202024351

(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 202024351 A

(43)公開日： 中華民國 109 (2020) 年 07 月 01 日

(21)申請案號：108137913　(22)申請日： 中華民國 108 (2019) 年 10 月 21 日

(51)Int. Cl.：　*C22C38/00　(2006.01)*　*C22C38/02　(2006.01)*

C22C38/04　(2006.01)　*C22C38/08　(2006.01)*

(30)優先權：2018/10/19　日本　2018-197936

(71)申請人：日商日本製鐵股份有限公司 (日本) NIPPON STEEL CORPORATION　(JP)

日本

(72)發明人：橫井龍雄 YOKOI, TATSUO (JP) ；首藤洋志 SHUTO, HIROSHI (JP) ；林田輝樹 HAYASHIDA, TERUKI (JP) ；安藤洵 ANDO, JUN (JP) ；榊原睦海 SAKAKIBARA, MUTSUMI (JP)

(74)代理人：劉法正；尹重君

申請實體審查：有　申請專利範圍項數：12 項　圖式數：3　共 65 頁

(54)名稱

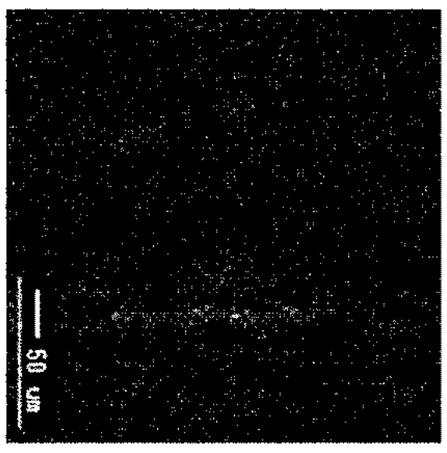
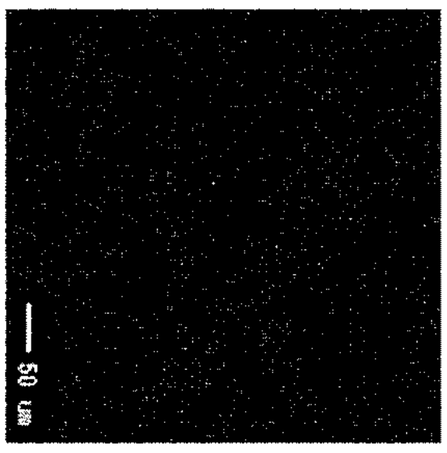
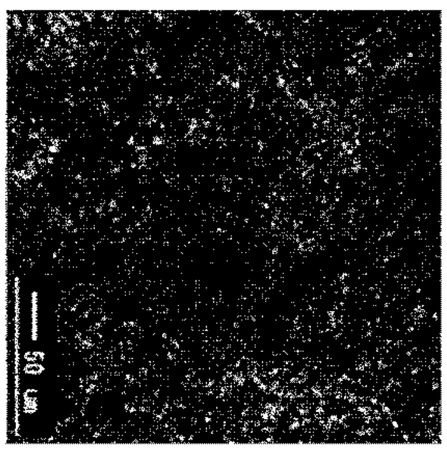
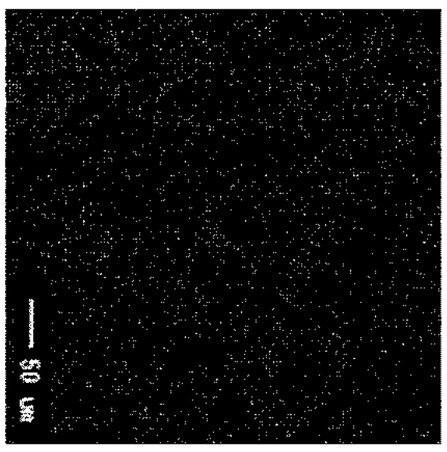
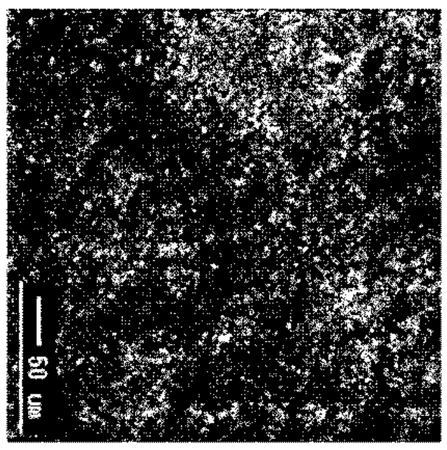
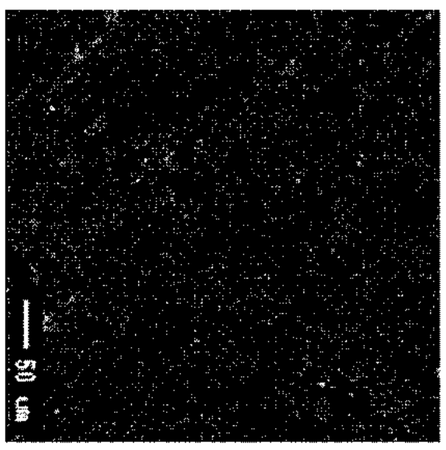
熱軋鋼板及其製造方法

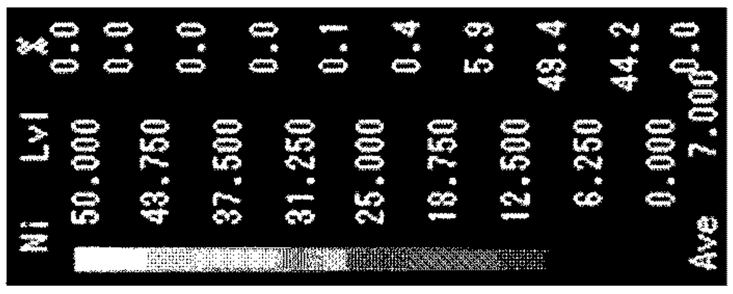
(57)摘要

本發明熱軋鋼板具有預定化學組成；令厚度為 t 時，從表面起算 t/4 位置之金屬組織以面積分率計含有：77.0~97.0%之變韌鐵或回火麻田散鐵、0~5.0%之肥粒鐵、0~5.0%之波來鐵、3.0%以上之殘留沃斯田鐵及 0~10.0%之麻田散鐵；前述金屬組織中，排除前述殘留沃斯田鐵後之平均結晶粒徑為 7.0μm 以下；直徑 20nm 以上的鐵系碳化物的平均個數密度為 1.0×10^6 個/mm^2 以上；拉伸強度為 980MPa 以上；並且前述表面之平均 Ni 濃度為 7.0%以上。

This hot rolled steel sheet includes a predetermined chemical composition and when a thickness of the steel sheet is t, a microstructure at a t/4 position from a surface includes, by area ratio, 77.0 to 97.0% of one or both of a bainite and a tempered martensite, 0 to 5.0% or a ferrite, 0 to 5.0% of a pearlite, 3.0% or more of a retained austenite, and 0 to 10.0% of a martensite, an average number density of iron based carbides having a diameter of 20nm or more is 1.0×10^6pieces/mm^2or more, a tensile strength is 980 MPa of more, and an average Ni concentration of the surface is 7.0% or more.

指定代表圖：

母材鋼板 Ni含量	預加熱區空氣比 1.1～1.9	預加熱區空氣比 小於1.1
0.01%		
0.02%		
0.04%		



【圖1】

202024351

【發明摘要】

【中文發明名稱】

熱軋鋼板及其製造方法

【英文發明名稱】

HOT ROLLED STEEL SHEET AND MANUFACTURING METHOD THEREOF

【中文】

本發明熱軋鋼板具有預定化學組成；令厚度為 t 時，從表面起算 t/4 位置之金屬組織以面積分率計含有：77.0~97.0%之變韌鐵或回火麻田散鐵、0~5.0%之肥粒鐵、0~5.0%之波來鐵、3.0%以上之殘留沃斯田鐵及 0~10.0%之麻田散鐵；前述金屬組織中，排除前述殘留沃斯田鐵後之平均結晶粒徑為 7.0μm 以下；直徑 20nm 以上的鐵系碳化物的平均個數密度為 1.0×10^6 個/mm^2 以上；拉伸強度為 980MPa 以上；並且前述表面之平均 Ni 濃度為 7.0%以上。

【英文】

This hot rolled steel sheet includes a predetermined chemical composition and when a thickness of the steel sheet is t, a microstructure at a t/4 position from a surface includes, by area ratio, 77.0 to 97.0% of one or both of a bainite and a tempered martensite, 0 to 5.0% or a ferrite, 0 to 5.0% of a pearlite, 3.0% or more of a retained austenite, and 0 to 10.0% of a martensite, an average number density of iron based carbides having a diameter of 20nm or more is 1.0×10^6 pieces/mm^2 or more, a tensile strength is 980 MPa of more, and an average Ni concentration of the surface is 7.0% or more.

【指定代表圖】圖1

【代表圖之符號簡單說明】

無

【特徵化學式】

無

【發明說明書】

【中文發明名稱】

熱軋鋼板及其製造方法

【英文發明名稱】

HOT ROLLED STEEL SHEET AND MANUFACTURING METHOD THEREOF

【技術領域】

【0001】本發明係關於一種熱軋鋼板及其製造方法。

本案係依據已於2018年10月19日於日本提申之日本特願2018-197936號主張優先權，並於此援引其內容。

【先前技術】

【0002】發明背景

近年來，為了抑制來自汽車之二氧化碳氣體(CO_2)排出量，係使用高強度鋼板使汽車車體持續向輕量化發展。另外，為了確保搭乘者之安全性，在汽車車體上除軟鋼板之外，使用高強度鋼板的情況也逐漸變多。

【0003】此外，最近由於燃耗規範及NO_X等的環境規範變得更加嚴格，而預期插電式複合動力車或電動汽車會增多。在該等次世代汽車中須搭載大容量電池，而須更進一步將車體輕量化。在汽車製造商中，正盛行開發以低燃耗化為目的之車體輕量化的技術。然而，為了確保乘客安全而亦著重於提升耐衝撞特性，因此車體輕量化並非易事。

【0004】為了更加發展車體輕量化，從鋼板置換為鋁合金、樹脂、CFRP等輕量素材或者鋼板之更高強度化均

可成為選項，然而從素材成本或加工成本的觀點來看，就高級車除外之以大量生產為前提之大眾車而言，採用超高強度鋼板係較切合實際的。

於是，為兼顧車體輕量化與耐衝撞特性，而研討了使用高強度鋼板將構件薄化之事。因此，強烈期望有一種兼具高強度與優異成形性的鋼板，而為了回應該等要求，迄今已提案有數種技術。其中，含有殘留沃斯田鐵的鋼板因變態誘發塑性(TRIP)而顯示出優異延性，因此截至目前亦進行了許多研討。

【0005】例如，專利文獻1中揭示有一種耐衝撞安全性及成形性優異之汽車用高強度鋼板，其係使平均結晶粒徑為5μm以下之殘留沃斯田鐵分散於平均結晶粒徑為10μm以下之肥粒鐵中。在金屬組織中含有殘留沃斯田鐵的鋼板中，沃斯田鐵會於加工中發生麻田散鐵變態，而因變態誘發塑性顯示出較大延伸率，但會因生成硬質的麻田散鐵而損及擴孔性。在專利文獻1中揭示了：藉由將肥粒鐵及殘留沃斯田鐵微細化，則不僅延性，擴孔性亦會提升。

【0006】專利文獻2中揭示了一種拉伸強度在980MPa以上之高強度鋼板，其在晶粒內微細地分散有由殘留沃斯田鐵及/或麻田散鐵所構成之第二相，並且延伸率及延伸凸緣性優異。

【0007】專利文獻3及4中揭示了延性及延伸凸緣性優異之高張力熱軋鋼板及其製造方法。專利文獻3中揭示了一種延性及延伸凸緣性良好之高強度熱軋鋼板的製造方

法，係在完成熱軋延後1秒以內冷卻至720℃以下的溫度區，並在高於500℃且至720℃以下之溫度區下使其留滯1~20秒的留滯時間後，在350~500℃之溫度區下進行捲取。另外，專利文獻4中揭示了一種延性及延伸凸緣性良好之高強度熱軋鋼板，其係以變韌鐵為主體且具有適量的多邊形肥粒鐵與殘留沃斯田鐵，並且在除殘留沃斯田鐵外的鋼組織中，被具有15°以上的結晶方位差之晶界包圍的晶粒之平均粒徑在15μm以下。

【0008】另一方面，最近生命週期評估(LCA：Life Cycle Assessment)變得受到矚目，並且不僅在汽車行駛時，關於在製造時的環境負荷也逐漸受到關注。

【0009】例如汽車零件之塗裝，截至目前一直係施行屬化學轉化處理的一種之磷酸鋅處理來作為基底處理。磷酸鋅處理的成本低，並且塗膜密著性與耐蝕性優異。然而，磷酸鋅處理液係以磷酸為主成分，且含有鋅鹽、鎳鹽、錳鹽等金屬成分。因此，在使用後毀棄的廢液之磷及金屬類所致之環境負荷令人擔憂。此外，以沉澱在化學轉化處理槽中的磷酸鐵為主成分之大量汙泥會作為產業廢棄物而成為莫大的環境負荷。

【0010】於是，最近係使用鋯系化學轉化處理液作為可減低環境負荷之化學轉化處理液。鋯系化學轉化處理液不含磷酸鹽且無須添加金屬鹽。因此，產生汙泥的量極小。例如專利文獻5及6中記載有一種使用鋯化學轉化處理液於金屬表面形成化學轉化處理皮膜之技術。

【0011】先前技術文獻

專利文獻

專利文獻1：日本特開平11-61326號公報

專利文獻2：日本特開2005-179703號公報

專利文獻3：日本特開2012-251200號公報

專利文獻4：日本特開2015-124410號公報

專利文獻5：日本特開2004-218074號公報

專利文獻6：日本特開2008-202149號公報

【發明內容】

【0012】發明概要

發明欲解決之課題

即便係使用鋯系化學轉化處理液，在以往的至780MPa級的強度等級為止的高強度鋼板中，仍可獲得與磷酸鋅處理匹敵之耐蝕性與塗膜密著性。然而，拉伸強度為980MPa以上的超高強度鋼板，其含有的合金元素量多，從而鋯系化學轉化結晶變得沒有充分附著到鋼板表面，無法獲得良好耐蝕性與塗膜密著性。

此外，以上述於專利文獻1~4中揭示的鋼板為首，耐衝撞特性優異之超高強度鋼板，至今仍未提案出充分改善在使用有鋯系化學轉化處理液時的塗膜密著性的手法。

【0013】本發明係有鑑於上述問題點而費心想出者，其目的在於提供一種熱軋鋼板及可穩定製造該熱軋鋼板之製造方法，前述熱軋鋼板係具有980MPa以上的拉伸強度、高壓製成形性(延性及延伸凸緣性)及良好韌性的超

高強度鋼板，並且即便在使用了鋯系化學轉化處理液的情況下，其仍具有與使用了磷酸鋅化學轉化處理液時為同等以上的化學轉化處理性與塗膜密著性。

【0014】用以解決課題之手段

本發明人等為解決前述課題進行了精闢研討，而得到以下知識見解。

【0015】本發明係根據上述知識見解而作成者，其主旨如下。

(1)本發明一態樣之熱軋鋼板，其以板厚方向整體的平均值表示之化學組成，以質量%計含有：C：0.100~0.250%、Si：0.05~3.00%、Mn：1.00~4.00%、Al：0.001~2.000%、Ni：0.02~2.00%、Nb：0~0.300%、Ti：0~0.300%、Cu：0~2.00%、Mo：0~1.000%、V：0~0.500%、Cr：0~2.00%、Mg：0~0.0200%、Ca：0~0.0200%、REM：0~0.1000%、B：0~0.0100%、Bi：0~0.020%、Zr、Co、Zn及W中之1種或2種以上：合計0~1.000%、Sn：0~0.050%、P：0.100%以下、S：0.0300%以下、O：0.0100%以下及N：0.1000%以下，且剩餘部分由Fe及不純物所構成，並且滿足下述式(i)；令厚度為t時，從表面起算t/4位置之金屬組織以面積分率計含有：77.0~97.0%之變韌鐵或回火麻田散鐵、0~5.0%之肥粒鐵、0~5.0%之波來鐵、3.0%以上之殘留沃斯田鐵及0~10.0%之麻田散鐵；前述金屬組織中，排除前述殘留沃斯田鐵後之平均結晶粒徑為7.0μm以下；直徑20nm以上的

鐵系碳化物的平均個數密度為1.0×10^6個/mm^2以上；拉伸強度為980MPa以上；並且前述表面之平均Ni濃度為7.0%以上。

$$0.05\% \leqq Si+Al \leqq 3.00\% \cdot \cdot \cdot \text{式(i)}$$

上述式(i)中所示元素為前述熱軋鋼板中所含元素的質量%。

(2)如上述(1)之熱軋鋼板，其中前述化學組成以質量%計亦可含有Ni：0.02~0.05%。

(3)如上述(1)或(2)之熱軋鋼板，前述熱軋鋼板中存在內部氧化層，且前述內部氧化層之平均深度從前述熱軋鋼板的前述表面起算亦可為5.0μm以上且在20.0μm以下。

(4)如上述(1)至(3)中任一項之熱軋鋼板，其中前述熱軋鋼板之前述表面的算術平均粗度Ra的標準差亦可為10.0μm以上且在50.0μm以下。

(5)如上述(1)至(4)中任一項之熱軋鋼板，其中前述化學組成以質量%計亦可含有以下中之1種或2種元素：V：0.005~0.500%、Ti：0.005~0.300%。

(6)如上述(1)至(5)中任一項之熱軋鋼板，其中前述化學組成以質量%計亦可含有以下中之1種或2種以上元素：Nb：0.005~0.300%、Cu：0.01%~2.00%、Mo：0.01%~1.000%、B：0.0001~0.0100%及Cr：0.01%以上且2.00%以下。

(7)如上述(1)至(6)中任一項之熱軋鋼板，其中前述化學組成以質量%計亦可含有以下中之1種或2種以上元素：

Mg：0.0005~0.0200%、Ca：0.0005~0.0200%及REM：0.0005~0.1000%。

(8)本發明另一態樣之熱軋鋼板之製造方法具有：加熱步驟、熱軋步驟、一次冷卻步驟、二次冷卻步驟及捲取步驟；前述加熱步驟，係以具備有蓄熱式燃燒器之加熱爐將具有如上述(1)之化學組成的鋼片加熱至1150℃以上，該加熱爐至少具有預加熱區、加熱區及均熱區；前述熱軋步驟，係以精加工溫度成為以下述式(ii)獲得之T2℃以上之方式、且在850~1100℃的溫度區之累積軋縮率成為90%以上之方式，將經加熱之前述鋼片進行熱軋延，以獲得熱軋鋼板；前述一次冷卻步驟，係在前述熱軋步驟後於1.5秒以內開始冷卻，並且以50℃/秒以上之平均冷卻速度將前述熱軋鋼板冷卻至以下述式(iii)表示之溫度T3℃以下；前述二次冷卻步驟，係在令以下述式(iv)表示之溫度為T4℃時，從前述一次冷卻步驟之冷卻停止溫度起，以10℃/秒以上之平均冷卻速度冷卻至(T4-100)℃~(T4+50)℃之捲取溫度為止；及前述捲取步驟，係在前述捲取溫度下進行捲取；並且在前述加熱步驟中，設前述預加熱區中之空氣比為1.1~1.9。

$$T2(℃)=868-396\times[C]-68.1\times[Mn]+24.6\times[Si]-36.1\times[Ni]-24.8\times[Cr]-20.7\times[Cu]+250\times[Al]\cdots(ii)$$

$$T3(℃)=770-270\times[C]-90\times[Mn]-37\times[Ni]-70\times[Cr]-83\times[Mo]\cdots(iii)$$

$$T4(℃)=591-474\times[C]-33\times[Mn]-17\times[Ni]-17\times[Cr]-2$$

1×[Mo]・・・(iv)

惟，各式中之[元素符號]表示各元素在前述鋼片中之含量(質量%)。

(9)如上述(8)之熱軋鋼板之製造方法，其中在前述加熱步驟中，亦可設前述加熱區中之空氣比為0.9~1.3。

(10)如上述(8)或(9)之熱軋鋼板之製造方法，其中在前述加熱步驟中，亦可設前述均熱區中之空氣比為0.9~1.9。

(11)在如上述(9)或(10)之熱軋鋼板之製造方法中，前述預加熱區中之空氣比亦可大於前述加熱區中之空氣比。

(12)在如上述(8)至(10)中任一項之熱軋鋼板之製造方法中亦可具備酸洗步驟，該酸洗步驟係使用20~95℃之溫度的1~10質量%之鹽酸溶液，在30至小於60秒之酸洗時間的條件下對前述捲取步驟後之前述熱軋鋼板進行酸洗。

【0016】發明效果

根據本發明之上述態樣，可獲得一種熱軋鋼板，其為具有980MPa以上的拉伸強度、高壓製成形性(延性及延伸凸緣性)及良好韌性的超高強度鋼板，並且即便在使用了鋯系化學轉化處理液的情況下，其仍具有與使用了磷酸鋅化學轉化處理液時為同等以上的化學轉化處理性與塗膜密著性。本發明鋼板因化學轉化處理性與塗膜密著性優異，故塗裝後耐蝕性優異。並且，延性及延伸凸緣性亦優異。因此，本發明鋼板適於需要高強度、成形性及塗裝後耐蝕性之汽車用零件。

【圖式簡單說明】

【0017】圖1係本實施形態熱軋鋼板及比較熱軋鋼板之表面的EPMA測定結果之一例。(測定條件：加速電壓：15kV、照射電流：6×10^{-8}A、照射時間：30ms、光束直徑：1μm)

圖2係顯示於表面濃化的Ni成為鋯系化學轉化結晶之析出核的機制之圖。

圖3係顯示熱軋鋼板表面的粗度改變的機制之圖。

【實施方式】

【0018】用以實施發明之形態

本發明人等就具有980MPa以上的拉伸強度與充分延性及延伸凸緣性的超高強度鋼板，針對藉由使用了鋯系化學轉化處理液之化學轉化處理來穩定獲得良好化學轉化處理性與塗膜密著性的條件，反覆進行了精闢研討。研討的結果得知：鋼板表層的氧化物會對化學轉化處理性與塗膜密著性造成甚大影響。具體而言係如以下。

鋼板通常會在進行化學轉化處理前進行酸洗。然而，已知即便進行通常的酸洗，在超高強度鋼板的表面仍會形成Si、Al等的氧化物，其會使得鋯系化學轉化處理性及塗膜密著性劣化。本發明人等進一步加以研討，結果發現以下可有效提升化學轉化處理性及塗膜密著性：抑制形成Si、Al等的氧化物，並且於鋼板表層形成Ni的濃化層作為鋯系化學轉化結晶的析出核。

並且，本發明人等發現在製造一般的熱軋鋼板的步驟

中，在以廉價且大量生產為前提的情況下，透過限定含有微量的Ni及先於熱軋延之加熱步驟中之加熱條件，便能在酸洗後(化學轉化處理前)的鋼板表層形成Ni的濃化層。

【0019】以下，詳細說明本實施形態之熱軋鋼板。

【0020】[鋼板成分]

首先，說明限定本實施形態熱軋鋼板的化學成分之理由。若無特別說明，則有關成分之含量的符號%表示質量%。

另外，本說明書中於各式中使用的元素名之標記，係設為顯示該元素在鋼板中的含量(質量%)，未含有時則令其代入0。

【0021】C：0.100～0.250%

C具有促進變韌鐵生成的作用及將殘留沃斯田鐵穩定化的作用。C含量若小於0.100%，便難以獲得所欲變韌鐵面積分率及殘留沃斯田鐵面積分率。因此，C含量設為0.100%以上。並且C含量宜為0.120%以上或0.150%以上。

另一方面，C含量若大於0.250%，波來鐵會優先生成，導致變韌鐵及殘留沃斯田鐵的生成並不充分，而難以獲得所欲變韌鐵面積分率及殘留沃斯田鐵面積分率。因此，C含量設為0.250%以下。並且C含量宜為0.220%以下或0.200%以下。

【0022】Si：0.05~3.00%

Si具有延遲雪明碳鐵的析出的作用。藉由該作用，可提高沃斯田鐵在未變態下殘留的量、亦即提高殘留沃斯田

鐵的面積分率，並且可透過固溶強化來提高鋼板強度。另外，Si還具有藉由脫氧來將鋼健全化(抑制鋼產生氣孔等缺陷)的作用。Si含量若小於0.05%，便無法獲得上述作用之效果。因此，Si含量設為0.05%以上。並且Si含量宜為0.50%以上或1.00%以上。

另一方面，Si含量若大於3.00%，鋼板的表面性狀及化學轉化處理性以及延性與熔接性會明顯劣化，並且A3變態點顯著上升。從而會難以穩定進行熱軋延。因此，Si含量設為3.00%以下。並且Si含量宜為2.70%以下或2.50%以下。

【0023】Mn：1.00~4.00%

Mn具有抑制肥粒鐵變態並促進變韌鐵生成的作用。Mn含量若小於1.00%，便無法獲得所欲變韌鐵面積分率。因此，Mn含量設為1.00%以上。並且Mn含量宜為1.50%以上，較佳係在1.80%以上。

另一方面，Mn含量若大於4.00%，會延遲完成變韌鐵變態，導致無法促進碳往沃斯田鐵濃化，殘留沃斯田鐵的生成就不充分，而難以獲得所欲殘留沃斯田鐵面積分率。因此，Mn含量設為4.00%以下。並且Mn含量宜為3.70%以下或3.50%以下。

【0024】Ni：0.02%~2.00%

Ni在本實施形態熱軋鋼板中為重要元素之一。Ni主要會在熱軋延步驟的加熱步驟中，在特定條件下於鋼板表面與氧化皮之界面附近的鋼板表面附近濃化。該Ni在對鋼板

表面進行鋯系化學轉化處理時，會成為鋯系化學轉化處理皮膜的析出核，而不會有無皮膜區且會促進形成密著性佳的皮膜。Ni含量小於0.02%時便無該效果，故Ni含量設為0.02%以上。上述提升密著性的效果，不只對於鋯系化學轉化處理皮膜，對於以往的磷酸鋅化學轉化處理皮膜也同樣可獲得，。並且也會提升藉由熔融鍍鋅處理所得熔融鍍鋅層、或者在鍍敷後更經合金化處理而得之合金化鍍鋅層與母材之密著性。

另一方面，就算Ni含量大於2.00%，不只其效果會飽和，合金成本也會上升。因此，Ni含量設為2.00%以下。且較佳係在0.50%以下、0.20%以下或0.05%以下。

【0025】Al：0.001~2.000%

Al係與Si同樣具有將鋼脫氧而使鋼板健全化的作用。另外，Al會抑制從沃斯田鐵析出雪明碳鐵，而具有促進殘留沃斯田鐵生成的作用。Al含量若小於0.001%，便無法獲得上述作用之效果。因此，Al含量設為0.001%以上。並且Al含量宜為0.010%以上。

另一方面，Al含量若大於2.000%，上述效果會達飽和且在經濟上較不理想。因此，Al含量設為2.000%以下。並且Al含量宜為1.500%以下或1.300%以下。

【0026】P：0.100%以下

P一般而言係作為不純物而被含有的元素，亦為透過固溶強化而具有提高強度的作用的元素。雖可積極含有P，但P為易偏析元素，P含量若大於0.100%，因晶界偏析

所致之成形性及韌性降低的情形會很明顯。因此，P含量限制在0.100%以下。並且P含量宜為0.030%以下。P含量之下限無須特別規定，而以精煉成本的觀點來看係以設為0.001%為宜。

【0027】S：0.0300%以下

S係作為不純物而被含有的元素，其會在鋼中形成硫化物系夾雜物，使得熱軋鋼板的成形性降低。S含量若大於0.0300%，成形性明顯降低。因此，S含量限制在0.0300%以下。並且S含量宜為0.0050%以下。S含量之下限無須特別規定，而以精煉成本的觀點來看係以設為0.0001%為宜。

【0028】N：0.1000%以下

N係作為不純物而被含有於鋼中的元素，且係會使鋼板的成形性降低的元素。N含量若大於0.1000%，鋼板的成形性明顯降低。因此，N含量設為0.1000%以下。並且N含量宜為0.0800%以下，在0.0700%以下更佳。N含量之下限無須特別規定，而在如後述地含有Ti及V中之1種或2種以上以謀求金屬組織的微細化時，為了促進碳氮化物析出，N含量宜設為0.0010%以上且以設為0.0020%以上較佳。

【0029】O：0.0100%以下

若鋼中富含O，便會形成成為破壞起點的粗大氧化物，而引起脆性破壞或氫誘導破裂。因此，O含量限制在0.0100%以下。並且O含量宜設為0.0080%以下、0.0050%以下。為了在鋼液脫氧時使多數個微細氧化物分散，O含

量可設為0.0005%以上或0.0010%以上。

【0030】本實施形態熱軋鋼板之化學組成的剩餘部分基本上係由Fe及不純物所構成，然本實施形態熱軋鋼板除上述元素外，亦可含有以下作為任意元素：Nb、Ti、V、Cu、Cr、Mo、B、Ca、Mg、REM、Bi、Zr、Co、Zn、W及Sn。不含有上述任意元素時的含量為0%。以下，詳細說明上述任意元素。

【0031】本實施形態中，所謂不純物係指從作為原料的礦石、廢料或由製造環境等混入之物，且係指在不會對本實施形態熱軋鋼板造成不良影響的範圍內可被容許之物。

【0032】Nb：0~0.300%

Nb係一種藉由形成碳氮化物或者藉由固溶Nb使熱軋延時的晶粒成長延遲，透過熱軋鋼板的粒徑的微細化而有助於提升低溫韌性的元素。若要獲得此一效果，Nb含量宜設為0.005%以上。

另一方面，就算Nb含量大於0.300%，上述效果仍會飽和而經濟性降低。因此，即便在視需要而含有Nb時，Nb含量仍設為0.300%以下。

【0033】選自於由Ti：0~0.300%及V：0~0.500%所構成群組之1種或2種

Ti及V皆會於鋼中以碳化物或氮化物的形態析出，而具有透過釘扎效果使金屬組織微細化的作用。因此，可含有該等元素之1種或2種。為了更確實地獲得上述作用之效

果，宜設Ti含量為0.005%以上或設V含量為0.005%以上。然而，即使含有過多該等元素，上述作用之效果仍會飽和而在經濟上較不理想。因此，即使含有，Ti含量仍設為0.300%以下且V含量仍設為0.500%以下。

【0034】選自於由Cu：0~2.00%、Cr：0~2.00%、Mo：0~1.000%及B：0~0.0100%所構成群組中之1種或2種以上

Cu、Cr、Mo及B皆具有提高淬火性的作用。另外，Cr具有使殘留沃斯田鐵穩定化的作用，Cu及Mo則具有於鋼中析出碳化物而提高強度的作用。

【0035】Cu具有提高淬火性的作用、及在低溫下作為碳化物析出於鋼中而提高鋼板強度的作用。為了更確實地獲得上述作用之效果，Cu含量宜設為0.01%以上，且以設為0.03%以上或0.05%以上較佳。然而，Cu含量若大於2.00%，有時會發生扁胚的晶界破裂。因此，Cu含量設為2.00%以下。並且Cu含量宜為1.50%以下、1.00%以下。

【0036】Cr具有提高淬火性的作用及使殘留沃斯田鐵穩定化的作用。為了更確實地獲得上述作用之效果，宜設Cr含量為0.01%以上或0.05%以上。然而，Cr含量若大於2.00%，鋼板的化學轉化處理性明顯降低。因此，Cr含量設為2.00%以下。

【0037】Mo具有提高淬火性的作用及於鋼中析出碳化物而提高強度的作用。為了更確實地獲得上述作用之效果，宜設Mo含量為0.010%以上或0.020%以上。然而，即

便使Mo含量大於1.000%，上述作用之效果仍會飽和而在經濟上較不理想。因此，Mo含量設為1.000%以下。並且Mo含量宜在0.500%以下、0.200%以下。

【0038】B具有提高淬火性的作用。為了更確實地獲得該作用之效果，宜設B含量為0.0001%以上或0.0002%以上。然而，B含量若大於0.0100%，鋼板的成形性會明顯降低，故B含量設為0.0100%以下。並且B含量宜設為0.0050%以下。

【0039】選自於由Ca：0~0.0200%、Mg：0~0.0200%及REM：0~0.1000%所構成群組中之1種或2種以上

Ca、Mg及REM皆具有透過將夾雜物形狀調整成較佳形狀而提高鋼板的成形性的作用。因此，可含有該等元素中之1種或2種以上。為了更確實地獲得上述作用之效果，宜設Ca、Mg及REM中之任1種以上的含量各為0.0005%以上。然而，Ca含量或Mg含量若各大於0.0200%、或者REM含量若大於0.1000%，便會於鋼中生成過多夾雜物，有時反而會使得鋼板的成形性降低。從而，設Ca含量及Mg含量為0.0200%以下並且設REM含量為0.1000%以下。

此處，REM係指由Sc、Y及鑭系元素所構成之合計17種元素，上述REM含量則指該等元素之合計含量。若為鑭系元素，在工業上係以稀土金屬合金之形態來添加。

【0040】Bi：0~0.020%

Bi具有使凝固組織微細化從而提高成形性的作用，故可含於鋼中。為了更確實地獲得該作用之效果，宜設Bi含

量為0.0005%以上。然而，即便使Bi含量大於0.020%，上述作用之效果仍會達飽和而在經濟上較不理想。因此，Bi含量設為0.020%以下。並且Bi含量宜為0.010%以下。

【0041】Zr、Co、Zn及W中之1種或2種以上：合計0~1.000%

Sn：0~0.050%

就Zr、Co、Zn及W，本發明人等確認到即便含有合計1.000%以下之該等元素，本實施形態熱軋鋼板之效果也不會受損。因此，可含有Zr、Co、Zn及W中之1種或2種以上，並且可含有合計1.000%以下。

另外，雖本發明人等確認到即便含有少量Sn，本實施形態熱軋鋼板之效果也不會受損，但若含有Sn，在熱軋延時會變得容易產生瑕疵，故Sn含量設為0.050%以下。

【0042】0.05%≦Si+Al≦3.00%

本實施形態熱軋鋼板除將各元素含量控制在上述範圍中以外，還須控制Si+Al使其滿足下述式(1)。

0.05%≦Si+Al≦3.00%・・・式(1)

Si+Al若小於0.05%，便會發生細紋、紡錘氧化皮之類的氧化皮系缺陷。

另一方面，Si+Al若大於3.00%，就算含有Ni，仍會變得不展現出改善化學轉化處理性與塗膜密著性的效果。

【0043】上述熱軋鋼板中之各元素含量係在總板厚中之平均含量，該總板厚中之平均含量係依據JISG1201:2014以利用切屑所行ICP發光分光分析求得。

【0044】[鋼板的金屬組織]

接著，說明本實施形態熱軋鋼板的金屬組織(微觀組織)。

就本實施形態熱軋鋼板，係藉由以下來獲得980MPa以上的拉伸強度與高壓製成形性(延性及延伸凸緣性)：在平行於鋼板的軋延方向之截面中，從鋼板表面起算1/4板厚的深度(令板厚為t(mm)時之t/4)位置的金屬組織，以面積分率(面積%)計含有：合計77.0~97.0%之變韌鐵及回火麻田散鐵、0~5.0%之肥粒鐵、0~5.0%之波來鐵、3.0%以上之殘留沃斯田鐵及0~10.0%之麻田散鐵。就本實施形態，在平行於鋼板的軋延方向之截面中，規定從鋼板表面起算1/4板厚的深度位置的金屬組織的理由在於：該位置的金屬組織會顯示鋼板的代表性金屬組織。

【0045】變韌鐵及回火麻田散鐵之合計面積分率：77.0~97.0%

變韌鐵及回火麻田散鐵係本實施形態中最重要的金屬組織。

變韌鐵係板條狀的晶粒集合。變韌鐵有上變韌鐵與下變韌鐵，該上變韌鐵係板條間含有碳化物之板條之集合體，該下變韌鐵於內部含有長徑5nm以上的鐵系碳化物。於下變韌鐵析出之鐵系碳化物屬於單一的變體，亦即屬於沿同一方向伸長的鐵系碳化物群。回火麻田散鐵係板條狀的晶粒集合，並且其內部含有長徑5nm以上的鐵系碳化物。回火麻田散鐵內的鐵系碳化物屬於複數種變體，亦即

屬於沿不同方向伸長的複數個鐵系碳化物群。由於難以藉由後述測定方法來區別下變韌鐵及回火麻田散鐵，故在本實施形態中無須區別兩者。

【0046】如上所述，變韌鐵及回火麻田散鐵為硬質且均質的金屬組織，並且係最適於使鋼板兼具高強度與優異延伸凸緣性的金屬組織。變韌鐵及回火麻田散鐵之合計面積分率若小於77.0%，便無法使鋼板兼具高強度與優異延伸凸緣性。因此，變韌鐵及回火麻田散鐵之合計面積分率設為77.0%以上。並且變韌鐵及回火麻田散鐵之合計面積分率宜為85.0%以上，且較宜為90.0%以上。由於本實施形態熱軋鋼板含有3.0%以上之殘留沃斯田鐵，故變韌鐵及回火麻田散鐵之合計面積分率為97.0%以下。

【0047】肥粒鐵面積分率：0~5.0%

肥粒鐵為塊狀晶粒，且係內部不含有板條等下部組織之金屬組織。軟質肥粒鐵的面積分率若大於5.0%，便容易成為空隙的發生起點，並且肥粒鐵與變韌鐵或回火麻田散鐵的界面、及肥粒鐵與殘留沃斯田鐵的界面增加，從而鋼板的延伸凸緣性尤會降低。因此，肥粒鐵面積分率設為5.0%以下。並且肥粒鐵面積分率宜為4.0%以下、3.0%以下或2.0%以下。為了提升鋼板的延伸凸緣性，肥粒鐵面積分率宜盡可能減低，其下限設為0%。

【0048】波來鐵面積分率：0~5.0%

波來鐵係一種在肥粒鐵彼此之間雪明碳鐵呈層狀析出之層片(lamella)狀金屬組織，與變韌鐵相較之下，其係

軟質的金屬組織。波來鐵面積分率若大於5.0%，便容易成為空隙的發生起點，並且波來鐵與變韌鐵或回火麻田散鐵的界面、及波來鐵與殘留沃斯田鐵的界面增加，從而鋼板的延伸凸緣性尤會降低。因此，波來鐵面積分率設為5.0%以下。並且波來鐵面積分率宜為4.0%以下、3.0%以下或2.0%以下。為了提升鋼板的延伸凸緣性，波來鐵面積分率宜盡可能減低，其下限設為0%。

【0049】麻田散鐵面積分率：0~10.0%

本實施形態中，麻田散鐵定義為以下金屬組織：於板條間及板條內並未析出直徑5nm以上的碳化物的金屬組織。麻田散鐵(所謂的新生麻田散鐵)係非常硬質的組織，對於鋼板的強度上升大有助益。另一方面，若含有麻田散鐵，麻田散鐵與屬母相之變韌鐵及回火麻田散鐵的界面會成為空隙的發生起點，從而鋼板的延伸凸緣性尤會降低。此外，由於麻田散鐵為硬質組織，會使得鋼板的低溫韌性劣化。因此，麻田散鐵面積分率設為10.0%以下。本實施形態熱軋鋼板含有預定量的變韌鐵及回火麻田散鐵，故即便在不含麻田散鐵的情況下仍可確保所欲強度。為了獲得鋼板之所欲延伸凸緣性，麻田散鐵面積分率宜盡可能減低，其下限設為0%。

【0050】構成如以上之本實施形態熱軋鋼板之金屬組織之變韌鐵、回火麻田散鐵、肥粒鐵、波來鐵及麻田散鐵，係利用以下方法來進行該等金屬組織之鑑定、確認存在位置及測定面積分率。

首先，使用硝太蝕劑試劑及日本特開昭59-219473號公報中揭示的試劑，腐蝕平行於鋼板的軋延方向之截面。有關截面之腐蝕，具體而言，係以於100ml的乙醇中溶解1~5g的苦味酸而成之溶液為A液體，以於100ml的水中溶解1~25g的硫代硫酸鈉及1~5g的檸檬酸而成之溶液為B液體，將A液體與B液體以1：1的比例混合而製成混合液後，相對於該混合液之總量更添加1.5~4%比率的硝酸並加以混合，以所獲得的液體作為前處理液。並且，於2%硝太蝕劑液體中，相對於2%硝太蝕劑液體之總量更添加10%比率的上述前處理液並加以混合，以所獲得的液體作為後處理液。將平行於鋼板的軋延方向之截面浸漬於上述前處理液中3~15秒後，以酒精清洗並加以乾燥，然後浸漬於上述後處理液中3~20秒，之後再水洗並乾燥，藉此腐蝕上述截面。

接著，在從鋼板表面起算1/4板厚的深度位置，使用掃描型電子顯微鏡以倍率1000~100000倍觀察40μm×30μm的區域至少3區域，藉此根據是否包含上述特徵來鑑定金屬組織中之各相，並確認各相的存在位置及測定面積分率。

【0051】殘留沃斯田鐵的面積分率：3.0%以上

殘留沃斯田鐵係在室溫下仍會以面心立方晶格的形態存在的金屬組織。殘留沃斯田鐵具有藉由變態誘發塑性(TRIP)來提高鋼板延性的作用。殘留沃斯田鐵的面積分率若小於3.0%，便無法獲得上述作用之效果，而鋼板的延性會劣化。因此，殘留沃斯田鐵的面積分率設為3.0%以上。殘留沃斯田鐵的面積分率宜為5.0%以上、較宜為7.0%以

上且更宜為8.0%以上。殘留沃斯田鐵的面積分率的上限無須特別規定，由於就本實施形態熱軋鋼板的化學組成可確保的殘留沃斯田鐵的面積分率大概在20.0%以下，故可設殘留沃斯田鐵的面積分率的上限為20.0%。

【0052】殘留沃斯田鐵的面積分率的測定方法有：X射線繞射、EBSP(電子背向散射繞射影像、Electron Back Scattering Diffraction Pattern)解析及利用磁測定之方法等，依測定方法之不同有時測定值會不同。本實施形態中，殘留沃斯田鐵的面積分率係藉由X射線繞射來測定。

在本實施形態中，藉由X射線繞射所行殘留沃斯田鐵面積分率之測定中，首先係就鋼板的1/4板厚的深度位置，在平行於鋼板的軋延方向之截面使用Co-Kα射線並求算α(110)、α(200)、α(211)、γ(111)、γ(200)及γ(220)共6個波峰的積分強度後，採用強度平均法算出，藉此獲得殘留沃斯田鐵的體積分率。視體積分率與面積分率為相等，而以其作為殘留沃斯田鐵的面積分率。

在本實施形態中，係以不同測定方法來測定變韌鐵、回火麻田散鐵、肥粒鐵、波來鐵及麻田散鐵的面積分率(殘留沃斯田鐵以外的面積分率)、及殘留沃斯田鐵的面積分率，因此有時上述2個面積分率合計不會成為100.0%。殘留沃斯田鐵以外的面積分率與殘留沃斯田鐵的面積分率合計沒有成為100.0%時，係調整上述2個面積分率以使合計成為100.0%。例如，殘留沃斯田鐵以外的面積分率與殘留沃斯田鐵的面積分率合計為101.0%時，為了使兩者合計為

100.0%，係將透過測定而得之殘留沃斯田鐵以外的面積分率乘以100.0/101.0，而將所得之值定義為殘留沃斯田鐵以外的面積分率，並且將透過測定而得之殘留沃斯田鐵的面積分率乘以100.0/101.0，而將所得之值定義為殘留沃斯田鐵的面積分率。

而殘留沃斯田鐵以外的面積分率與殘留沃斯田鐵的面積分率合計小於95.0%時或大於105.0%時，則再次進行面積分率之測定。

【0053】排除殘留沃斯田鐵後之金屬組織的平均結晶粒徑：7.0μm以下

藉由排除殘留沃斯田鐵後之金屬組織(屬主相之變韌鐵及回火麻田散鐵、肥粒鐵、波來鐵以及麻田散鐵)的平均結晶粒徑(以下有時僅記載為平均結晶粒徑)被微細化，可提升低溫韌性。平均結晶粒徑若大於7.0μm，會變得無法滿足汽車底盤零件用鋼板所需低溫韌性之指標、亦即vTrs≦-50℃。故，平均結晶粒徑設為7.0μm以下。平均結晶粒徑的下限無須特別限定，平均結晶粒徑越小越好故可設為大於0μm。惟，要使平均結晶粒徑小於1.0μm從製造設備的觀點看來在現實上有其難處，故平均結晶粒徑亦可設為1.0μm以上。

【0054】在本實施形態中，係使用EBSP-OIM™(Electron Back Scatter Diffraction Pattern-Orientation Image Microscopy)法來定義晶粒。EBSP-OIM法係對在掃描型電子顯微鏡(SEM)內呈高傾斜

之試樣照射電子線，並以高感度相機拍攝背向散射而形成的菊池圖案後，以電腦將拍攝的照片進行影像處理，藉此而可在短時間內測定照射點之結晶方位。EBSP-OIM法係使用組合有掃描型電子顯微鏡與EBSP解析裝置而成之裝置及AMETEK公司製之OIM Analysis(註冊商標)來進行。EBSP-OIM法可定量性地解析試樣表面的微細構造及結晶方位。並且，EBSP-OIM法之可分析區塊為可用SEM觀察的區域。雖也取決於SEM的解像力，但根據EBSP-OIM法則最小可用20nm的解像力進行分析。一般而言，被認識為結晶晶界之高角度晶界之界限值為15°，因此在本實施形態中，係將相鄰接之晶粒的方位差在15°以上者定義為一個晶粒，透過所測繪的影像使晶粒可視化，以求算利用OIM Analysis計算之面積平均的平均結晶粒徑。

【0055】就平行於鋼板的軋延方向之截面，在從鋼板表面起算1/4板厚的深度位置中要測定金屬組織的平均結晶粒徑時，係以1200倍之倍率測定40μm×30μm的區域至少10視野，以相鄰接之晶粒的方位差在15°以上結晶的粒徑(有效結晶粒徑)平均作為平均結晶粒徑。在本測定方法中，主相以外的組織因面積分率小故判斷其影響少，從而並未區別屬主相之變韌鐵及回火麻田散鐵的平均結晶粒徑、與肥粒鐵及波來鐵、麻田散鐵的平均結晶粒徑。亦即，藉由上述測定方法測定的平均結晶粒徑為變韌鐵、回火麻田散鐵、肥粒鐵、波來鐵及麻田散鐵的平均結晶粒徑。在

波來鐵的有效結晶粒徑之測定中，並非測定波來鐵團塊的有效結晶粒徑，而係測定波來鐵中肥粒鐵的有效結晶粒徑。

殘留沃斯田鐵的結晶構造為FCC且其他微觀組織為BCC，而互為不同，因此以EBSP可容易測定排除殘留沃斯田鐵後之金屬組織的平均結晶粒徑。

【0056】直徑20nm以上之鐵系碳化物之平均個數密度：1.0×10^6個/mm^2以上

使鋼中含有1.0×10^6個/mm^2以上直徑20nm以上之鐵系碳化物的理由，係為了提高母相的低溫韌性並獲得優異強度與低溫韌性之平衡。本實施形態之鐵系碳化物係指含有Fe及C並且長軸長度小於1μm者。亦即，長軸長度在1μm以上且於波來鐵中的雪明碳鐵、變韌鐵板條間析出的粗大碳化物，在本實施形態中不視為對象。母相為淬火麻田散鐵時，雖強度優異但卻缺乏韌性，而須改善低溫韌性。於是，透過回火等使預定數量以上的鐵系碳化物於鋼中析出，藉此改善主相的低溫韌性，以達成汽車底盤零件用鋼板所需低溫韌性(vTrs≦-50℃)。

【0057】本發明人等調查了鋼板的低溫韌性與鐵系碳化物的個數密度之關係，結果明瞭：藉由使金屬組織中鐵系碳化物的個數密度為1.0×10^6個/mm^2以上，尤其係使回火麻田散鐵及下變韌鐵中鐵系碳化物的個數密度為1.0×10^6個/mm^2以上，藉此便能獲得優異低溫韌性。因此，在本實施形態中，就平行於鋼板的軋延方向之截面，從鋼板表面起算1/4板厚的深度位置的金屬組織中，鐵系碳化物

的個數密度設為1.0×10^6個/mm^2以上。鐵系碳化物的個數密度宜為5.0×10^6個/mm^2以上，較宜為1.0×10^7個/mm^2以上。

另外，於本實施形態熱軋鋼板中析出的鐵系碳化物的尺寸小為300nm以下，並且幾乎係在麻田散鐵及變韌鐵的板條內析出，從而可推斷其係不會使低溫韌性劣化者。

【0058】鐵系碳化物的個數密度之測定係利用以下方式進行：以平行於鋼板的軋延方向之截面作為觀察面來採取試樣，研磨觀察面並以硝太蝕劑蝕刻後，以場發射型掃描電子顯微鏡(FE-SEM：Field Emission Scanning Electron Microscope)觀察以從鋼板表面起算1/4板厚的深度位置為中心之1/8~3/8板厚的範圍。以倍率200000倍觀察10視野以上，測定直徑20nm以上之鐵系碳化物的個數密度。

【0059】表面之平均Ni濃度：7.0%以上

為了在酸洗後(化學轉化處理前)的超高強度鋼板表面亦獲得優異鋯系化學轉化處理皮膜的化學轉化處理性及塗膜密著性，宜使酸洗板表面的Si、Al等的氧化物減低到無害的程度。為了僅透過控制Si、Al等的氧化物來獲得上述效果，在熱軋延的加熱步驟中會極力抑制扁胚表面的氧化，故必須在加熱爐的預加熱區中設成使用有Ar、He、N_2等非活性氣體之實質上無氧化氣體環境，或者將空氣比設成小於0.9之不完全燃燒。然而，就一般的製造熱軋鋼板的步驟，在以廉價且大量生產為前提的情況下，並不可能

在熱軋延的加熱步驟中設成使用有非活性氣體之實質上無氧化氣體環境。並且，若為了控制Si、Al等的氧化物而使空氣比小於0.9，因不完全燃燒所致之熱損失明顯增大，使得加熱爐本身的熱效率降低而會產生生產成本增加等的問題。

本發明人等係以應用廉價且可大量生產的製造步驟為前提，就具有上述化學成分、組織及980MPa以上的拉伸強度、優異韌性及延伸凸緣性之超高強度鋼板，研討了在使用鋯系化學轉化處理液之化學轉化處理後的塗膜密著性。通常，熱軋鋼板會在酸洗後進行化學轉化處理，故在本實施形態中亦會評估酸洗後的鋼板。在本實施形態中，酸洗係使用20~95℃之溫度的1~10質量%之鹽酸溶液，在30至小於60秒之酸洗時間的條件下進行。表面並未形成氧化皮時，可不進行酸洗即加以評估。

研討的結果得知：在使用了FE-EPMA的測定中，只要表面之平均Ni濃度以質量%計在7.0%以上，就算酸洗板表面殘留有Si、Al等的氧化物，在所有樣本中以後述方法評估之塗裝剝離寬度仍會在基準之4.0mm以內，而塗膜密著性優異。並且，在此種情況下，就化學轉化處理皮膜並無觀察到無皮膜區。另一方面，在表面之平均Ni濃度小於7.0%的所有樣本中，塗裝剝離寬度大於4.0mm。

推測這係由於如圖2所示地在鋼板表面形成Ni濃化部3，而於表面局部性地濃化之Ni與基鐵1之間產生電位差，並且該Ni會成為鋯系化學轉化結晶的析出核，因此可促進

鋯系化學轉化結晶4的生成。又，基鐵1係指除氧化皮2外之鋼板部分。

【0060】因此，在本實施形態熱軋鋼板中，表面(酸洗後、化學轉化處理前的表面)之平均Ni濃度為7.0%以上。只要表面之平均Ni濃度在7.0%以上，就算表面殘留有Si、Al等的氧化物，仍足以成為鋯系化學轉化結晶的析出核。為了使表面之平均Ni濃度在7.0%以上，在熱軋延的加熱步驟中，必須於鋼板表面某種程度上選擇性地使Fe氧化，藉此使較Fe不易氧化的Ni在氧化皮與基鐵之界面的基鐵側濃化。

【0061】鋼板表面的平均Ni濃度之測定係使用JXA-8530F場發射電子探針顯微分析儀(FE-EPMA)來實施。測定條件係加速電壓：15kV、照射電流：6×10^{-8}A、照射時間：30ms、光束直徑：1μm。測定係從垂直於鋼板表面的方向對測定面積900μm^2以上進行，並將測定範圍中之Ni濃度加以平均(將所有測定點之Ni濃度加以平均)。

於圖1顯示表面的EPMA測定結果之例。

Ni主要係在氧化皮與基鐵之界面的基鐵側濃化。並且，進行化學轉化處理前，通常會進行酸洗。因此，作為對象之鋼板於表面形成有氧化皮時，係在進行與供於化學轉化處理時同樣的酸洗之後測定。

【0062】針對上述酸洗板的塗膜密著性，依照以下程序進行評估。首先，在將製出的鋼板進行酸洗後，施行使鋯系化學轉化處理皮膜附著之化學轉化處理。並且，於其

上面進行25μm厚的電沉積塗裝並進行170℃×20分鐘的塗裝烘烤處理後，以具尖銳前端之切刀對電沉積塗膜劃出深達基鐵的長度130mm的切痕。然後，以JIS Z 2371：2015所示鹽水噴霧條件，持續實施35℃的溫度下之5%鹽水噴霧700小時後，於切痕部上以平行於切痕部的方式貼上130mm長度的寬24mm的膠帶(NICHIBAN 405A-24 JIS Z 1522：2009)，測定使其剝離時的最大塗膜剝離寬度。

【0063】熱軋鋼板中存在內部氧化層(於基鐵內部有氧化物生成的區域)，內部氧化層從熱軋鋼板表面起算的平均深度為5.0μm以上且在20.0μm以下

就算表層有Ni濃化部，在熱軋鋼板表面若Si、Al等的氧化物的被覆比率過大，仍會變得容易產生無附著鉔系化學轉化處理皮膜之「無皮膜區」。為了抑制上述，較理想的係使Si、Al等的氧化不為外部氧化而為內部氧化，該外部氧化係在較基鐵更外部形成氧化物，該內部氧化則係於內部形成氧化物。

本發明人等僅針對表面之平均Ni濃度在7.0%以上之樣本，進行截面之光學顯微鏡觀察，調查了塗裝剝離寬度與內部氧化層之從鋼板表面起算之平均深度(內部氧化層下端位置的平均)的關係。結果，內部氧化層之平均深度為5.0μm以上的所有樣本，其等之塗裝剝離寬度皆在3.5mm以內，相對於此，在內部氧化層之平均深度小於5.0μm的所有樣本中塗裝剝離寬度皆大於3.5mm且在4.0mm以下。

因此，若要獲得更優異的塗膜密著性，宜使內部氧化

層之從熱軋鋼板表面起算之平均深度為5.0μm以上且在20.0μm以下。

該Si、Al等的內部氧化層之平均深度小於5.0μm時，抑制無附著鋯系化學轉化處理皮膜之「無皮膜區」的效果就小。另一方面，平均深度大於20.0μm時，不僅抑制無附著鋯系化學轉化處理皮膜之「無皮膜區」的效果達飽和，還會因在內部氧化的同時發生脫碳層之生成，導致表層的硬度降低而有疲勞耐久性劣化的疑慮。

【0064】內部氧化層之平均深度，係在酸洗板的板寬方向1/4或3/4的位置切出平行於軋延方向及板厚方向的面作為埋入用樣本，並將其埋入樹脂試樣後施以鏡面研磨，不進行蝕刻便利用光學顯微鏡以195μm×240μm的視野(相當於倍率400倍)觀察12視野以上。以沿板厚方向畫出直線時與鋼板表面相交的位置為表面，每1視野測定5點以該表面為基準之各視野的內部氧化層深度(下端的位置)並加以平均，並且以排除各視野的平均值中最大值與最小值者來算出平均值，以該值為內部氧化層之平均深度。

【0065】在預定條件下酸洗後之熱軋鋼板之表面的算術平均粗度Ra的標準差：10.0μm以上且在50.0μm以下

鋯系化學轉化處理皮膜在與膜厚為數μm之以往的磷酸鋅皮膜相較之下，該鋯系化學轉化處理皮膜之膜厚非常薄，係在數十nm左右。上述膜厚的差異係因鋯系化學轉化處理結晶非常微細之故。化學轉化處理結晶若微細，其化學轉化處理表面就非常平滑，因此難以獲得在如磷酸鋅處

理皮膜可見之由錨定效果所帶來的堅牢的與塗裝膜之密著性。

然而，本發明人等進行研討，結果得知：只要鋼板表面形成凹凸，即可提高化學轉化處理皮膜與塗裝膜之密著性。

本發明人等根據此種知識見解，針對平均Ni濃度在7.0%以上且內部氧化層之平均深度在5.0μm以上的樣本，調查了進行鋯系化學轉化處理前之酸洗板表面的算術平均粗度Ra的標準差與塗膜密著性之關係。其結果，酸洗板表面的算術平均粗度Ra的標準差為10.0μm以上且在50.0μm以下之所有樣本，其等之塗裝剝離寬度皆在3.0mm以內，相對於此，在酸洗板表面的算術平均粗度Ra的標準差小於10.0μm或大於50.0μm之所有樣本中，塗裝剝離寬度皆大於3.0mm且在3.5mm以內。

因此，酸洗後鋼板表面的算術平均粗度Ra的標準差宜為10.0μm以上且在50.0μm以下。

鋼板表面的算術平均粗度Ra的標準差若小於10.0μm，便無法獲得充分的錨定效果。另一方面，酸洗後鋼板表面的算術平均粗度Ra的標準差若大於50.0μm，不僅錨定效果會達飽和，在酸洗後鋼板表面的凹凸之谷部、山部的側面不易附著鋯系化學轉化處理結晶，而變得容易產生「無皮膜區」。

鋼板表面的粗度會依酸洗條件之不同而大幅變化，而在本實施形態熱軋鋼板中，使用20~95℃之溫度的1~10質

量%之鹽酸溶液，在30至小於60秒之酸洗時間的條件下進行酸洗後，熱軋鋼板之表面的算術平均粗度Ra的標準差宜為10.0μm以上且在50.0μm以下。

【0066】算術平均粗度Ra的標準差係藉由JIS B 0601：2013中記載的測定方法測定酸洗板的表面粗度，採用所得之值。在分別測定12樣本以上之表背的算術平均粗度Ra後，算出各樣本的算術平均粗度Ra的標準差，以排除該標準差中最大值與最小值者算出平均值。

【0067】本實施形態熱軋鋼板之板厚並未特別限定，可設為0.8~8.0mm。鋼板之板厚小於0.8mm時，會變得難以確保完成軋延的溫度，並且軋延荷重變得過大，有時會導致難以熱軋延。因此，本發明鋼板之板厚可設為0.8mm以上。較宜為1.2mm以上，更宜為1.4mm以上。另一方面，板厚若大於8.0mm，金屬組織難以微細化，有時會難以確保上述鋼組織。因此，板厚可設為8.0mm以下。更宜為6.0mm以下。

【0068】具有上述化學組成及金屬組織之本實施形態熱軋鋼板，以提升耐蝕性等為目的，亦可使其表面具備鍍層而製成表面處理鋼板。鍍層可為電鍍層，亦可為熔融鍍層。電鍍層可例示電鍍鋅、電鍍Zn-Ni合金等。熔融鍍層則可例示熔融鍍鋅、合金化熔融鍍鋅、熔融鍍鋁、熔融鍍Zn-Al合金、熔融鍍Zn-Al-Mg合金、熔融鍍Zn-Al-Mg-Si合金等。鍍敷附著量並無特別限制，可設為與以往相同。此外，亦可在鍍敷後施行適當化學轉化處理

(例如，聚矽氧系之無鉻化學轉化處理液之塗佈與乾燥)，以更加提高耐蝕性。

【0069】[製造方法]

具有上述化學組成及金屬組織之本實施形態熱軋鋼板，可利用以下製造方法來製造。

【0070】為了獲得本實施形態熱軋鋼板，重要的係：以預定條件進行加熱與熱軋延後，加速冷卻至預定溫度區為止，並在捲取後控制卷料最外周部及卷料內部的冷卻歷程。另外，在熱軋延前加熱扁胚時，控制加熱爐內的空氣比係很重要的。

【0071】在本實施形態熱軋鋼板之製造方法中，依序進行以下步驟(I)~(VI)。本實施形態中扁胚溫度及鋼板溫度係指扁胚的表面溫度及鋼板的表面溫度。

(I)將扁胚加熱至1150℃以上。

(II)以在850~1100℃的溫度區中成為合計90%以上之累積軋縮率之方式、且在精加工溫度成為下述式(2)所示溫度T2(℃)以上之方式進行熱軋延。

(III)在完成熱軋延後1.5秒以內開始冷卻，以50℃/秒以上之平均冷卻速度加速冷卻至下述式(3)所示溫度T3(℃)以下。

(IV)從加速冷卻之冷卻停止溫度起以10℃/秒以上之平均冷卻速度冷卻至捲取溫度為止。

(V)相對於下述式(4)所示溫度T4(℃)，在(T4-100)℃~(T4+50)℃下進行捲取。

【0072】T2(℃)=868-396×[C]-68.1×[Mn]+24.6×[Si]-36.1×[Ni]-24.8×[Cr]-20.7×[Cu]+250×[Al]・・・(2)

T3(℃)=770-270×[C]-90×[Mn]-37×[Ni]-70×[Cr]-83×[Mo]・・・(3)

T4(℃)=591-474×[C]-33×[Mn]-17×[Ni]-17×[Cr]-21×[Mo]・・・(4)

惟，各式中之[元素符號]表示各元素在鋼片中之含量(質量%)。

鋼片之各元素含量，係對從鋼液採取而得之樣本使用火花放電發光分光分析法(Quantovac, QV)而獲得。

【0073】[加熱步驟]

供於熱軋延之扁胚(鋼片)可使用藉由連續鑄造而得之扁胚、或藉由鑄造及分塊而得之扁胚等，並且可使用視需要而對其等施加過熱加工或冷加工者。

從在扁胚表面之Ni濃化、熱軋延中之軋延負荷增大及因伴隨此之在扁胚內部的累積軋縮率不足所致材質劣化的觀點看來，供於熱軋延之扁胚的溫度(扁胚加熱溫度)係設為1150℃以上。而從抑制氧化皮損失的觀點看來，扁胚加熱溫度宜設為1350℃以下。要供於熱軋延之扁胚若為藉由連續鑄造而得之扁胚或藉由分塊軋延而得之扁胚，並且處於高溫狀態(1150℃以上)時，亦可不加熱而直接供於熱軋延。

【0074】惟，為了獲得優異塗膜密著性，重要的係在扁胚加熱中將加熱爐各區的空氣比控制成如以下。為了控

制各區的空氣比，加熱爐的燃燒器設備宜設為蓄熱式燃燒器。其原因在於：相較於以往型式的燃燒器，蓄熱式燃燒器之爐內溫度的均熱性高，並且各區的管控性高，尤其可嚴密管控各區中的空氣比，藉此可進行後述之加熱爐的控制。

【0075】說明適宜之各區的空氣比。

＜預加熱區中之空氣比：1.1~1.9＞

藉由將預加熱區之空氣比設為1.1以上，可使Ni於酸洗後之熱軋鋼板表面濃化，而能使平均Ni濃度在7.0%以上。

加熱爐內之扁胚表面的氧化皮成長行為，若以生成氧化皮厚度進行評估，依其空氣比(氧分壓)可分類為：線性法則，係源自扁胚表面氣體環境之供氧速率決定因子；及拋物線法則，係氧化皮中之鐵離子擴散速率決定因子。為了在加熱爐內之有限的在爐時間中某種程度促進扁胚的氧化皮成長，以在表層形成充分的Ni的濃化層，氧化皮厚度的成長必須遵從拋物線法則。

預加熱區之空氣比若小於1.1，氧化皮的成長便不會成為拋物線法則，而無法在加熱爐內之有限的在爐時間中於扁胚表層形成充分的Ni的濃化層。此情況下，酸洗後熱軋鋼板表面之平均Ni濃度就不會成為7.0%以上，而無法獲得良好塗膜密著性。

【0076】另一方面，預加熱區之空氣比若大於1.9，不僅氧化皮剝落量增加而產率變差，因排放氣體增加所致熱

損失也會變大而熱效率變差，使得生產成本增加。

加熱爐內之氧化皮生成量係受控於剛插入加熱爐後之預加熱區之氣體環境，即便接續其後之區的氣體環境改變，其氧化皮厚度也幾乎不會受到影響。從而，預加熱區中之氧化皮成長行為之控制係非常重要的。

【0077】＜加熱區中之空氣比：0.9~1.3＞

要形成內部氧化層必須在加熱步驟中控制加熱區中之空氣比，藉由使加熱區中之空氣比為0.9以上且1.3以下，便可使內部氧化層之平均深度為5.0~20.0μm。

加熱區中之空氣比若小於0.9，內部氧化層之平均深度就不會獲得5.0μm以上。另一方面，加熱區中之空氣比若大於1.3，不只內部氧化層之平均深度會大於20.0μm，還會因生成脫碳層使得表層硬度降低，而有疲勞耐久性劣化的疑慮。

【0078】＜均熱區中之空氣比：0.9~1.9＞

為了控制酸洗後鋼板表面的凹凸，控制均熱區中之空氣比係有效的，該均熱區係加熱步驟之抽出前的區。在預加熱區中，較Fe更難以氧化的Ni係在氧化皮與基鐵之界面的基鐵側濃化。藉由具有該Ni濃化部的Ni濃化層，在表層，氧化會變得受到抑制，而在後續的加熱區中會抑制外部氧化而促進內部氧化。之後，在均熱區中控制空氣比，藉此，例如圖3所示地，氧化皮2會侵蝕到易於擴散的結晶晶界5等，或者由於因Ni的濃化度之差異等所生之基鐵1表面的Ni濃度之差異，導致氧化皮2與基鐵1之界面的被氧化

狀態不均一，從而使得氧化皮2與基鐵1之界面的凹凸變大。另外，雖不於圖3示出，內部氧化物6周圍的Ni濃化部3會抑制因氧化皮2所致的晶界侵蝕，從而亦會產生凹凸。若將該鋼板進行酸洗，氧化皮2就會被去除，熱軋鋼板的表面就會具有預定粗度。

藉由將均熱區中之空氣比設為0.9以上且1.9以下，在熱軋延後使用例如20~95℃之溫度的1~10質量%之鹽酸溶液，在30至小於60秒之酸洗時間的條件下進行酸洗後，便可使前述熱軋鋼板之前述表面的算術平均粗度Ra的標準差為10.0μm以上且在50.0μm以下。

均熱區之空氣比若小於0.9，便不會達到足以於易於擴散的結晶晶界選擇性地生成氧化物的核之氧勢。從而，酸洗後鋼板表面的算術平均粗度Ra的標準差不會成為10.0μm以上。另一方面，均熱區之空氣比若大於1.9，選擇性地氧化的結晶晶界在板厚方向的深度變得過深，使得酸洗後鋼板表面的算術平均粗度Ra的標準差大於50.0μm。

【0079】預加熱區之空氣比＞加熱區之空氣比

預加熱區中之空氣比的控制，在用以控制酸洗後熱軋鋼板表面的Ni濃度上係很重要的。另一方面，加熱區中之空氣比的控制，在用以控制內部氧化層的形成程度上係很重要的。因此，於預加熱區必須在有限的在爐時間中某種程度促進扁胚的氧化皮成長，以在表層形成充分的Ni的濃化層。為此，必須為氧化皮厚度的成長係遵從拋物線法則

之較高空氣比。另一方面，為了將內部氧化層之平均深度控制在較佳範圍，於加熱區必須抑制成較低空氣比，來壓抑急劇的內部氧化層的成長。又，於加熱區空氣比若高，就會生成脫碳層且其會成長，使得表層硬度降低，而有疲勞耐久性劣化的疑慮。因此，預加熱區之空氣比宜設為較加熱區之空氣比更高。

【0080】「熱軋步驟」

熱軋延宜採用可逆式輥軋機或串聯式輥軋機形成多道次軋延。尤其從工業上的生產性的觀點看來，較宜設為至少最後數段係採用串聯式輥軋機之熱軋延。

【0081】熱軋延之軋縮率：在850~1100℃的溫度區中合計90%以上之累積軋縮率(板厚減少率)

以在850~1100℃的溫度區中成為合計90%以上之累積軋縮率之方式進行熱軋延，藉此主要可謀求再結晶沃斯田鐵晶粒的微細化，並且可促進應變能量蓄積到未再結晶沃斯田鐵晶粒內，且成為主相之變韌鐵及回火麻田散鐵的平均結晶粒徑會微細化。因此，係以在850~1100℃的溫度區中成為合計90%以上之累積軋縮率(藉由軋延所致之板厚減少率為90%以上)之方式進行熱軋延。在850~1100℃的溫度區中累積軋縮率，係指該溫度區之軋延中最初道次前的入口板厚與該溫度區之軋延中最終道次後的出口板厚之差的百分比。

【0082】完成熱軋延之溫度(精加工溫度)：T2(℃)以上

熱軋延的完成溫度設為T2(℃)以上。藉由使熱軋延的完成溫度為T2(℃)以上，可抑制沃斯田鐵中的肥粒鐵成核部位過度增大，而可將最終組織(製造後之熱軋鋼板的金屬組織)中肥粒鐵面積分率抑制在小於5.0%。

【0083】[一次冷卻步驟]

完成熱軋延後之加速冷卻：在1.5秒以內開始冷卻，以50℃/秒以上之平均冷卻速度冷卻至T3(℃)

為了抑制藉由熱軋延而細晶粒化之沃斯田鐵結晶粒的成長，係在完成熱軋延後1.5秒以內開始加速冷卻。

在完成熱軋延後1.5秒以內開始加速冷卻(一次冷卻)，以50℃/秒以上之平均冷卻速度冷卻至T3(℃)以下，從而可抑制肥粒鐵及波來鐵生成，而可提高變韌鐵及回火麻田散鐵的面積分率。藉此，金屬組織中的均一性便會提升，而鋼板的強度及延伸凸緣性提升。此處所謂平均冷卻速度係指以下之值：將從開始加速冷卻時(將鋼板導入冷卻設備時)起至完成加速冷卻時(從冷卻設備導出鋼板時)為止的鋼板溫度下降幅度，除以從開始加速冷卻時起至結束加速冷卻時為止所需時間而得之值。在完成熱軋延後之加速冷卻中，若至開始冷卻為止的時間大於1.5秒、平均冷卻速度小於50℃/秒或冷卻停止溫度高於T3(℃)，則在鋼板內部肥粒鐵變態及/或波來鐵變態會變得顯著，而難以獲得變韌鐵及回火麻田散鐵主體之金屬組織。因此，完成熱軋延後之加速冷卻，係在完成熱軋延後1.5秒以內開始冷卻，以50℃/秒以上之平均冷卻速度冷卻至T3(℃)以下。冷卻速度

之上限並無特別規定，而若要使冷卻速度變快則冷卻設備的規模就會變大，使得設備成本變高。因此，若考慮到設備成本，則平均冷卻速度以300℃/秒以下為佳。另外，加速冷卻之冷卻停止溫度設為(T4-100)℃以上即可。

【0084】[二次冷卻步驟]

從一次冷卻之冷卻停止溫度起至捲取溫度為止之平均冷卻速度：10℃/秒以上

為了將波來鐵的面積分率抑制為小於5.0%，從加速冷卻之冷卻停止溫度起至捲取溫度為止之平均冷卻速度設為10℃/秒以上(二次冷卻)。藉此，可增大變韌鐵及回火麻田散鐵的面積分率，而可提高鋼板強度及延伸凸緣性之平衡。此處所謂平均冷卻速度係指以下之值：將從加速冷卻的冷卻停止溫度起至捲取溫度為止的鋼板溫度下降幅度，除以從停止加速冷卻時起至捲取為止所需的時間而得之值。上述平均冷卻速度小於10℃/秒時，波來鐵面積分率就會增大，而強度降低並且延性降低。因此，從加速冷卻的冷卻停止溫度起至捲取溫度為止的平均冷卻速度設為10℃/秒以上。上限並無特別規定，若考慮到因熱應變所致之板翹曲，則平均冷卻速度宜為300℃/秒以下。

【0085】[捲取步驟]

捲取溫度：(T4-100)℃~(T4+50)℃

捲取溫度設為(T4-100)℃~(T4+50)℃。若使捲取溫度低於(T4-100)℃，從變韌鐵及回火麻田散鐵往沃斯田鐵中的碳排出就不會進行，而沃斯田鐵不會穩定化，因此難以

獲得以面積分率計3.0%以上的殘留沃斯田鐵，鋼板的延性降低。除此之外，鐵系碳化物的個數密度亦會降低，從而鋼板的低溫韌性亦劣化。另外，捲取溫度高於(T4+50)℃時，從變韌鐵及回火麻田散鐵排出的碳會以鐵系碳化物的形態於鋼中過度析出，故碳不會在沃斯田鐵中充分濃化，而亦不利於使殘留沃斯田鐵中C濃度在0.50質量%以上。因此，捲取溫度設為(T4-100)℃~(T4+50)℃。

【0086】捲取後，以通常方法冷卻至室溫即可。

【0087】[酸洗步驟]

[平整步驟]

以透過矯正鋼板形狀或導入可動差排來謀求提升延性為目的，可施行軋縮率在0.1%以上且2.0%以下的平整軋延。另外，以去除附著於所得熱軋鋼板表面的氧化皮為目的，亦可視需要對所得熱軋鋼板進行酸洗。若要酸洗，則宜使用20~95℃之溫度的1~10wt%之鹽酸溶液，在30至小於60秒之酸洗時間的條件下進行酸洗。

並且，在酸洗後，在產線上(in-line)或產線下(off-line)對所得熱軋鋼板施行軋縮率10%以下的平整或冷軋延亦無妨。

【0088】只要根據以上製造方法，便能製造出本實施形態熱軋鋼板。

實施例

【0089】以下，利用實施例更具體地說明本發明，而本發明並不限於該等實施例。

【0090】熔煉具有表1A、表1B之鋼編號A~W所示成分組成的鋼，藉由連續鑄造製造厚度為240~300mm的扁胚。並且使用蓄熱式燃燒器將所得扁胚加熱至表2A、表2B所示溫度。此時，係將預加熱區(預加熱帶)、加熱區(加熱帶)及均熱區(均熱帶)之空氣比控制成如表2A、表2B。

【0091】在如表2A、表2B所示累積軋縮率及精加工溫度下，將經加熱後之扁胚進行了熱軋延。在熱軋延後，以表2A、表2B所示時間點及冷卻條件進行冷卻，並且於冷卻後進行了捲取。

對於編號2及編號8係進行了熔融鍍鋅。

【0092】對所得製造編號1~38之熱軋鋼板進行金屬組織觀察，以求算各相的面積分率及平均結晶粒徑。

【0093】各相的面積分率係利用以下方法求算。

使用硝太蝕劑試劑及日本特開昭59-219473號公報中揭示的試劑，腐蝕平行於鋼板的軋延方向之截面。有關截面之腐蝕，具體而言，係以於100ml的乙醇中溶解1~5g的苦味酸而成之溶液為A液體，以於100ml的水中溶解1~25g的硫代硫酸鈉及1~5g的檸檬酸而成之溶液為B液體，將A液體與B液體以1：1的比例混合而製成混合液後，相對於該混合液之總量更添加1.5~4%比率的硝酸並加以混合，而以所獲得的液體作為前處理液。並且，於2%硝太蝕劑液體中，相對於2%硝太蝕劑液體之總量更添加10%比率的上述前處理液並加以混合，以所獲得的液體作為後處理液。將平行於鋼板的軋延方向之截面浸漬於上述前處理液中

3~15秒後，以酒精清洗並加以乾燥，然後浸漬於上述後處理液中3~20秒，之後再水洗並乾燥，藉此腐蝕了上述截面。

接著，在從鋼板表面起起算1/4板厚的深度位置，使用掃描型電子顯微鏡或穿透型電子顯微鏡以倍率1000~100000倍觀察40μm×30μm的區域至少3區域，藉此根據形狀及碳化物狀態來鑑定金屬組織中之變韌鐵、回火麻田散鐵、肥粒鐵、波來鐵及麻田散鐵，並確認各相的存在位置及測定面積分率。

並且，使用X射線繞射測定了殘留沃斯田鐵面積分率。具體而言，首先就鋼板的1/4板厚的深度位置，在平行於鋼板的軋延方向之截面使用Co-Kα射線並求算α(110)、α(200)、α(211)、γ(111)、γ(200)及γ(220)共6個波峰的積分強度後，採用強度平均法算出，藉此獲得了殘留沃斯田鐵的面積分率。

【0094】平均結晶粒徑係利用以下方法求算。

將相鄰接之晶粒的方位差在15°以上者定義為一個晶粒，透過所測繪的影像使晶粒可視化而求出平均結晶粒徑，該相鄰接之晶粒的方位差係使用EBSP-OIM(Electron Back Scatter Diffraction Pattern-Orientation Image Microscopy)法來定義。就平行於鋼板的軋延方向之截面，在從鋼板表面起算1/4板厚的深度位置中要測定金屬組織的平均結晶粒徑時，係以1200倍之倍率測定40μm×30μm的區域並測定10視野，以相鄰接之晶粒的方位差在15°以上結晶的粒徑(有效結晶粒徑)平均作為平均

結晶粒徑。

【0095】此外，對於所得熱軋鋼板，使用20~95℃之溫度的1~10質量%之鹽酸溶液，在30至小於60秒之酸洗時間的條件下進行了酸洗後，求算了表面之Ni濃度、鐵系碳化物的個數密度、內部氧化層之平均深度及表面的算術平均粗度。

【0096】表面之Ni濃度係利用以下方法求算。

使用JXA-8530F場發射電子探針顯微分析儀(FE-EPMA)，將作為對象之熱軋鋼板從垂直於鋼板表面的方向對測定面積900μm^{2}以上進行Ni濃度的分析，並將測定範圍之Ni濃度加以平均。此時，測定條件設為：加速電壓：15kV、照射電流：6×10^{-8}A、照射時間：30ms、光束直徑：1μm。

【0097】鐵系碳化物的個數密度係利用以下方法求算。

以平行於鋼板的軋延方向之截面作為觀察面來採取試樣，研磨觀察面並以硝太蝕劑蝕刻後，利用場發射型掃描電子顯微鏡(FE-SEM：Field Emission Scanning Electron Microscope)，以倍率200000倍觀察以從鋼板表面起算1/4板厚的深度位置為中心之板厚1/8~3/8的範圍，並觀察10視野，而測得鐵系碳化物的個數密度。

【0098】內部氧化層之平均深度係利用以下方法求算。

在酸洗板的板寬方向1/4或3/4的位置切出平行於軋延

方向及板厚方向的面作為埋入用樣本，並將其埋入樹脂試樣後施以鏡面研磨，不進行蝕刻便利用光學顯微鏡以195μm×240μm的視野(相當於倍率400倍)觀察了12視野以上。以沿板厚方向畫出直線時與鋼板表面相交的位置為表面，每1視野測定5點以該表面為基準之各視野的內部氧化層深度(下端的位置)並加以平均，並且以排除各視野的平均值中最大值與最小值者來算出平均值，而以該值為內部氧化層之平均深度。

【0099】表面的算術平均粗度的標準差係利用以下方法求算。

將酸洗板的表面粗度藉由JIS B 0601：2013中記載的測定方法，分別測定12樣本以上之表背的算術平均粗度Ra後，算出各樣本的算術平均粗度Ra的標準差，以排除該標準差中最大值與最小值者算出平均值而求得。

【0100】另外，針對所得製造編號1~38的鋼板，作為機械特性係求算了拉伸強度、韌性(vTrs)、延性及延伸凸緣性。

【0101】拉伸強度及延性(總延伸率)係從熱軋鋼板採取JIS5號試驗片，並依據JIS Z 2241：2011進行拉伸試驗來求算。拉伸強度(TS)表示JIS Z 2241：2011的拉伸強度。另，總延伸率(t-EL)表示JIS Z 2241：2011的斷裂時總延伸率。

只要拉伸強度在980MPa以上且延性在12.0%以上，即判斷為已獲得較佳特性。

【0102】韌性係利用以下方法求算。遵循JIS Z 2242：2005記載之金屬材料的沙丕衝擊試驗方法，求出轉變溫度。

只要vTrs在-50℃以下，即判斷為已獲得較佳特性。

【0103】延伸凸緣性係依據JSS Z 2256：2010中記載的擴孔試驗方法求算擴孔值，並以其作為延伸凸緣性的指標。

只要擴孔性在45%以上，即判斷為已獲得較佳特性。

【0104】另外，對於上述之酸洗後之熱軋鋼板，在脫脂後充分水洗，並將其浸漬於鋯化學轉化處理浴。化學轉化處理浴含有$(NH_4)_2ZrF_6$：10mM(mmol/l)及金屬鹽0~3mM，並且設為pH4(NH_3,HNO_3)、浴溫度45℃。處理時間設為120。

【0105】針對化學轉化處理後之熱軋鋼板，評估了化學轉化處理性及塗膜密著性。

【0106】化學轉化處理性係利用以下方法進行評估。藉由利用場發射型掃描電子顯微鏡(FE-SEM：Field Emission Scanning Electron Microscope)觀察化學轉化處理後的鋼板表面來進行。具體而言，係以倍率10000倍觀察10視野，觀察有無並未附著有化學轉化處理結晶之「無皮膜區」。觀察時，係以加速電壓5kV、探針直徑：30mm以及傾斜角度45°及60°進行了觀察。進行鎢塗敷(ESC-101，ELIONIX)150秒，以對試樣賦予導電性。

在所有視野中皆沒有觀察到無皮膜區時，即判斷為化

學轉化處理性優異(表中OK)。

【0107】塗膜密著性係利用以下方法進行評估。

於化學轉化處理後之熱軋鋼板的上面進行25μm厚的電沉積塗裝，並進行170℃×20分鐘的塗裝烘烤處理後，以具尖銳前端之切刀對電沉積塗膜劃出深達基鐵的長度130mm的切痕後，以JIS Z 2371所示鹽水噴霧條件，持續實施35℃的溫度下之5%鹽水噴霧700小時後，於切痕部上以平行於切痕部的方式貼上130mm長度的寬24mm的膠帶(NICHIBAN 405A-24 JIS Z 1522)，測定使其剝離時的最大塗膜剝離寬度。

只要最大塗膜剝離寬度在4.0mm以下，即判斷為塗膜密著性優異。

【0108】結果列示於表3A、表3B及表3C。

從表3A、表3B及表3C可知：屬本發明例之製造編號1~4、8~11及20~32中，即便拉伸強度為980MPa，仍確保了汽車用鋼板所要求的機械特性，並且即便進行了使用鋯系化學轉化處理液的化學轉化處理，仍獲得了化學轉化處理性良好且塗膜密著性優異的化學轉化處理皮膜。

相對於此，成分、金屬組織或表面之Ni濃度不在本發明範圍內之製造編號5~7、12~19及33~38中，機械特性並不充分或者化學轉化處理性及/或塗膜密著性差。(為了參考，表3C中係對本發明範圍外的值及沒有達到目標的特性附有底線)

【0109】[表1A]

鋼編號	質量% 剩餘部分為Fe及不純物														
	C	Si	Mn	Al	P	S	O	N	Ni	Nb	Ti	Cu	Mo	V	Cr
A	0.114	1.01	2.90	0.041	0.006	0.0004	0.0064	0.0060	0.15						
B	0.170	2.06	2.47	0.028	0.099	0.0018	0.0020	0.0039	0.02						
C	0.239	2.28	1.02	0.065	0.089	0.0010	0.0084	0.0048	0.46						
D	0.194	2.22	2.15	0.035	0.008	0.0040	0.0031	0.0038	0.03						
E	0.245	2.68	1.51	0.040	0.040	0.0010	0.0094	0.0024	0.05						
F	0.170	2.91	1.37	0.033	0.006	0.0015	0.0001	0.0050	0.67						
G	0.134	0.39	3.90	0.558	0.091	0.0029	0.0050	0.0727	1.88						
H	0.190	0.57	3.24	1.564	0.042	0.0040	0.0035	0.0031	1.59	0.025					
I	0.216	2.31	2.48	0.159	0.067	0.0038	0.0014	0.0797	1.09		0.054				
J	0.102	2.04	2.41	0.768	0.091	0.0027	0.0046	0.0861	1.41			0.05			
K	0.243	2.41	2.53	0.185	0.026	0.0047	0.0048	0.0770	0.72				0.015		
L	0.186	0.70	1.17	1.047	0.090	0.0004	0.0045	0.0483	0.15					0.499	
M	0.154	1.20	3.97	0.830	0.070	0.0028	0.0010	0.0849	0.23						0.54
N	0.188	1.26	3.11	0.608	0.091	0.0009	0.0041	0.0419	0.16						
O	0.194	1.83	3.81	0.695	0.000	0.0019	0.0029	0.0507	1.75						
P	0.157	2.70	1.81	0.091	0.047	0.0009	0.0003	0.0495	1.23						
Q	0.238	0.05	2.81	1.460	0.010	0.0036	0.0020	0.0033	0.04						
R	0.088	0.54	3.36	0.597	0.062	0.0029	0.0028	0.0300	0.37						
S	0.266	1.14	3.93	1.093	0.077	0.0042	0.0009	0.0314	0.08						
T	0.115	2.88	1.28	0.037	0.081	0.0022	0.0045	0.0019	0.01						
U	0.189	0.03	3.91	1.217	0.038	0.0048	0.0002	0.0478	0.58						
V	0.229	1.73	0.94	0.997	0.023	0.0040	0.0036	0.0054	1.43						
W	0.155	2.12	2.16	1.069	0.021	0.0017	0.0045	0.0133	0.74						

【0110】[表1B]

鋼編號	質量% 剩餘部分為Fe及不純物															Si+Al (%)	T2 (°C)	T3 (°C)	T4 (°C)
	Mg	Ca	REM	B	Bi	Zr	Co	Zn	W	Sn									
A					0.015											1.05	655	473	439
B																2.09	689	501	429
C																2.34	759	597	436
D																2.26	707	523	428
E							0.67									2.72	742	566	424
F																2.94	763	576	454
G																0.95	631	314	367
H																2.14	919	368	367
I						0.32										2.47	671	448	388
J									0.51							2.81	854	474	439
K																2.59	679	449	380
L																1.74	988	609	462
M								0.67								2.03	752	325	374
N	0.0019															1.87	759	434	397
O		0.0015														2.52	688	310	344
P				0.0067						0.029						2.79	728	519	436
Q					0.0016											1.51	947	451	385
R																1.14	754	431	432
S																2.23	793	341	334
T																2.92	815	623	494
U																1.24	811	346	362
V																2.72	954	571	427
W																3.19	952	506	434

【0111】[表2A]

製造編號	鋼編號	預加熱帶加熱溫度 °C	預加熱帶空氣比	均熱帶空氣比	850~1100°C之累積軋縮率 %	精加工溫度 °C	加熱帶空氣比	至開始冷卻為止的時間 秒	一次冷卻平均冷卻速度 °C/秒	一次冷卻停止溫度 °C	二次冷卻平均冷卻速度 °C/秒	捲取溫度 °C	備註
1	A	1260	1.5	1.5	91	800	1.0	1.2	170	450	40	400	本發明
2	B	1220	1.5	1.7	94	800	1.1	1.3	110	500	20	400	本發明
3	C	1260	1.2	1.4	91	800	1.0	0.4	280	550	20	400	本發明
4	D	1270	1.2	1.3	97	800	1.1	0.1	90	500	20	400	本發明
5	D	1120	1.3	1.4	96	800	1.1	1.3	110	500	40	400	比較例
6	D	1230	2.0	0.9	92	800	0.9	0.3	50	500	40	400	比較例
7	D	1260	0.9	1.3	94	800	1.1	0.9	290	500	30	400	比較例
8	D	1270	1.3	1.7	92	800	1.5	0.2	120	500	20	400	本發明
9	D	1220	1.8	1.3	96	800	0.8	1.1	190	500	30	400	本發明
10	D	1220	1.3	2.0	97	800	0.9	0.8	220	500	40	400	本發明
11	D	1200	1.7	0.8	93	800	1.1	0.2	240	500	10	400	本發明
12	D	1270	1.5	1.9	87	800	1.3	1.4	140	500	30	400	比較例
13	D	1260	1.9	1.0	90	700	0.9	0.7	180	500	40	400	比較例
14	D	1280	1.4	1.7	95	800	0.9	1.7	120	500	30	400	比較例
15	D	1210	1.3	1.8	95	800	1.1	1.3	35	500	40	400	比較例
16	D	1280	1.2	1.2	94	800	1.0	0.8	60	575	20	400	比較例
17	D	1200	1.7	1.9	94	800	1.2	1.2	170	500	5	400	比較例
18	D	1220	1.8	1.8	92	800	1.0	0.1	300	500	40	500	比較例

製造編號	鋼編號	加熱溫度℃	預加熱帶空氣比	加熱帶空氣比	均熱帶空氣比	850~1100℃之累積軋縮率%	精加工溫度℃	至開始冷卻為止的時間秒	一次冷卻平均冷卻速度℃/秒	一次冷卻停止溫度℃	二次冷卻平均冷卻速度℃/秒	捲取溫度℃	備註
19	D	1220	1.1	1.3	1.8	92	800	1.1	60	500	30	250	比較例
20	E	1220	1.9	1.1	1.4	92	800	1.3	80	550	50	450	本發明
21	F	1230	1.4	1.0	1.3	96	800	1.2	160	550	20	450	本發明
22	G	1270	1.1	1.1	1.2	97	800	0.2	190	300	30	280	本發明
23	H	1250	1.5	1.0	1.5	94	950	1.0	210	350	40	300	本發明
24	I	1210	1.2	0.9	1.5	97	800	1.2	100	425	20	400	本發明
25	J	1200	1.4	0.9	1.3	94	900	0.8	140	450	40	400	本發明
26	K	1270	1.5	0.9	1.0	95	800	1.5	220	425	10	400	本發明
27	L	1250	1.2	1.1	1.4	90	1000	0.6	170	550	10	450	本發明
28	M	1260	1.7	1.1	1.2	97	800	1.1	110	300	10	290	本發明
29	N	1280	1.1	1.1	1.6	91	800	0.0	260	425	30	400	本發明
30	O	1230	1.2	1.1	1.5	93	800	1.1	60	300	10	280	本發明
31	P	1280	1.1	1.1	1.4	95	800	1.4	160	500	30	450	本發明
32	Q	1270	1.1	1.2	1.7	92	950	0.9	220	450	30	400	本發明
33	R	1260	1.7	0.9	1.4	93	800	1.1	210	425	20	400	比較例
34	S	1250	1.5	1.1	1.2	91	800	1.0	100	300	30	280	比較例
35	T	1220	1.3	0.9	1.1	92	850	1.1	220	550	50	450	比較例
36	U	1260	1.5	1.3	1.5	93	850	0.6	160	300	30	280	比較例
37	V	1230	1.1	1.3	1.4	97	980	0.6	90	550	40	450	比較例
38	W	1230	1.7	1.2	1.2	96	980	0.6	180	500	30	450	比較例

【0113】[表3A]

製造編號	金屬組織							機械特性							其他		
	回火麻田散鐵+變韌鐵 面積%	肥粒鐵 面積%	波來鐵 面積%	殘留沃斯田鐵 面積%	麻田散鐵 面積%	結晶粒徑 μm	鐵系碳化物之平均個數密度 (x10⁶) 個/mm²	表面之Ni濃度 質量%	內部氧化層平均深度 μm	表面的算術平均粗度 μm	板厚 mm						
1	91.0	0.0	0.0	8.0	1.0	5.0	2.0	9.5	5.5	40.4	0.8						
2	92.0	0.0	0.0	7.0	1.0	4.0	3.0	8.0	9.4	23.6	1.2						
3	84.0	0.0	0.0	14.0	2.0	5.0	7.0	7.2	17.8	43.1	3.6						
4	86.0	0.0	0.0	12.0	2.0	4.5	10.0	7.9	5.9	32.6	3.2						
5	80.0	8.0	0.0	9.0	3.0	8.0	0.8	6.8	4.0	8.0	2.6						
6	85.0	0.0	0.0	13.0	2.0	5.0	5.0	6.9	21.0	53.0	2.0						
7	88.0	0.0	0.0	11.0	1.0	4.5	4.0	3.4	4.8	9.3	3.2						
8	85.0	0.0	0.0	13.0	2.0	5.0	5.0	7.7	22.0	50.2	2.3						
9	86.0	0.0	0.0	11.0	3.0	4.5	6.0	7.6	4.6	9.1	2.6						
10	86.0	0.0	0.0	12.0	2.0	5.0	5.0	7.4	18.5	63.1	2.9						
11	88.0	0.0	0.0	10.0	2.0	4.5	5.0	7.9	19.6	7.2	4.0						
12	90.0	0.0	0.0	8.0	2.0	11.0	0.9	9.0	18.6	45.7	1.6						
13	48.0	35.0	0.0	14.0	3.0	10.0	0.5	9.3	13.6	40.0	2.3						
14	64.0	26.0	7.0	2.0	1.0	11.0	0.6	7.8	10.4	42.5	1.2						
15	75.0	16.0	4.0	4.0	1.0	9.0	0.5	8.5	16.3	49.0	2.9						
16	69.0	21.0	6.0	3.0	1.0	8.0	0.4	7.8	17.2	44.4	2.0						
17	81.0	11.0	8.0	0.0	0.0	8.0	0.3	8.8	9.0	13.1	1.0						
18	97.0	0.0	0.0	2.0	1.0	5.5	9.0	7.2	6.1	29.9	1.4						
19	88.0	0.0	0.0	1.0	11.0	5.0	0.1	9.4	15.1	24.2	4.0						

【0114】[表3B]

製造編號	金屬組織						表面之Ni濃度 質量%	內部氧化層平均深度 μm	板厚 mm
	回火麻田散鐵+變韌鐵 面積%	肥粒鐵 面積%	麻田散鐵	殘留沃斯田鐵 面積%	波來鐵 面積%	平均結晶粒徑 μm	鐵系碳化物之平均個數密度 (x10⁶) 個/mm²			
20	80.0	0.0	4.0	16.0	0.0	4.0	9.0	9.5	19.6	0.8
21	89.0	0.0	2.0	9.0	0.0	5.5	3.0	8.4	11.2	1.6
22	82.0	0.0	3.0	15.0	0.0	3.5	1.0	9.0	17.7	3.6
23	84.0	0.0	2.0	14.0	0.0	2.5	4.0	9.3	15.4	1.8
24	82.0	0.0	3.0	15.0	0.0	3.0	3.5	7.7	6.2	2.6
25	93.0	0.0	1.0	6.0	0.0	5.5	1.5	7.8	17.2	2.9
26	84.0	0.0	2.0	14.0	0.0	4.5	8.0	9.7	19.1	0.8
27	92.0	0.0	1.0	7.0	0.0	5.5	1.5	9.7	18.1	2.9
28	93.0	0.0	1.0	6.0	0.0	6.0	1.0	9.1	16.3	1.8
29	90.0	0.0	2.0	8.0	0.0	5.0	1.5	9.3	17.2	3.2
30	89.0	0.0	2.0	9.0	0.0	4.0	7.0	7.8	8.6	4.0
31	93.0	0.0	1.0	6.0	0.0	5.0	1.0	7.9	5.4	2.3
32	87.0	0.0	2.0	11.0	0.0	6.0	4.0	8.5	5.8	2.3
33	75.0	22.0	1.0	2.0	0.0	7.0	0.5	9.4	13.3	1.6
34	55.0	35.0	0.0	0.0	10.0	11.0	0.1	9.1	16.6	2.9
35	93.0	0.0	1.0	6.0	0.0	5.0	1.0	9.0	4.8	2.6
36	91.0	0.0	1.0	2.0	6.0	5.0	5.0	9.7	15.2	3.2
37	60.0	35.0	4.0	1.0	0.0	9.0	0.4	8.3	17.1	3.2
38	88.0	4.0	1.0	7.0	0.0	6.5	2.0	7.2	18.5	2.0

【0115】[表3C]

製造編號	特性						備註
	拉伸強度 MPa	韌性 vTrs ℃	延性 (JIS5-C) %	延伸凸緣性 (擴孔值) %	化學轉化處理性 (有無無皮膜區)	塗膜密著性 (剝離試驗的剝離寬度) mm	
1	1031	−85	17.0	65	OK	0.9	本發明例
2	1071	−90	16.3	70	OK	1.0	本發明例
3	981	−80	17.8	75	OK	1.8	本發明例
4	1035	−85	16.9	58	OK	2.8	本發明例
5	965	−45	11.4	60	NG	4.2	比較例
6	1028	−80	17.0	58	NG	4.1	比較例
7	1046	−85	16.7	57	NG	7.1	比較例
8	1030	−80	17.0	59	OK	3.8	本發明例
9	1028	−85	17.0	60	OK	3.7	本發明例
10	1051	−80	16.7	56	OK	3.2	本發明例
11	1044	−85	16.8	57	OK	3.3	本發明例
12	1102	−40	15.9	55	OK	2.9	比較例
13	890	−45	19.7	38	OK	2.8	比較例
14	912	−45	11.8	35	OK	0.4	比較例
15	945	−40	11.0	32	OK	2.0	比較例
16	924	−45	11.6	31	OK	3.0	比較例
17	886	−40	11.2	35	OK	1.7	比較例
18	996	−80	10.0	60	OK	3.0	比較例
19	1084	−45	9.7	40	OK	2.0	比較例
20	1006	−80	17.4	60	OK	2.6	本發明例
21	988	−75	17.7	61	OK	0.2	本發明例
22	1356	−80	13.1	46	OK	3.0	本發明例
23	1273	−95	13.7	47	OK	2.9	本發明例
24	1207	−90	14.5	49	OK	1.0	本發明例
25	1006	−75	17.4	61	OK	3.0	本發明例
26	1260	−60	13.9	48	OK	1.1	本發明例
27	989	−80	17.7	60	OK	0.8	本發明例
28	1488	−60	12.0	45	OK	0.5	本發明例
29	1221	−75	12.1	50	OK	0.1	本發明例
30	1491	−65	12.4	46	OK	1.7	本發明例
31	1063	−80	16.5	58	OK	2.3	本發明例
32	1137	−75	15.4	55	OK	0.3	本發明例
33	988	−45	11.1	55	OK	3.0	比較例
34	1171	−35	6.0	30	OK	2.0	比較例
35	982	−85	17.8	60	NG	7.8	比較例
36	1371	−55	9.0	50	OK	2.3	比較例
37	789	−50	10.3	65	OK	2.9	比較例
38	996	−65	17.6	55	NG	8.4	比較例

【0116】產業上之可利用性

根據本發明，可獲得一種熱軋鋼板，其為具有980MPa以上的拉伸強度與高壓製成形性(延性及延伸凸緣性)的超高強度鋼板，並且即便在使用了鋯系化學轉化處理液的情況下，其仍具有與使用了磷酸鋅化學轉化處理液時為同等以上的化學轉化處理性與塗膜密著性。本發明鋼板因化學轉化處理性與塗膜密著性優異，故塗裝後耐蝕性優異。並且，延性及延伸凸緣性亦優異。因此，本發明適於需要高強度、成形性及塗裝後耐蝕性之汽車用零件。

【符號說明】

【0117】1:基鐵(鋼板)

2:氧化皮

3:Ni濃化部

4:鋯系化學轉化結晶

5:結晶晶界

6:內部氧化物

【發明申請專利範圍】

【請求項1】　一種熱軋鋼板，其特徵在於：

其以板厚方向整體的平均值表示之化學組成，以質量%計含有：

C：0.100~0.250%、

Si：0.05~3.00%、

Mn：1.00~4.00%、

Al：0.001~2.000%、

Ni：0.02~2.00%、

Nb：0~0.300%、

Ti：0~0.300%、

Cu：0~2.00%、

Mo：0~1.000%、

V：0~0.500%、

Cr：0~2.00%、

Mg：0~0.0200%、

Ca：0~0.0200%、

REM：0~0.1000%、

B：0~0.0100%、

Bi：0~0.020%、

Zr、Co、Zn及W中之1種或2種以上：合計0~1.000%、

Sn：0~0.050%、

P：0.100%以下、

S：0.0300%以下、

O：0.0100%以下及

N：0.1000%以下，且

剩餘部分由Fe及不純物所構成，並且滿足下述式(1)；

令厚度為t時，從表面起算t/4位置之金屬組織以面積分率計含有：77.0~97.0%之變韌鐵或回火麻田散鐵、0~5.0%之肥粒鐵、0~5.0%之波來鐵、3.0%以上之殘留沃斯田鐵及0~10.0%之麻田散鐵；

前述金屬組織中，

排除前述殘留沃斯田鐵後之平均結晶粒徑為7.0μm以下；

直徑20nm以上的鐵系碳化物的平均個數密度為1.0×10^{6}個/mm^{2}以上；

拉伸強度為980MPa以上；並且

前述表面之平均Ni濃度為7.0%以上；

$0.05\% \leqq Si+Al \leqq 3.00\%$・・・式(1)

上述式(1)中所示元素為前述熱軋鋼板中所含元素的質量%。

【請求項2】　如請求項1之熱軋鋼板，其中前述化學組成以質量%計含有Ni：0.02~0.05%。

【請求項3】　如請求項1或2之熱軋鋼板，前述熱軋鋼板中存在內部氧化層，且前述內部氧化層之平均深度係從前述熱軋鋼板的前述表面起算5.0μm以上且在20.0μm以下。

【請求項4】　如請求項1至3中任一項之熱軋鋼板，

其中前述熱軋鋼板之前述表面的算術平均粗度Ra的標準差為10.0μm以上且在50.0μm以下。

【請求項5】　如請求項1至4中任一項之熱軋鋼板，其中前述化學組成以質量%計含有以下中之1種或2種元素：

V：0.005~0.500%、

Ti：0.005~0.300%。

【請求項6】　如請求項1至5中任一項之熱軋鋼板，其中前述化學組成以質量%計含有以下中之1種或2種以上元素：

Nb：0.005~0.300%、

Cu：0.01%~2.00%、

Mo：0.01%~1.000%、

B：0.0001~0.0100%及

Cr：0.01%以上且2.00%以下。

【請求項7】　如請求項1至6中任一項之熱軋鋼板，其中前述化學組成以質量%計含有以下中之1種或2種以上元素：

Mg：0.0005~0.0200%、

Ca：0.0005~0.0200%及

REM：0.0005~0.1000%。

【請求項8】　一種熱軋鋼板之製造方法，其特徵在於：

其具有以下步驟：

加熱步驟，係以具備有蓄熱式燃燒器之加熱爐將具有如請求項1之化學組成的鋼片加熱至1150℃以上，該加熱爐至少具有預加熱區、加熱區及均熱區；

熱軋步驟，係以精加工溫度成為以下述式(2)獲得之T2℃以上之方式、且在850~1100℃的溫度區之累積軋縮率成為90%以上之方式，將經加熱之前述鋼片進行熱軋延，以獲得熱軋鋼板；

一次冷卻步驟，係在前述熱軋步驟後於1.5秒以內開始冷卻，並且以50℃/秒以上之平均冷卻速度將前述熱軋鋼板冷卻至以下述式(3)表示之溫度T3℃以下；

二次冷卻步驟，係在令以下述式(4)表示之溫度為T4℃時，從前述一次冷卻步驟之冷卻停止溫度起，以10℃/秒以上之平均冷卻速度冷卻至(T4-100)℃~(T4+50)℃之捲取溫度為止；及

捲取步驟，係在前述捲取溫度下進行捲取；並且

在前述加熱步驟中，設前述預加熱區中之空氣比為1.1~1.9；

$$T2(℃)=868-396\times[C]-68.1\times[Mn]+24.6\times[Si]-36.1\times[Ni]-24.8\times[Cr]-20.7\times[Cu]+250\times[Al]\cdots(2)$$

$$T3(℃)=770-270\times[C]-90\times[Mn]-37\times[Ni]-70\times[Cr]-83\times[Mo]\cdots(3)$$

$$T4(℃)=591-474\times[C]-33\times[Mn]-17\times[Ni]-17\times[Cr]-21\times[Mo]\cdots(4)$$

惟，各式中之[元素符號]表示各元素在前述鋼片中以

質量%計之含量。

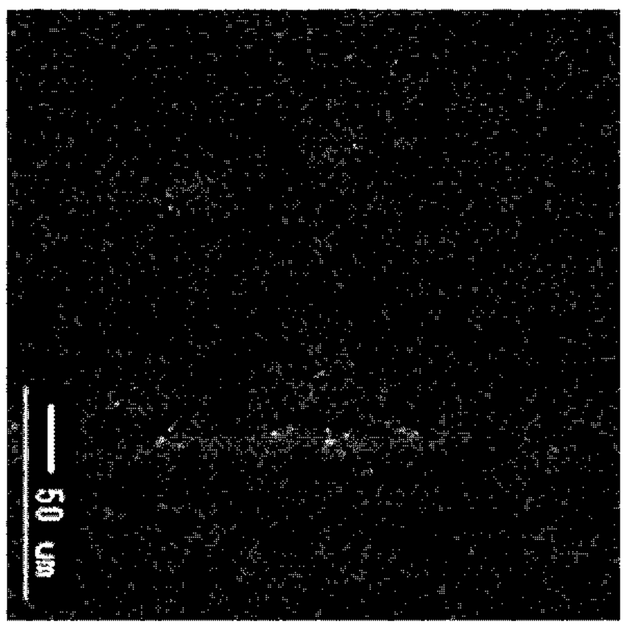
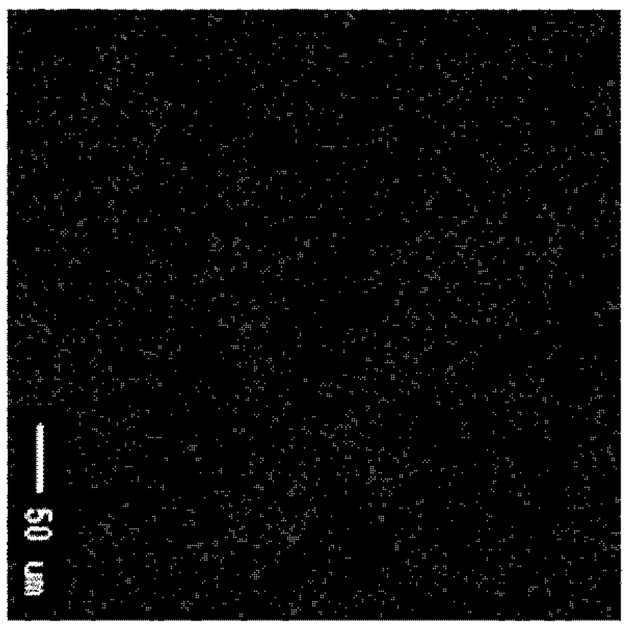
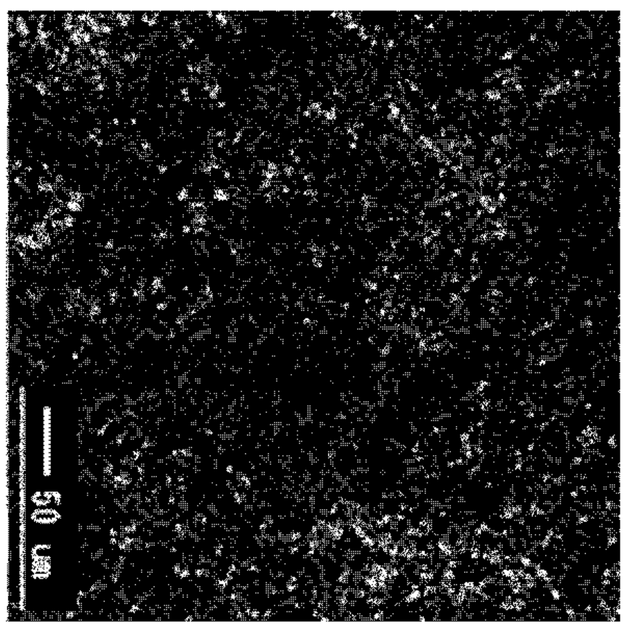
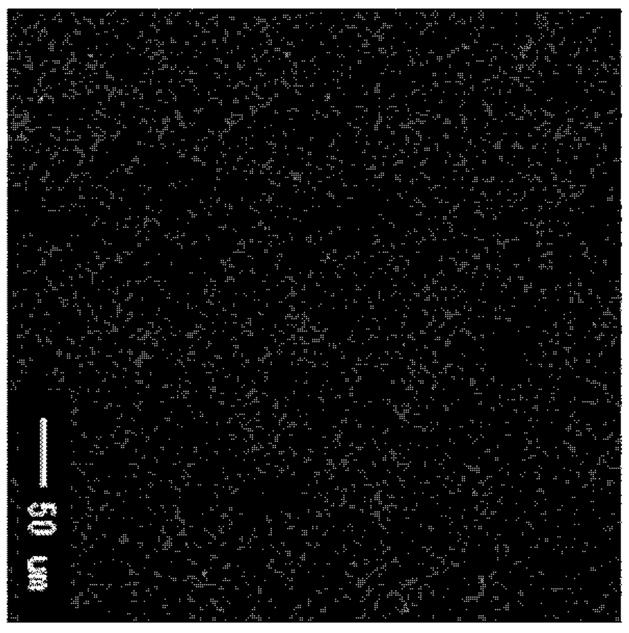
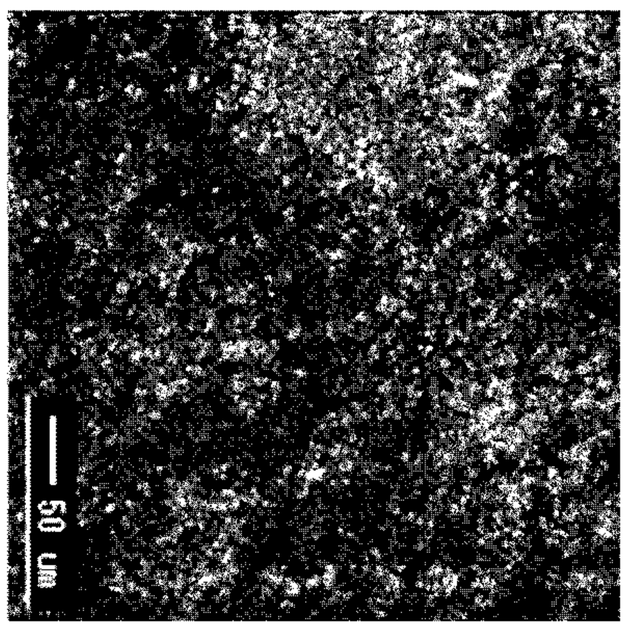
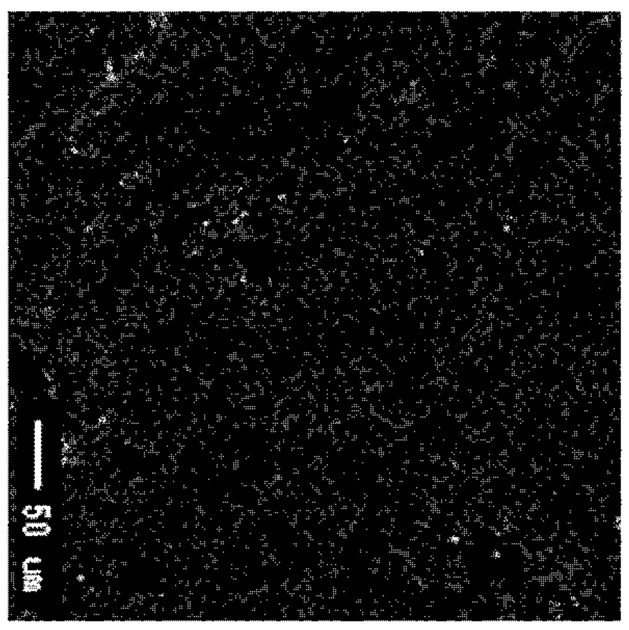
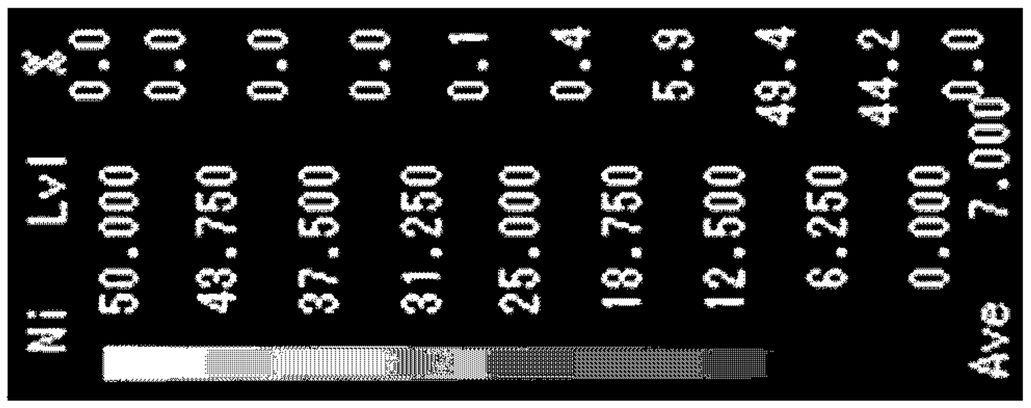
【請求項9】　如請求項8之熱軋鋼板之製造方法，其中在前述加熱步驟中，設前述加熱區中之空氣比為0.9~1.3。

【請求項10】　如請求項8或9之熱軋鋼板之製造方法，其中在前述加熱步驟中，設前述均熱區中之空氣比為0.9~1.9。

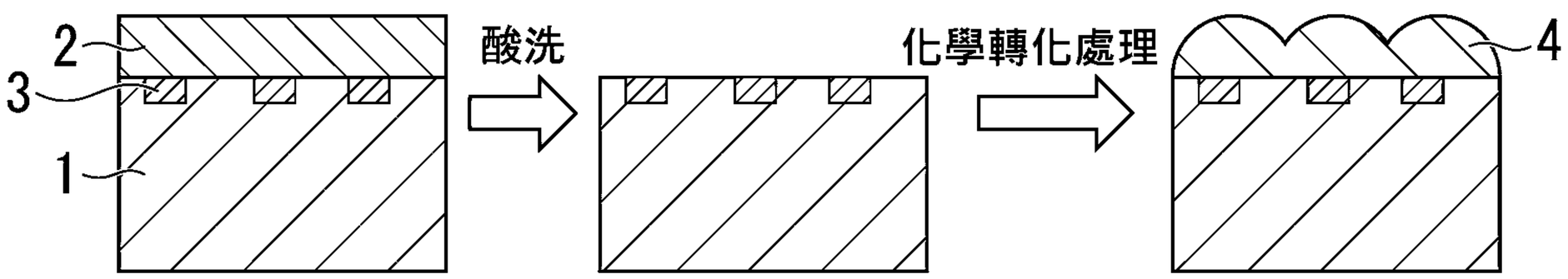
【請求項11】　如請求項9或10之熱軋鋼板之製造方法，其中前述預加熱區中之空氣比大於前述加熱區中之空氣比。

【請求項12】　如請求項8至11中任一項之熱軋鋼板之製造方法，其具備酸洗步驟，該酸洗步驟係使用20~95℃之溫度的1~10質量%之鹽酸溶液，在30至小於60秒之酸洗時間的條件下將前述捲取步驟後之前述熱軋鋼板進行酸洗。

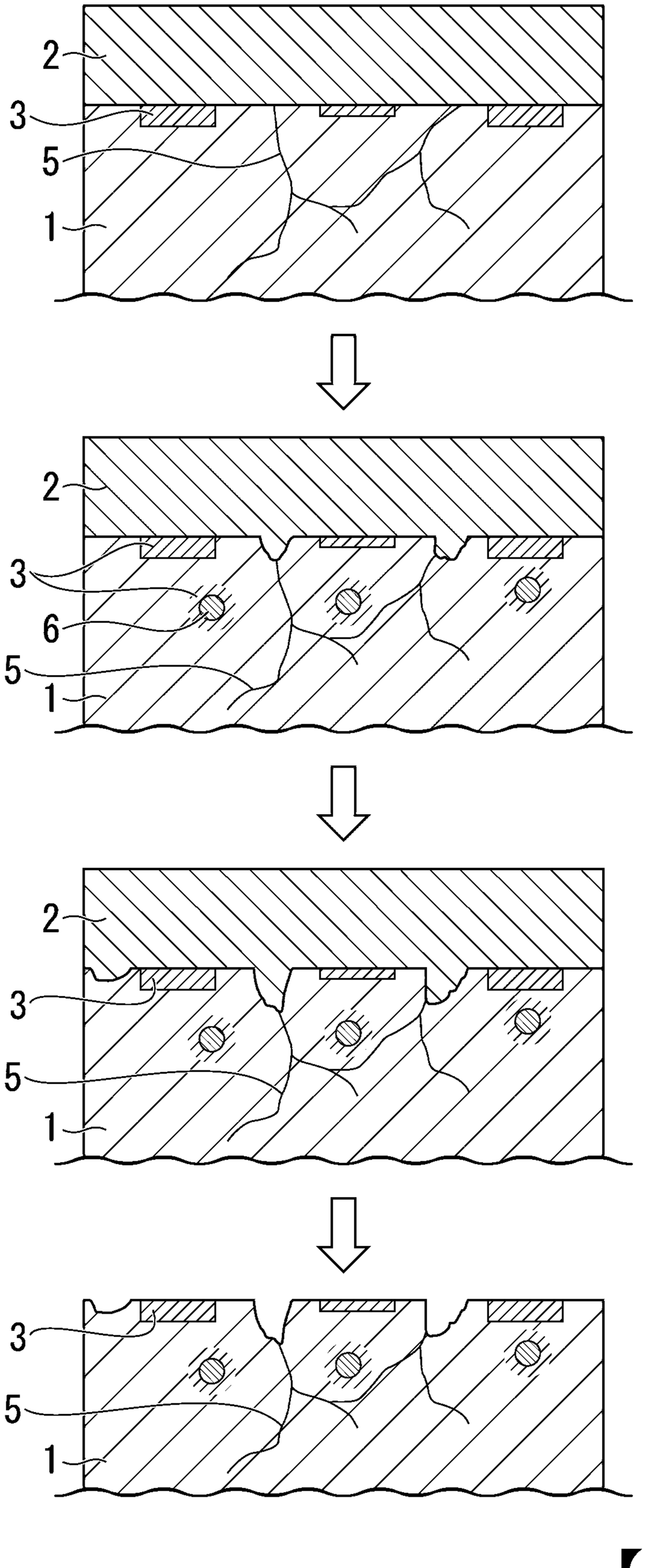
【發明圖式】

母材鋼板 Ni含量	預加熱區空氣比 1.1～1.9	預加熱區空氣比 小於1.1
0.01%		
0.02%		
0.04%		
		

【圖1】



【圖2】



【圖3】