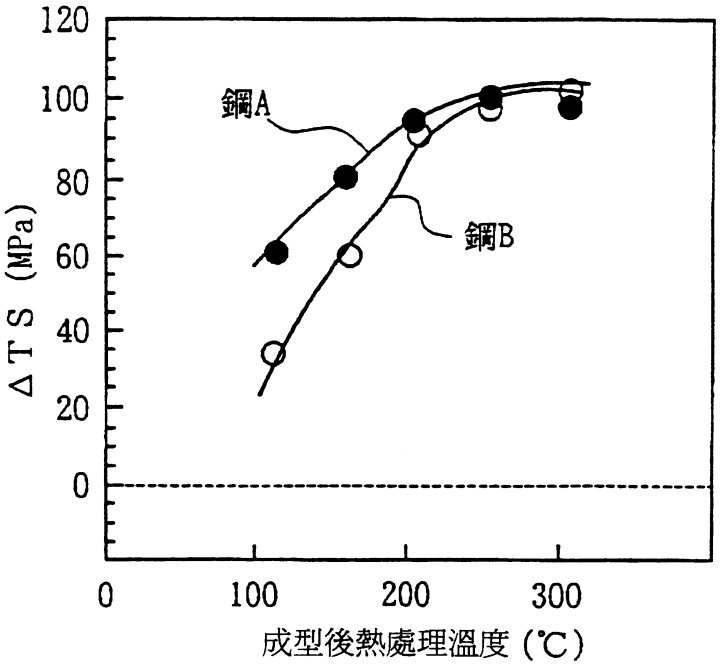
第 1 圖


120
100
80
60
40
20
0
ΔTS (MPa)
適正範圍
0
0.002
0.004
(N%)-14/93(Nb%)-14/27(Al%)-14/11(B%) (mass%)

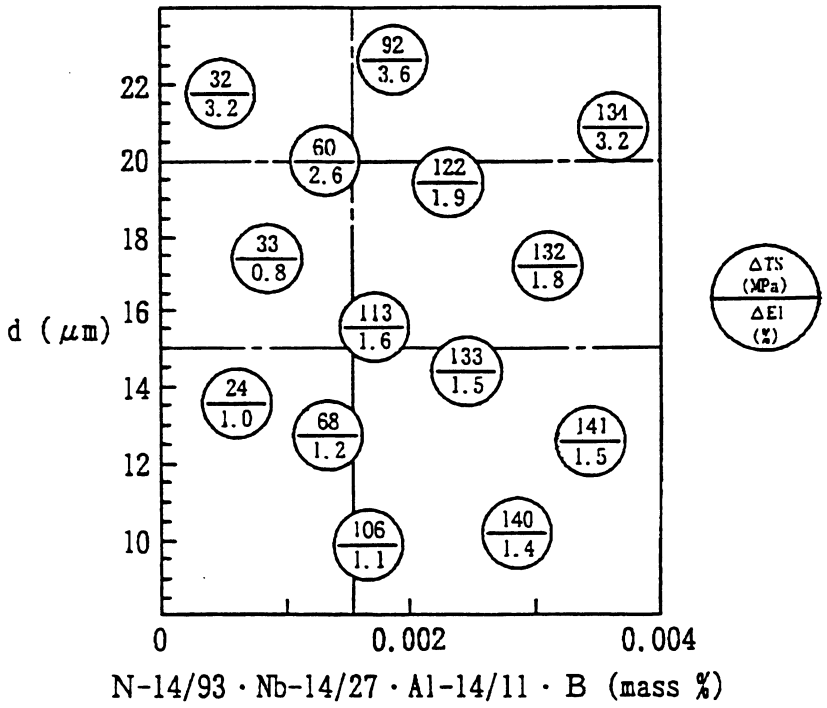
第 2 圖


120
100
80
60
40
20
0
ΔTS (MPa)
適正範圍
0
0.0005
0.001
0.0015
0.002
0.0025
B (mass%)

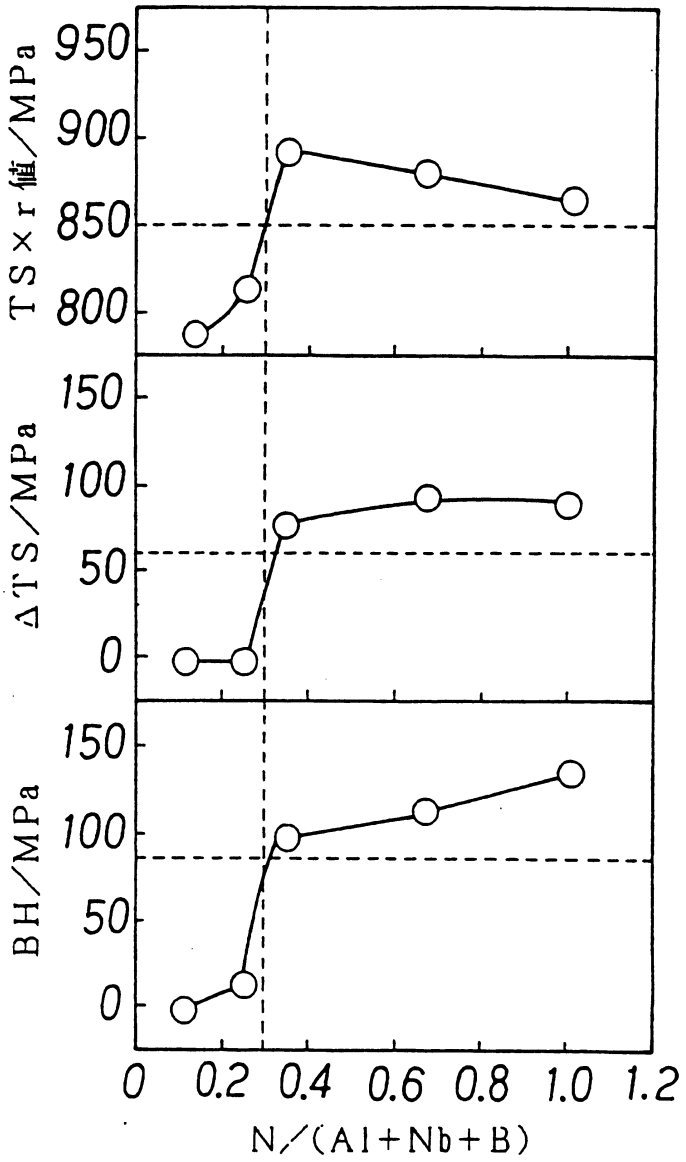
第 3 圖

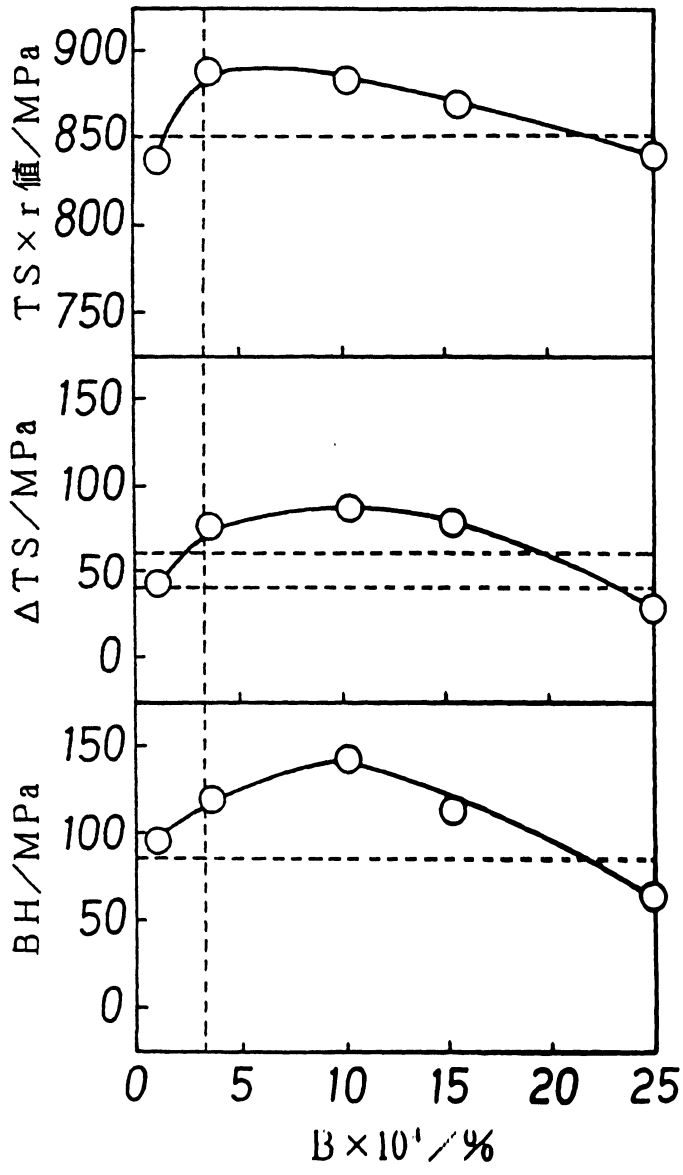

120
100
80
60
40
20
0
ΔTS (MPa)
鋼A
鋼B
0
100
200
300
成型後熱處理溫度 (℃)

第 4 圖


22
20
18
16
14
12
10
d (μm)
92 / 3.6
32 / 3.2
134 / 3.2
60 / 2.6
122 / 1.9
33 / 0.8
132 / 1.8
113 / 1.6
133 / 1.5
24 / 1.0
68 / 1.2
141 / 1.5
106 / 1.1
140 / 1.4
ΔTS (MPa) / ΔEl (%)
0
0.002
0.004
N-14/93 · Nb-14/27 · Al-14/11 · B (mass %)

第 5 圖


TS×r値/MPa
950
900
850
800
ΔTS/MPa
150
100
50
0
BH/MPa
150
100
50
0
0
0.2
0.4
0.6
0.8
1.0
1.2
N/(Al+Nb+B)


TS×r値/MPa
900
850
800
750
ΔTS/MPa
150
100
50
0
BH/MPa
150
100
50
0
0
5
10
15
20
25
B×10⁴/%

第6圖

告本

申請日期	90 年 2 月 14 日
案號	90103293
類別	C22C 38/00, C21D 9/46

（以上各欄由本局填註）

A4
C4 92年9月5日 修正 補充

發明 新型 專利說明書 565621

一、發明 新型 名稱	中文	具優異的變形時效硬化性之冷軋鋼板及鍍鋅鋼板及其製造方法
	英文	COLD-ROLLED STEEL SHEET AND GALVANIZED STEEL SHEET HAVING STRAIN AGE HARDENABILITY AND METHOD OF PRODUCING THE SAME
二、發明 創作 人	姓名	(1) 上力 (2) 登坂章男 (3) 山崎琢也
	國籍	(1) 日本國
	住、居所	(1) 日本國千葉縣千葉市中央區川崎町一番地 川崎製鉄株式会社 技術研究所内 (2) 日本國千葉縣千葉市中央區川崎町一番地 川崎製鉄株式会社 千葉製鉄所内 (3) 日本國千葉縣千葉市中央區川崎町一番地 川崎製鉄株式会社 技術研究所内
三、申請人	姓名（名稱）	(1) ＪＦＥ鋼鐵股份有限公司 ＪＦＥスチール株式会社
	國籍	(1) 日本
	住、居所（事務所）	(1) 日本國東京都千代田區内幸町二丁目二番三號
	代表人姓名	(1) 數土文夫

裝 訂 線

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

公告本

A8
B8
C8
D8

六、申請專利範圍 1

第90103293號專利申請案

中文申請專利範圍修正本

民國92年9月16日修正

1、一種具優異的變形時效硬化性之冷軋鋼板，其特徵爲：

具有：以質量%換算時，由包含：

C：0.0001%以上，0.15%以下；

Si：0.005%以上，1.0%以下；

Mn：0.01%以上，2.0%以下；

P：0.001%以上，0.1%以下；

S：0.0001%以上，0.02%以下；

Al：0.005%以上，0.030%以下；

N：0.0050%以上，0.0400%以下；

且N／Al超過0.30以上，固熔狀態的N超過0.0010%以上，並且，以質量%換算時，又包含有下列的a群～d群的其中一群或兩群以上，

a群係：Cu、Ni、Cr、Mo之中的一種或兩種以上，合計0.005%以上，1.0%以下；

b群係：Nb、Ti、V之中的一種或兩種以上，合計0.005%以上，0.1%以下；

c群係：B：0.0001%以上，0.0030%以下；

d群係：Ca、REM之中的一種或兩種合計0.0010%以上，0.010%以下，其餘爲Fe以

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝 訂 線

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

六、申請專利範圍 2

及不可避免的雜質所構成的組成分。

2、一種具優異的變形時效硬化性之冷軋鋼板，其特徵爲：

具有：以質量%換算時，由包含：

C：0.005%以上，0.01%以下；

Si：0.005%以上，1.0%以下；

Mn：0.01%以上，1.5%以下；

P：0.001%以上，0.1%以下；

S：0.0001%以上，0.01%以下；

Al：0.005%以上，0.030%以下；

N：0.005%以上，0.040%以下；

且N／Al超過0.30以上，固熔狀態的N超過0.0010%以上，其餘爲Fe以及不可避免的雜質所構成的組成分，並且，以質量%換算時，又包含有下列的a群～d群的其中一群或兩群以上，

a群係：Cu、Ni、Cr、Mo之中的一種或兩種以上，合計0.005%以上，1.0%以下；

b群係：Nb、Ti、V之中的一種或兩種以上，合計0.005%以上，0.1%以下；

c群係：B：0.0001%以上，0.0030%以下；

d群係：Ca、REM之中的一種或兩種合計0.0010%以上，0.010%以下。

3、如申請專利範圍第2項之冷軋鋼板，其中係在上

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝 訂 線

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

六、申請專利範圍 3

述組成分之外，又在於符合下列數式（１）、（２）所界定的範圍內，含有：以質量％換算時，

Ｂ：０．０００１％以上，０．００３０％以下；

Ｎｂ：０．００５％以上，０．０５０％以下，

Ｎ％≧０．００１５＋１４／９３・Ｎｂ％＋１４／２７・Ａｌ％＋１４／１１・Ｂ％……（１）式；

Ｃ％≦０．５・（１２／９３）・Ｎｂ％……（２）式，

其餘部分則是實質上Ｆｅ的組成分。

４、如申請專利範圍第１、２或３項之冷軋鋼板，其中鋼板的結晶粒徑係小於２０μｍ。

５、如申請專利範圍第１、２或３項之冷軋鋼板，其中在於熱處理溫度爲１２０～２００℃的低溫域中，進行成型後的強度提昇量係超過６０ＭＰａ以上。

６、一種具優異的變形時效硬化性之鍍鋅鋼板，係在於如申請專利範圍第１、２或３項之冷軋鋼板的表面上，具有：電鍍鍍鋅層、熔融鍍鋅層以及合金化熔融鍍鋅層。

７、一種具優異的變形時效硬化性之冷軋鋼板之製造方法，其特徵爲：

係將具有：以質量％換算時，由包含：

Ｃ：０．００５％以上，０．０１％以下；

Ｓｉ：０．００５％以上，１．０％以下；

Ｍｎ：０．０１％以上，１．５％以下；

Ｐ：０．００１％以上，０．１％以下；

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝 訂 線

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

六、申請專利範圍 4

S：0.0001%以上，0.01%以下；

Al：0.005%以上，0.030%以下；

N：0.005%以上，0.040%以下；

且N／Al超過0.30以上，又在於符合下列數式（1）、（2）所界定的範圍內，含有：以質量%換算時，

B：0.0001%以上，0.0030%以下；

Nb：0.005%以上，0.050%以下，

N%≧0.0015+14／93・Nb%+14／27・Al%+14／11・B%……（1）式；

C%≦0.5・（12／93）・Nb%……（2）式，其餘部分實質上是Fe的組成分的鋼片，進行熱軋，並在於精製輥軋結束之後，隨即開始進行冷卻，並以400～800℃的捲取溫度進行捲取，然後，以60～95%的輥軋率實施冷軋之後，再以650～900℃的溫度進行再結晶退火處理。

8、如申請專利範圍第7項之冷軋鋼板之製造方法，其中在上述再結晶退火處理的昇溫過程中，從500℃至再結晶溫度爲止的溫度範圍內，係以1～20℃／秒的速度進行昇溫。

9、如申請專利範圍第7或8項之冷軋鋼板之製造方法，其中在於上述再結晶退火處理之後，進行熔融鍍鋅處理，接下來，再實施加熱合金化處理。

10、一種具優異的變形時效硬化性之深衝用冷軋鋼

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
線

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

六、申請專利範圍 5

板，其特徵爲：

具有：以質量%換算時，由包含：

C：0.005%以上，0.01%以下；

Si：0.005%以上，1.0%以下；

Mn：0.01%以上，1.5%以下；

P：0.001%以上，0.1%以下；

S：0.0001%以上，0.01%以下；

Al：0.005%以上，0.030%以下；

N：0.005%以上，0.040%以下；

且N／Al超過0.30以上，固熔狀態的N超過0.0010%以上，又在於符合下列數式（1）、（2）所界定的範圍內，含有：以質量%換算時，

B：0.0001～0.0030%；

Nb：0.005～0.050%，

N%≧0.0015＋14／93・Nb%＋14／27・Al%＋14／11・B%……（1）式；

C%≦0.5・（12／93）・Nb%……（2）式，其餘爲Fe以及不可避免的雜質所構成的組成分，而且TS×r值係超過750 MPa以上。

11、如申請專利範圍第10項之具優異的變形時效硬化性之深衝用冷軋鋼板，其中係在上述鋼的組成分之外，又含有：以質量%換算時，

B：0.0001%以上，0.0030%以下；

Nb：0.005%以上，0.050%以下；

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
線

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

六、申請專利範圍 6

Ｔｉ：０．００５％以上，０．０７０％以下；

Ｖ：０．００５％以上，０．１０％以下；

之其中的一種或兩種以上，

且Ｎ／（Ａｌ＋Ｎｂ＋Ｔｉ＋Ｖ＋Ｂ）超過０．３０以上，

固熔狀態的Ｎ超過０．００１０％以上，其餘爲Ｆｅ以及不可避免的雜質所構成的組成分，而且ＴＳｘｒ值係超過７５０ＭＰａ以上。

１２、一種具優異的變形時效硬化性之深衝用冷軋鋼板之製造方法，其特徵爲：

係將具有：以質量％換算時，由包含：

Ｃ：０．００５％以上，０．０１％以下；

Ｓｉ：０．００５％以上，１．０％以下；

Ｍｎ：０．０１％以上，１．５％以下；

Ｐ：０．００１％以上，０．１％以下；

Ｓ：０．０００１％以上，０．０１％以下；

Ａｌ：０．００５％以上，０．０３０％以下；

Ｎ：０．００５％以上，０．０４０％以下；

且包含：

Ｂ：０．０００１％以上，０．００３０％以下；

Ｎｂ：０．００５％以上，０．０５０％以下；

Ｔｉ：０．００５％以上，０．０７０％以下；

Ｖ：０．００５％以上，０．１０％以下；

之其中的一種或兩種以上，

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
線

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

A8
B8
C8
D8

六、申請專利範圍　7

且N／（Al＋Nb＋Ti＋V＋B）超過0.30以上的組成分的鋼素材，加熱至超過950℃後，以粗輥軋結束時的溫度設定在低於1000℃且高於Ar_3的溫度範圍內進行粗輥軋，接下來，在於低於Ar_3且高於600℃的溫度範圍內，一面施予潤滑一面進行精製輥軋，並且捲取，由開始進行粗輥軋至精製輥軋結束爲止的整體輥軋率設定爲超過80%，將所製得的熱軋鋼板進行再結晶退火處理，接下來，以60～95%的輥軋率進行冷軋，將所製得的冷軋鋼板進行再結晶退火處理。

13、一種具優異的成型性、變形時效硬化性以及耐常溫時效性之冷軋鋼板，其特徵爲：

具有：以質量%換算時，由包含：

C：0.0015%以上，0.025%以下；

Si：0.001%以上，1.0%以下；

Mn：0.1%以上，2.0%以下；

P：0.001%以上，0.1%以下；

S：0.0001%以上，0.02%以下；

Al：0.001%以上，0.02%以下；

N：0.0050%以上，0.0250%以下；

且含有：

B：0.0001%以上，0.0050%以下；

Nb：0.002%以上，0.050%以下；

的兩者中的其中一種或兩種以上，

且N／Al超過0.30以上，固熔狀態的N超過

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝　訂　線

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

六、申請專利範圍 8

０．００１０％以上，其餘爲Ｆｅ以及不可避免的雜質所構成的組成分，

且具有：由佔面積率超過５％以上的針狀肥粒鐵相以及平均結晶粒徑小於２０μｍ的肥粒鐵相所組成的金相組織；

且其ｒ值係超過１．２以上。

１４、如申請專利範圍第１３項之冷軋鋼板，其中係在上述組成分之外，以質量％換算時，又包含有下列的ａ群～ｃ群的其中一群或兩群以上，

ａ群係：Ｃｕ、Ｎｉ、Ｃｒ、Ｍｏ之中的一種或兩種以上，合計０．０１％以上，１．０％以下；

ｂ群係：Ｔｉ、Ｖ之中的一種或兩種以上，合計０．００５％以上，０．１％以下；

ｃ群係：Ｃａ、ＲＥＭ之中的一種或兩種合計０．００１０％以上，０．０１０％以下。

１５、一種具優異的成型性、變形時效硬化性以及耐常溫時效性之ｒ值超過１．２以上之冷軋鋼板之製造方法，其特徵爲：

係將具有：以質量％換算時，由包含：

Ｃ：０．００１５％以上，０．０２５％以下；

Ｓｉ：０．００１％以上，１．０％以下；

Ｍｎ：０．１％以上，２．０％以下；

Ｐ：０．００１％以上，０．１％以下；

Ｓ：０．０００１％以上，０．０２％以下；

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝 訂 線
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

六、申請專利範圍　9

Ａｌ：０．００１％以上，０．０２％以下；

Ｎ：０．００５０％以上，０．０２５０％以下；

且含有：

Ｂ：０．０００１％以上，０．００５０％以下；

Ｎｂ：０．００２％以上，０．０５０％以下；

的兩者中的其中一種或兩種以上，

且Ｎ／Ａｌ超過０．３０以上的鋼胚板進行加熱直到鋼胚板的加熱溫度高於１０００℃以上，並實施粗輥軋以做成薄板用鋼片；

針對於該薄板用鋼片依序實施：

在精製輥軋出口側的溫度超過８００℃的精製輥軋；及

以低於８００℃的捲取溫度進行捲取以做成熱軋鋼板的熱軋過程；及

對於該熱軋鋼板進行酸洗以及進行冷軋以做成冷軋鋼板的冷軋過程；及

對於該冷軋鋼板在肥粒鐵／沃斯田鐵的雙相並存的溫度範圍內實施連續退火處理；及

實施：以１０～３００℃／秒的冷卻速度來進行冷卻直到低於５００℃的溫度域爲止的冷軋鋼板退火過程。

１６、如申請專利範圍第１５項之冷軋鋼板之製造方法，其中係在上述組成分之外，以質量％換算時，又包含有下列的ａ群～ｃ群的其中一群或兩群以上，

ａ群係：Ｃｕ、Ｎｉ、Ｃｒ、Ｍｏ之中的一種或兩種

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝　訂　線

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

六、申請專利範圍 10

以上，合計０．０１％以上，１．０％以下；

b群係：Ｔｉ、Ｖ之中的一種或兩種以上，合計０．００５％以上，０．１％以下；

c群係：Ｃａ、ＲＥＭ之中的一種或兩種合計０．００１０％以上，０．０１０％以下。

１７、一種具有高ｒ值以及優異的變形時效硬化性以及常溫非時效性之高張力冷軋鋼板，其特徵爲：

具有：以質量％換算時，由包含：

Ｃ：０．０２５％以上，０．１５％以下；

Ｓｉ：０．００５％以上，１．０％以下；

Ｍｎ：０．２％以上，２．０％以下；

Ｐ：０．００１％以上，０．０８％以下；

Ｓ：０．０００１％以上，０．０２％以下；

Ａｌ：０．００１％以上，０．０２％以下；

Ｎ：０．００５０％以上，０．０２５０％以下；

且Ｎ／Ａｌ超過０．３０以上，固熔狀態的Ｎ超過０．００１０％以上，以質量％換算時，又包含有下列的ｄ群～ｇ群的其中一群或兩群以上，

ｄ群係：Ｃｕ、Ｎｉ、Ｃｒ、Ｍｏ之中的一種或兩種以上，合計０．００５％以上，１．０％以下；

ｅ群係：Ｎｂ、Ｔｉ、Ｖ之中的一種或兩種以上，合計０．００５％以上，０．１％以下；

ｆ群係：Ｂ：０．０００５％以上，０．００３０％以下；

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝 訂 線

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

六、申請專利範圍 11

g群係：Ca、REM之中的一種或兩種合計0.0010%以上，0.010%以下，其餘爲Fe以及不可避免的雜質所構成的組成分，

且具有：包含佔面積率超過80%以上的平均結晶粒徑小於10μm的肥粒鐵相，以及作爲第二相的佔面積率超過2%以上的麻田散鐵相之金相組織；且其r值係超過1.2以上。

18、一種具有r值超過1.2以上的高r值及優異的變形時效硬化性以及常溫非時效性之高張力冷軋鋼板之製造方法，其特徵爲：

係將具有：以質量%換算時，由包含：

C：0.025%以上，0.15%以下；

Si：0.005%以上，1.0%以下；

Mn：0.2%以上，2.0%以下；

P：0.001%以上，0.08%以下；

S：0.0001%以上，0.02%以下；

Al：0.001%以上，0.02%以下；

N：0.0050%以上，0.0250%以下；

且N／Al超過0.30以上，以質量%換算時，又包含有下列的d群～g群的其中一群或兩群以上的組成分之鋼胚板進行加熱，

d群係：Cu、Ni、Cr、Mo之中的一種或兩種以上，合計0.005%以上，1.0%以下；

e群係：Nb、Ti、V之中的一種或兩種以上，合

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）
裝
訂
線
經濟部智慧財產局員工消費合作社印製

六、申請專利範圍 12

計０．００５％以上，０．１％以下；

f群係：B：０．０００５％以上，０．００３０％以下；

g群係：Ｃａ、ＲＥＭ之中的一種或兩種合計０．００１０％以上，０．０１０％以下，直到鋼胚板的加熱溫度高於１０００℃以上，並實施粗輥軋以做成薄板用鋼片；

針對於該薄板用鋼片依序實施：

在精製輥軋出口側的溫度超過８００℃的精製輥軋；及

以低於８００℃的捲取溫度進行捲取以做成熱軋鋼板的熱軋過程；及

對於該熱軋鋼板進行酸洗以及進行冷軋以做成冷軋鋼板的冷軋過程；及

對於該冷軋鋼板在高於再結晶溫度且低於８００℃以下的退火溫度的範圍內，實施裝封盒退火處理；及

接下來，以Ac_1變態點～（Ac_3變態點－２０℃）的退火溫度來進行連續退火處理；

然後，以１０～３００℃／秒的冷卻速度來進行冷卻直到低於５００℃的溫度域爲止的冷軋鋼板退火過程。

１９、如申請專利範圍第１８項之高張力冷軋鋼板之製造方法，其中係在上述連續退火處理之後，實施：在低於上述冷卻處理的冷卻停止溫度且高於３５０℃的溫度域中停留超過２０秒以上的時間之過時效處理。

（請先閱讀背面之注意事項再填寫本頁）

裝 訂 線

經濟部智慧財產局員工消費合作社印製