



(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 201323625 A1

(43)公開日：中華民國 102 (2013) 年 06 月 16 日

(21)申請案號：101133651

(22)申請日：中華民國 101 (2012) 年 09 月 14 日

(51)Int. Cl.：

C22C38/04 (2006.01)

C22C38/06 (2006.01)

C22C38/16 (2006.01)

C22C38/24 (2006.01)

C21D8/02 (2006.01)

C23C2/06 (2006.01)

(30)優先權：2011/09/16 日本

2011-202752

2012/09/03 日本

2012-192756

(71)申請人：杰富意鋼鐵股份有限公司 (日本) JFE STEEL CORPORATION (JP)

日本

(72)發明人：川崎由康 KAWASAKI, YOSHIYASU (JP)；長谷川寬 HASEGAWA, HIROSHI

(JP)；中垣內達也 NAKAGAITO, TATSUYA (JP)；金子真次郎 KANEKO,

SHINJIRO (JP)；長瀧康伸 NAGATAKI, YASUNOBU (JP)

(74)代理人：賴經臣；宿希成

申請實體審查：有 申請專利範圍項數：21 項 圖式數：0 共 43 頁

(54)名稱

加工性優異之高強度鋼板及其製造方法

HIGH-STRENGTH STEEL SHEET HAVING EXCELLENT WORKABILITY AND METHOD FOR MANUFACTURING THE SAME

(57)摘要

本發明提供一種具有 980 MPa 以上之 TS、24000 MPa·%以上之 TS×EL 的加工性優異之高強度鋼板之製造方法。本發明之加工性優異之高強度鋼板之製造方法之特徵在於：將成分組成以質量%計含有 C：0.03%以上且 0.35%以下、Si：0.5%以上且 3.0%以下、Mn：3.5%以上且 10.0%以下、P：0.1%以下、S：0.01%以下、N：0.008%以下，且剩餘部分包含 Fe 及不可避免之雜質的鋼坯進行熱軋後，於 Ar₁ 變態點~Ar₁ 變態點+(Ar₃ 變態點-Ar₁ 變態點)/2 下捲取，並冷卻至 200℃以下，然後加熱至 Ac₁ 變態點-200℃~Ac₁ 變態點之溫度區域並保持 30 分鐘以上，其後進行酸洗，並以 20%以上之軋縮率實施冷軋後，加熱至 Ac₁ 變態點~Ac₁ 變態點+(Ac₃ 變態點-Ac₁ 變態點)/2 之溫度區域並保持 30 秒以上。



(19)中華民國智慧財產局

(12)發明說明書公開本

(11)公開編號：TW 201323625 A1

(43)公開日：中華民國 102 (2013) 年 06 月 16 日

(21)申請案號：101133651

(22)申請日：中華民國 101 (2012) 年 09 月 14 日

(51)Int. Cl.：

C22C38/04 (2006.01)

C22C38/06 (2006.01)

C22C38/16 (2006.01)

C22C38/24 (2006.01)

C21D8/02 (2006.01)

C23C2/06 (2006.01)

(30)優先權：2011/09/16 日本

2011-202752

2012/09/03 日本

2012-192756

(71)申請人：杰富意鋼鐵股份有限公司 (日本) JFE STEEL CORPORATION (JP)

日本

(72)發明人：川崎由康 KAWASAKI, YOSHIYASU (JP)；長谷川寬 HASEGAWA, HIROSHI

(JP)；中垣內達也 NAKAGAITO, TATSUYA (JP)；金子真次郎 KANEKO,

SHINJIRO (JP)；長瀧康伸 NAGATAKI, YASUNOBU (JP)

(74)代理人：賴經臣；宿希成

申請實體審查：有 申請專利範圍項數：21 項 圖式數：0 共 43 頁

(54)名稱

加工性優異之高強度鋼板及其製造方法

HIGH-STRENGTH STEEL SHEET HAVING EXCELLENT WORKABILITY AND METHOD FOR MANUFACTURING THE SAME

(57)摘要

本發明提供一種具有 980 MPa 以上之 TS、24000 MPa·%以上之 TS×EL 的加工性優異之高強度鋼板之製造方法。本發明之加工性優異之高強度鋼板之製造方法之特徵在於：將成分組成以質量%計含有 C：0.03%以上且 0.35%以下、Si：0.5%以上且 3.0%以下、Mn：3.5%以上且 10.0%以下、P：0.1%以下、S：0.01%以下、N：0.008%以下，且剩餘部分包含 Fe 及不可避免之雜質的鋼坯進行熱軋後，於 Ar₁ 變態點~Ar₁ 變態點+(Ar₃ 變態點-Ar₁ 變態點)/2 下捲取，並冷卻至 200℃以下，然後加熱至 Ac₁ 變態點-200℃~Ac₁ 變態點之溫度區域並保持 30 分鐘以上，其後進行酸洗，並以 20%以上之軋縮率實施冷軋後，加熱至 Ac₁ 變態點~Ac₁ 變態點+(Ac₃ 變態點-Ac₁ 變態點)/2 之溫度區域並保持 30 秒以上。

發明專利說明書

(本說明書格式、順序，請勿任意更動，※記號部分請勿填寫)

※申請案號：101133651

C22C 38/04 (2006.01)

※申請日：101/09/14

※IPC 分類：

38/06 (2006.01)

38/16 (2006.01)

38/24 (2006.01)

一、發明名稱：(中文/英文)

C21D 8/02 (2006.01)

C23C 2/06 (2006.01)

加工性優異之高強度鋼板及其製造方法

HIGH-STRENGTH STEEL SHEET HAVING EXCELLENT
WORKABILITY AND METHOD FOR
MANUFACTURING THE SAME

二、中文發明摘要：

本發明提供一種具有 980 MPa 以上之 TS、24000 MPa·% 以上之 TS×EL 的加工性優異之高強度鋼板之製造方法。本發明之加工性優異之高強度鋼板之製造方法之特徵在於：將成分組成以質量%計含有 C：0.03%以上且 0.35%以下、Si：0.5%以上且 3.0%以下、Mn：3.5%以上且 10.0%以下、P：0.1%以下、S：0.01%以下、N：0.008%以下，且剩餘部分包含 Fe 及不可避免之雜質的鋼坯進行熱軋後，於 Ar_1 變態點 $\sim Ar_1$ 變態點 + $(Ar_3 \text{ 變態點} - Ar_1 \text{ 變態點})/2$ 下捲取，並冷卻至 200℃ 以下，然後加熱至 Ac_1 變態點 - 200℃ $\sim Ac_1$ 變態點之溫度區域並保持 30 分鐘以上，其後進行酸洗，並以 20% 以上之軋縮率實施冷軋後，加熱至 Ac_1 變態點 $\sim Ac_1$ 變態點 + $(Ac_3 \text{ 變態點} - Ac_1 \text{ 變態點})/2$ 之溫度區域並保持 30 秒以上。

三、英文發明摘要：

四、指定代表圖：

(一)本案指定代表圖為：無

(二)本代表圖之元件符號簡單說明：

無

五、本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式：

無

六、發明說明：

【發明所屬之技術領域】

本發明係關於一種適合作為汽車、電氣等產業領域中使用之構件的加工性優異之高強度鋼板及其製造方法。

【先前技術】

近年來，就保護地球環境之觀點而言，汽車之耗油量增加成為重要課題。因此，欲藉由車體材料之高強度化而實現薄壁化、使車體本身輕量化之動向變得活躍。然而，現狀為由於鋼板之高強度化會導致加工性之降低，故而業界期待開發兼具高強度與高加工性之材料。例如於專利文獻 1 中，藉由使用高 Mn 鋼來實施肥粒鐵與沃斯田鐵之 2 相區中之熱處理，可獲得較高之強度-延展性平衡。又，於專利文獻 2 中，利用高 Mn 鋼進行熱軋後，將組織製成包含變韌鐵或麻田散鐵之組織，並利用退火與回火而形成微細之殘留沃斯田鐵，進而製成包含回火變韌鐵或回火麻田散鐵之組織，藉此改善局部延展性。然而，於專利文獻 1 中，未對由向未變態沃斯田鐵中增加 Mn 濃度而提昇加工性進行研究，有改善加工性之餘地。又，於專利文獻 2 中，由於係大量包含於高溫下回火之變韌鐵或麻田散鐵之組織，故而難以確保強度，又，為了改善局部延展性而限制殘留沃斯田鐵量，總伸長率亦不充分。

[先前技術文獻]

[專利文獻]

專利文獻 1：日本專利特開平 1-259120 號公報

專利文獻 2：日本專利特開 2003-138345 號公報

【發明內容】

(發明所欲解決之問題)

本發明係著眼於如上所述之問題而完成者，其目的在於提供一種具有 980 MPa 以上之 TS(Tensile Strength，拉伸強度)、24000 MPa·%以上之 TS(拉伸強度)×EL(Elongation，總伸長率)的高強度鋼板及其製造方法。

(解決問題之手段)

本發明者等人為了達成上述課題，製造加工性優異之高強度鋼板，而就鋼板之成分組成及製造方法之觀點反覆進行努力研究，結果發現如下內容。

即，可知：適當地調整合金元素之成分組成，並於熱軋後，於 Ar_1 變態點 $\sim Ar_1$ 變態點 $+(Ar_3$ 變態點 $-Ar_1$ 變態點)/2 下捲取，或進而於 Ar_1 變態點 $\sim Ar_1$ 變態點 $+(Ar_3$ 變態點 $-Ar_1$ 變態點)/2 之溫度區域下保持 5 小時以上後，冷卻至 200℃ 以下，繼而，加熱至 Ac_1 變態點 $-200^\circ\text{C} \sim Ac_1$ 變態點之溫度區域，保持 30 分鐘以上並進行酸洗，然後以 20%以上之軋縮率實施冷軋，其後，於 Ac_1 變態點 $\sim Ac_1$ 變態點 $+(Ac_3$ 變態點 $-Ac_1$ 變態點)/2 之溫度區域下保持 30 秒以上後，或進而冷卻至 200℃ 以下，加熱至 Ac_1 變態點 $\sim Ac_1$ 變態點 $+(Ac_3$ 變態點

-Ac₁ 變態點)/2 之溫度區域並保持 10 秒以上，或者進而實施熔融鍍鋅處理，或進而於 470~600℃ 之溫度區域下實施鍍鋅之合金化處理，藉此可製造具有 980 MPa 以上之 TS、24000 MPa·% 以上之 TS×EL 的加工性優異之高強度鋼板。

本發明係基於以上之見解而成者，其主旨係如下所述。

(1) 一種加工性優異之高強度鋼板之製造方法，其特徵在於：將成分組成以質量%計含有 C：0.03% 以上且 0.35% 以下、Si：0.5% 以上且 3.0% 以下、Mn：3.5% 以上且 10.0% 以下、P：0.1% 以下、S：0.01% 以下、N：0.008% 以下，且剩餘部分包含 Fe 及不可避免之雜質的鋼坯進行熱軋後，於 Ar₁ 變態點~Ar₁ 變態點+(Ar₃ 變態點-Ar₁ 變態點)/2 下捲取，冷卻至 200℃ 以下，然後加熱至 Ac₁ 變態點-200℃~Ac₁ 變態點之溫度區域並保持 30 分鐘以上，其後進行酸洗，並以 20% 以上之軋縮率實施冷軋後，加熱至 Ac₁ 變態點~Ac₁ 變態點+(Ac₃ 變態點-Ac₁ 變態點)/2 之溫度區域並保持 30 秒以上。

(2) 一種加工性優異之高強度鋼板之製造方法，其特徵在於：將成分組成以質量%計含有 C：0.03% 以上且 0.35% 以下、Si：0.5% 以上且 3.0% 以下、Mn：3.5% 以上且 10.0% 以下、P：0.1% 以下、S：0.01% 以下、N：0.008% 以下，且剩餘部分包含 Fe 及不可避免之雜質的鋼坯進行熱軋後，於 Ar₁ 變態點~Ar₁ 變態點+(Ar₃ 變態點-Ar₁ 變態點)/2 下捲取，並於 Ar₁ 變態點~Ar₁ 變態點+(Ar₃ 變態點-Ar₁ 變態點)/2 之溫

度區域下保持 5 小時以上，然後冷卻至 200℃ 以下，繼而，加熱至 Ac_1 變態點-200℃ $\sim$ Ac_1 變態點之溫度區域並保持 30 分鐘以上，其後進行酸洗，並以 20% 以上之軋縮率實施冷軋後，加熱至 Ac_1 變態點 $\sim$ Ac_1 變態點+ (Ac_3 變態點- Ac_1 變態點)/2 之溫度區域並保持 30 秒以上。

(3) 一種加工性優異之高強度鋼板之製造方法，其特徵在於：將成分組成以質量%計含有 C：0.03% 以上且 0.35% 以下、Si：0.5% 以上且 3.0% 以下、Mn：3.5% 以上且 10.0% 以下、P：0.1% 以下、S：0.01% 以下、N：0.008% 以下，且剩餘部分包含 Fe 及不可避免之雜質的鋼坯進行熱軋後，於 Ar_1 變態點 $\sim$ Ar_1 變態點+ (Ar_3 變態點- Ar_1 變態點)/2 下捲取，或進而於 Ar_1 變態點 $\sim$ Ar_1 變態點+ (Ar_3 變態點- Ar_1 變態點)/2 之溫度區域下保持 5 小時以上後，冷卻至 200℃ 以下，繼而，加熱至 Ac_1 變態點-200℃ $\sim$ Ac_1 變態點之溫度區域並保持 30 分鐘以上，然後進行酸洗，並以 20% 以上之軋縮率實施冷軋，其後，加熱至 Ac_1 變態點 $\sim$ Ac_1 變態點+ (Ac_3 變態點- Ac_1 變態點)/2 之溫度區域並保持 30 秒以上後，冷卻至 200℃ 以下，進而，加熱至 Ac_1 變態點 $\sim$ Ac_1 變態點+ (Ac_3 變態點- Ac_1 變態點)/2 之溫度區域並保持 10 秒以上。

(4) 一種加工性優異之高強度鋼板之製造方法，其特徵在於：其於利用如上述(1)至(3)中任一項之方法製造高強度鋼板後，實施熔融鍍鋅處理。

(5)如上述(4)之加工性優異之高強度鋼板之製造方法，其中於實施上述熔融鍍鋅處理後，於 470～600℃ 之溫度區域下實施鍍鋅之合金化處理。

(6)如上述(1)至(5)中任一項之加工性優異之高強度鋼板之製造方法，其中作為成分組成，以質量%計進而含有 Al：0.01%以上且 2.5%以下。

(7)如上述(1)至(6)中任一項之加工性優異之高強度鋼板之製造方法，其中作為成分組成，以質量%計進而含有選自 Cr：0.05%以上且 1.0%以下、V：0.005%以上且 0.5%以下、Mo：0.005%以上且 0.5%以下、Ni：0.05%以上且 1.0%以下、Cu：0.05%以上且 1.0%以下中之至少一種元素。

(8)如上述(1)至(7)中任一項之加工性優異之高強度鋼板之製造方法，其中作為成分組成，以質量%計進而含有選自 Ti：0.01%以上且 0.1%以下、Nb：0.01%以上且 0.1%以下、B：0.0003%以上且 0.0050%以下中之至少一種元素。

(9)如上述(1)至(8)中任一項之加工性優異之高強度鋼板之製造方法，其中作為成分組成，以質量%計進而含有選自 Ca：0.001%以上且 0.005%以下、REM(Rare Earth Metals，稀土金屬)：0.001%以上且 0.005%以下中之至少一種元素。

(10)如上述(1)至(9)中任一項之加工性優異之高強度鋼板之製造方法，其中作為成分組成，以質量%計進而含有 Mg：0.0005%以上且 0.0100%以下。

(11)如上述(1)至(10)中任一項之加工性優異之高強度鋼板之製造方法，其中作為成分組成，以質量%計進而含有 Ta：0.0010%以上且 0.1000%以下。

(12)如上述(1)至(11)中任一項之加工性優異之高強度鋼板之製造方法，其中作為成分組成，以質量%計進而含有 Sn：0.0020%以上且 0.2000%以下及/或 Sb：0.0020%以上且 0.2000%以下。

(13)一種加工性優異之高強度鋼板，其特徵在於：成分組成以質量%計含有 C：0.03%以上且 0.35%以下、Si：0.5%以上且 3.0%以下、Mn：3.5%以上且 10.0%以下、P：0.1%以下、S：0.01%以下、N：0.008%以下，且剩餘部分包含 Fe 及不可避免之雜質，鋼組織具有以面積率計 30.0%以上之肥粒鐵，上述肥粒鐵中之 Mn 量(質量%)除以鋼板中之 Mn 量(質量%)而得之值為 0.80 以下，且具有以體積率計 10.0%以上之殘留沃斯田鐵，上述殘留沃斯田鐵中之 Mn 量為 6.0 質量%以上，進而，殘留沃斯田鐵之平均結晶粒徑為 2.0 μm 以下。

(14)如上述(13)之加工性優異之高強度鋼板，其中鋼組織進而具有以面積率計 3.0%以下之變韌鐵，且殘留沃斯田鐵之縱橫比為 2.0 以下。

(15)如上述(13)或(14)之加工性優異之高強度鋼板，其中作為成分組成，以質量%計進而含有 Al：0.01%以上且 2.5%

以下。

(16)如上述(13)至(15)中任一項之加工性優異之高強度鋼板，其中作為成分組成，以質量%計進而含有選自 Cr:0.05%以上且 1.0%以下、V:0.005%以上且 0.5%以下、Mo:0.005%以上且 0.5%以下、Ni:0.05%以上且 1.0%以下、Cu:0.05%以上且 1.0%以下中之至少一種元素。

(17)如上述(13)至(16)中任一項之加工性優異之高強度鋼板，其中作為成分組成，以質量%計進而含有選自 Ti:0.01%以上且 0.1%以下、Nb:0.01%以上且 0.1%以下、B:0.0003%以上且 0.0050%以下中之至少一種元素。

(18)如上述(13)至(17)中任一項之加工性優異之高強度鋼板，其中作為成分組成，以質量%計進而含有選自 Ca:0.001%以上且 0.005%以下、REM:0.001%以上且 0.005%以下中之至少一種元素。

(19)如上述(13)至(18)中任一項之加工性優異之高強度鋼板，其中作為成分組成，以質量%計進而含有 Mg:0.0005%以上且 0.0100%以下。

(20)如上述(13)至(19)中任一項之加工性優異之高強度鋼板，其中作為成分組成，以質量%計進而含有 Ta:0.0010%以上且 0.1000%以下。

(21)如上述(13)至(20)中任一項之加工性優異之高強度鋼板，其中作為成分組成，以質量%計進而含有 Sn:0.0020%

以上且 0.2000% 以下及/或 Sb: 0.0020% 以上且 0.2000% 以下。

再者，於本說明書中，表示鋼之成分之%均為質量%。又，於本發明中，所謂「高強度鋼板」，係指拉伸強度 TS 為 980 MPa 以上之鋼板。尤其是於以薄鋼板為對象之情形時，板厚並無特別規定，通常為 0.7~3.6 mm 左右。

(發明效果)

根據本發明，可獲得具有 980 MPa 以上之 TS、24000 MPa·% 以上之 TS×EL 的加工性優異之高強度鋼板。藉由將本發明之高強度鋼板應用於例如汽車構造構件，可實現由車體輕量化所產生之耗油量改善，且產業上之利用價值非常大。

【實施方式】

以下，具體地說明本發明。

1) 於本發明中，對鋼之成分組成與將鋼組織限定於上述範圍內之原因進行說明。

C: 0.03% 以上且 0.35% 以下

C 係生成麻田散鐵等低溫變態相而提昇 TS 所必需之元素。又，係對使沃斯田鐵穩定化而生成殘留沃斯田鐵，提昇鋼之加工性有效的元素。若 C 量未達 0.03%，則難以確保所需之 TS。另一方面，若超過 0.35% 而過剩地添加 C，則由於焊接部及熱影響部之硬化較明顯，焊接部之機械特性降低，故而點焊性、弧焊性等劣化。就此種觀點而言，將 C 量設為 0.03% 以上且 0.35% 以下。較佳為 0.05% 以上且 0.20%

以下。

Si：0.5%以上且 3.0%以下

Si 係藉由固溶強化而提昇鋼之 TS 之元素。又，由於生成殘留沃斯田鐵，進而，提昇肥粒鐵之加工硬化能力，故而對確保良好之加工性有效。由於若 Si 量未達 0.5%，則其添加效果不足，故而將下限設為 0.5%。然而，超過 3.0%之 Si 之過剩添加不但會引起鋼之脆化，並且會引起由產生紅鏽等所導致之表面性狀之劣化。因此，將 Si 設為 0.5%以上且 3.0%以下。較佳為 0.7%以上且 2.0%以下。

Mn：3.5%以上且 10.0%以下

Mn 係生成麻田散鐵等低溫變態相，又，藉由固溶強化而提昇鋼之 TS 的元素。又，其促進殘留沃斯田鐵之生成。此種作用可於 Mn 量為 3.5%以上時見到。其中，Mn 量超過 10.0%之過剩添加難以確保所需之肥粒鐵量，進而，容易生成 ϵ 麻田散鐵，且加工性明顯降低。就此種觀點而言，將 Mn 量設為 3.5%以上且 10.0%以下。較佳為 3.8%以上且 7.0%以下。

P：0.1%以下

P 係對鋼之強化有效之元素，但若超過 0.1%而過剩地添加，則因晶界偏析而引起脆化，使耐衝擊性劣化。因此，將 P 設為 0.1%以下。

S：0.01%以下

由於 S 會成為 MnS 等中介物而導致擴孔性或耐衝擊性之劣化或焊接部沿金屬流之破裂，故而含量越儘可能低越佳，就製造成本之方面而言，將 S 設為 0.01% 以下。

N：0.008% 以下

N 係使鋼之耐時效性最嚴重地劣化之元素，越少越佳，若超過 0.008%，則耐時效性之劣化變明顯。因此，將 N 設為 0.008% 以下。

剩餘部分為 Fe 及不可避免之雜質，可視需要而適當地含有一種以上之如下之元素。

Al：0.01% 以上且 2.5% 以下

Al 係對抑制碳化物之生成，並生成殘留沃斯田鐵有效之元素。又，作為脫氧劑而發揮作用，係對鋼之潔淨度有效之元素，較佳為於脫氧步驟中進行添加。由於若 Al 量未達 0.01%，則其添加效果不足，故而將下限設為 0.01%。然而，超過 2.5% 之大量之添加會提高連續鑄造時之鋼片破裂產生之危險性，降低製造性。就此種觀點而言，將 Al 量設為 0.01% 以上且 2.5% 以下。較佳為 0.2% 以上且 1.5% 以下。

選自 Cr：0.05% 以上且 1.0% 以下、V：0.005% 以上且 0.5% 以下、Mo：0.005% 以上且 0.5% 以下、Ni：0.05% 以上且 1.0% 以下、Cu：0.05% 以上且 1.0% 以下中之至少一種

由於 Cr、V、Mo 具有提昇強度與延展性之平衡之作用，故而可視需要添加。其效果可於 Cr：0.05% 以上、V：0.005%

以上、Mo：0.005%以上時獲得。然而，若分別使 Cr 超過 1.0%、使 V 超過 0.5%、使 Mo 超過 0.5%而過剩地添加，則第二相之分率變得過大，而產生伴隨明顯之強度上升而降低延展性等之擔憂。又，亦成為成本上升之主要原因。因此，於添加該等元素之情形時，將其量分別設為 Cr：0.05%以上且 1.0%以下、V：0.005%以上且 0.5%以下、Mo：0.005%以上且 0.5%以下。

Ni、Cu 係對鋼之強化有效之元素，只要為本發明所規定之範圍內，則亦可用於鋼之強化。為了獲得該效果，必需分別為 0.05%以上。另一方面，若 Ni、Cu 均超過 1.0%而添加，則會降低鋼板之延展性。又，亦成為成本上升之主要原因。因此，於添加 Ni、Cu 之情形時，將其添加量分別設為 0.05%以上且 1.0%以下。

選自 Ti：0.01%以上且 0.1%以下、Nb：0.01%以上且 0.1%以下、B：0.0003%以上且 0.0050%以下中之至少一種

Ti、Nb 對鋼之析出強化有效，其效果可於分別為 0.01%以上時獲得。然而，若分別超過 0.1%，則延展性及形狀凍結性降低。又，亦成為成本上升之主要原因。因此，於添加 Ti、Nb 之情形時，關於其添加量，將 Ti 設為 0.01%以上且 0.1%以下，將 Nb 設為 0.01%以上且 0.1%以下。

由於 B 具有抑制來自沃斯田鐵晶界之肥粒鐵之生成、成長之作用，故而可視需要添加。其效果可於 0.0003%以上時

獲得。然而，若超過 0.0050%，則加工性降低。又，亦成為成本上升之主要原因。因此，於添加 B 之情形時，將其設為 0.0003%以上且 0.0050%以下。

選自 Ca：0.001%以上且 0.005%以下、REM：0.001%以上且 0.005%以下中之至少一種

Ca 及 REM 係對使硫化物之形狀球狀化而改善硫化物對於擴孔性之不良影響有效的元素。為了獲得該效果，必需分別設為 0.001%以上。然而，分別超過 0.005%之過剩添加會引起中介物等之增加，引起表面及內部缺陷等。因此，於添加 Ca、REM 之情形時，將其添加量分別設為 0.001%以上且 0.005%以下。

Mg：0.0005%以上且 0.0100%以下

Mg 係用於脫氧之元素，且係與 Ca 及 REM 同樣地對使硫化物之形狀球狀化而改善硫化物對於擴孔性或局部延展性之不良影響有效的元素。為了獲得該效果，必需為 0.0005%以上。然而，若超過 0.0100%而過剩地添加，則會引起中介物等之增加，引起表面及內部缺陷等。因此，於添加 Mg 之情形時，將其含量設為 0.0005%以上且 0.0100%以下。

Ta：0.0010%以上且 0.1000%以下

Ta 與 Ti 或 Nb 同樣地生成合金碳化物或合金碳氮化物而有助於高強度化。並且，認為其具有如下效果：藉由一部分固溶於 Nb 碳化物或 Nb 碳氮化物中，生成(Nb,Ta)(C,N)之類

的複合析出物，而明顯地抑制析出物之粗大化，使由析出強化而產生之對強度之幫助穩定化。因此，較佳為含有 Ta。此處，上述析出物穩定化之效果可藉由將 Ta 之含量設為 0.0010% 以上而獲得。另一方面，即便過剩地添加 Ta，析出物穩定化效果亦會飽和，且合金成本亦增加。因此，於添加 Ta 之情形時，將其含量設為 0.0010% 以上且 0.1000% 以下之範圍內。

Sn：0.0020% 以上且 0.2000% 以下、及/或 Sb：0.0020% 以上且 0.2000% 以下

Sn 及 Sb 較佳為以如下含量含有選自該等元素中之至少一種。即，就抑制因鋼板表面之氮化或氧化而產生之鋼板表層之數十 μm 左右之區域之脫碳的觀點而言，視需要添加 Sn 及/或 Sb。藉由分別添加 0.0020% 以上之 Sn 或 Sb，可抑制此種氮化或氧化，防止麻田散鐵之生成量於鋼板表面減少，改善疲勞特性或耐時效性。另一方面，關於該等任一種之元素，若超過 0.2000% 而過剩地添加，則會導致韌性之降低。因此，於添加 Sn 及/或 Sb 之情形時，將其含量分別設為 0.0020% 以上且 0.2000% 以下之範圍內。

肥粒鐵之面積率：30.0% 以上

若肥粒鐵之面積率未達 30.0%，則難以確保良好之延展性。因此，將肥粒鐵之面積率設為 30.0% 以上。由於若肥粒鐵之面積率變得過高，則有難以確保所需之強度之可能性，

故而較佳為設為 80.0%以下。再者，肥粒鐵之面積率可藉由如下方式求出：研磨平行於鋼板之軋壓方向之板厚剖面(L剖面)後，以 3%硝酸浸蝕液進行腐蝕，對板厚 1/4 位置(自鋼板表面於深度方向上相當於板厚之 1/4 之位置)使用掃描型電子顯微鏡(SEM, Scanning Electron Microscope)以 3000 倍之倍率觀察 10 個視野，並使用所獲得之組織影像，利用 Media Cybernetics 公司之 Image-Pro(影像分析軟體)，算出 10 個視野部分之肥粒鐵之面積率，並對該等值進行平均。又，於上述組織影像中，肥粒鐵呈現灰色之組織。

肥粒鐵中之 Mn 量(質量%)除以鋼板中之 Mn 量(質量%)而得之值：0.80 以下

若肥粒鐵中之 Mn 量(質量%)超過鋼板中之 Mn 量(質量%)之 0.80，則肥粒鐵之晶粒本身之延展性降低，難以確保目標之鋼板之延展性。因此，將肥粒鐵中之 Mn 量(質量%)設為鋼板中之 Mn 量(質量%)之 0.80 以下。由於若肥粒鐵中之 Mn 量(質量%)除以鋼板中的 Mn 量(質量%)而得之值變得過小，則有難以確保肥粒鐵之晶粒本身之強度之可能性，故而較佳為設為 0.20 以上。

再者，肥粒鐵中之 Mn 量可使用場發射型電子探針顯微分析儀(Field Emission-Electron Probe Micro Analyzer)，將 Mn 於板厚 1/4 位置上之軋壓方向剖面之各相中之分佈狀態定量化，並根據 30 個肥粒鐵粒之 Mn 量分析結果之平均值而求

出。鋼板中之 Mn 量可藉由發射光譜分析法(QV 分析)而求出。

殘留沃斯田鐵之體積率：10.0%以上

殘留沃斯田鐵對延展性之提昇有效地發揮作用，若其體積率未達 10.0%，則無法獲得目標之延展性。又，有深拉伸性降低之虞。因此，將殘留沃斯田鐵之體積率設為 10.0%以上。殘留沃斯田鐵之體積率之上限並無特別規定，於本成分範圍內，上限成為 40.0%。

再者，殘留沃斯田鐵之體積率可將鋼板研磨至板厚方向之 1/4 面，並藉由該板厚 1/4 面之 X 射線繞射強度而求出。入射 X 射線係使用 $\text{MoK}\alpha$ 射線，可對殘留沃斯田鐵相之 $\{111\}$ 、 $\{200\}$ 、 $\{220\}$ 、 $\{311\}$ 面與肥粒鐵之 $\{110\}$ 、 $\{200\}$ 、 $\{211\}$ 面之波峰之積分強度之所有組合求出強度比，並根據該等之平均值求出。

殘留沃斯田鐵中之 Mn 量：6.0 質量%以上

本發明之特徵在於：有效地利用 Mn 之沃斯田鐵之穩定化效果以確保 10.0%以上之殘留沃斯田鐵之體積率。即，藉由增加沃斯田鐵中之 Mn 量，可確保穩定之殘留沃斯田鐵，且大幅提昇延展性與深拉伸性。為了獲得該效果，將殘留沃斯田鐵中之 Mn 量設為 6.0 質量%以上。若殘留沃斯田鐵中之 Mn 量變得過高，則殘留沃斯田鐵過度地穩定化，而有於拉伸試驗之變形後亦殘留沃斯田鐵之可能性，即，由於殘留沃

斯田鐵變態為麻田散鐵之 TRIP(Transformation Induced Plasticity, 變態誘發塑性)效果之表現減小, 有無法確保充分之延展性之可能性, 故而較佳為將其設為 11.0 質量%以下。

再者, 殘留沃斯田鐵中之 Mn 量可使用場發射型電子探針顯微分析儀(Field Emission-Electron Probe Micro Analyzer), 將 Mn 於板厚 1/4 位置上之軋壓方向剖面之各相中之分佈狀態定量化, 並根據 30 個殘留沃斯田鐵粒之 Mn 量分析結果之平均值而求出。

殘留沃斯田鐵之平均結晶粒徑: $2.0\ \mu\text{m}$ 以下

若殘留沃斯田鐵之平均結晶粒徑超過 $2.0\ \mu\text{m}$, 則亦會降低殘留沃斯田鐵之穩定性, 難以確保目標之延展性。又, 亦就確保深拉伸性之觀點而言不利。又, 有於彎曲試驗時或疲勞試驗時, 無法抑制鋼板中之龜裂之傳播, 難以確保良好之彎曲性或疲勞特性的擔憂。因此, 將殘留沃斯田鐵之平均結晶粒徑設為 $2.0\ \mu\text{m}$ 以下。由於若殘留沃斯田鐵之平均結晶粒徑未達 $0.1\ \mu\text{m}$, 則由 TRIP 效果所產生之加工硬化率之上升效果減小, 有無法確保充分之延展性之可能性, 故而較佳為設為 $0.1\ \mu\text{m}$ 以上。再者, 殘留沃斯田鐵之平均結晶粒徑可藉由 TEM(Transmission Electron Microscope, 穿透型電子顯微鏡)觀察 20 個殘留沃斯田鐵, 使用上述之 Image-Pro, 求出各自之面積, 算出投影面積直徑, 並將該等值進行平均

而求出。

變韌鐵之面積率：3.0%以下

本發明之特徵在於：不利用變韌鐵變態而可確保所需之穩定之殘留沃斯田鐵之體積率。又，與肥粒鐵相比，相對位錯密度較高。因此，變韌鐵本身之延展性較低，若變韌鐵之面積率超過 3.0%，則有難以確保目標之鋼板之延展性之虞。因此，較佳為將變韌鐵之面積率設為 3.0%以下。變韌鐵之面積率亦可為 0.0%。

又，所謂此處所指之變韌鐵之面積率，係指變韌肥粒鐵(藉由變韌鐵變態而生成之位錯密度相對較高之肥粒鐵)佔觀察面積之面積比例。

殘留沃斯田鐵之縱橫比：2.0 以下

若殘留沃斯田鐵之縱橫比超過 2.0，則於彎曲試驗時或疲勞試驗時，龜裂於沿肥粒鐵之晶界存在之伸長之殘留沃斯田鐵(硬質相)與肥粒鐵(軟質相)之異相界面上發展，無法抑制鋼板中之龜裂之傳播，難以確保良好之彎曲性或疲勞特性。因此，將殘留沃斯田鐵之縱橫比設為 2.0 以下。

又，所謂此處所指之殘留沃斯田鐵之縱橫比，係指殘留沃斯田鐵之晶粒之長軸長除以短軸長而得之值。

再者，變韌鐵之面積率及殘留沃斯田鐵之縱橫比(長軸長/短軸長)可以如下方式求出：研磨平行於鋼板之軋壓方向之板厚剖面(L 剖面)後，以 3%硝酸浸蝕液進行腐蝕，對板厚

1/4 位置(自鋼板表面於深度方向上相當於板厚之 1/4 之位置)使用 SEM 以 3000 倍之倍率觀察 10 個視野，使用所獲得之組織影像，利用 Media Cybernetics 公司之 Image-Pro，分別算出 10 個視野部分之變韌鐵之面積率及殘留沃斯田鐵之縱橫比(長軸長/短軸長)，並將各自之 10 視野部分之值進行平均。

又，於本發明之微組織中，即便於肥粒鐵與變韌鐵及殘留沃斯田鐵以外之剩餘部分組織中含有麻田散鐵、回火麻田散鐵、波來鐵、雪明碳鐵等碳化物之一種以上，亦不會損及本發明之效果。然而，為了確保良好之延展性，波來鐵之面積率較佳為 5% 以下。

2) 繼而，對製造條件進行說明。

< 鑄造條件 >

熔化具有上述成分組成之鋼而製成鋼坯。為了防止成分之巨觀偏析，較佳為藉由連續鑄造法製造鋼坯，亦可藉由造塊法、薄鋼坯鑄造法製造。又，除了於製造鋼坯後，暫時冷卻至室溫，其後再次加熱的先前方法以外，亦可順利地應用未冷卻至室溫而於溫片之狀態下裝入加熱爐中，或於稍微進行保熱後直接進行軋壓的直送軋壓、直接軋壓等節能製程。

< 熱軋條件 >

將鋼坯熱軋並捲取。若鋼坯加熱溫度未達 1100°C ，則會產生如下問題：難以使碳化物充分固溶，因軋壓負重之增大

而增大熱軋時產生故障之危險等。因此，鋼坯加熱溫度較佳為 1100°C 以上。又，就伴隨氧化量之增加，鏽損(scale loss)增大等而言，較理想為將鋼坯加熱溫度設為 1300°C 以下。再者，於鋼坯溫度降低之情形時，就防止熱軋時之故障等觀點而言，亦可有效地使用加熱片條之所謂片條加熱器。若精軋溫度未達 Ar_3 變態點，則存在材料特性產生異向性，導致加工性降低之情況。因此，較理想為將精軋溫度設為 Ar_3 變態點以上。

捲取溫度： Ar_1 變態點 $\sim Ar_1$ 變態點 + (Ar_3 變態點 - Ar_1 變態點)/2

於本發明中，熱軋後之捲取溫度極其重要。藉由於上述捲取溫度下捲取熱軋板，從而於沃斯田鐵中增加 Mn 濃度，可於冷軋後之熱處理時獲得充分之沃斯田鐵中之 Mn 濃度增加量，並可確保穩定之殘留沃斯田鐵，提昇加工性。若捲取溫度未達 Ar_1 變態點、或於超過 Ar_1 變態點 + (Ar_3 變態點 - Ar_1 變態點)/2 之溫度，則未於沃斯田鐵中增加 Mn 之濃度，於冷軋後之熱處理時，沃斯田鐵中之 Mn 濃度增加量較少，難以確保良好之加工性。

於 Ar_1 變態點 $\sim Ar_1$ 變態點 + (Ar_3 變態點 - Ar_1 變態點)/2 之溫度區域下保持 5 小時以上

藉由於 Ar_1 變態點 $\sim Ar_1$ 變態點 + (Ar_3 變態點 - Ar_1 變態點)/2 之溫度區域下保持 5 小時以上，可於沃斯田鐵中進一步增加

Mn 濃度，於冷軋後之熱處理時，沃斯田鐵中之 Mn 濃度增加量增大，可確保更穩定之殘留沃斯田鐵，且進一步提昇加工性。因此，較佳為於上述溫度下進行捲取後，於上述溫度區域下保持 5 小時以上。又，因熱軋板之晶粒之粗大化，冷軋後之退火板之強度降低，故而保持時間較佳為 12 小時以下。

再者，於本發明中之熱軋步驟中，為了減輕熱軋時之軋壓負重，亦可將精軋之一部分或全部設為潤滑軋壓。就鋼板形狀之均勻化、材質之均勻化之觀點而言，亦較有效為進行潤滑軋壓。再者，較佳為將潤滑軋壓時之摩擦係數設為 0.25 ~ 0.10 之範圍。又，較佳為採用將前後相繼之片條彼此接合而連續地進行精軋的連續軋壓步驟。就熱軋之操作穩定性之觀點而言，亦較理想為應用連續軋壓步驟。

於冷卻至 200°C 以下後，加熱至 Ac_1 變態點-200°C ~ Ac_1 變態點之溫度區域並保持 30 分鐘以上

以上述 Ar_1 變態點 ~ Ar_1 變態點 + (Ar_3 變態點 - Ar_1 變態點) / 2 捲取後，或以上述溫度捲取，然後進而於上述 Ar_1 變態點 ~ Ar_1 變態點 + (Ar_3 變態點 - Ar_1 變態點) / 2 之溫度區域下保持 5 小時以上後，冷卻至 200°C 以下。藉由冷卻至 200°C 以下，可生成麻田散鐵或變韌鐵等硬質之低溫變態相。冷卻時之冷卻方法、冷卻速度並無特別規定。

若將藉由冷卻至 200°C 以下而生成之麻田散鐵或變韌鐵

等硬質之低溫變態相於 Ac_1 變態點- $200^{\circ}\text{C} \sim Ac_1$ 變態點之溫度區域下保持 30 分鐘以上，則藉由變態為回火麻田散鐵及回火變韌鐵而析出雪明碳鐵等碳化物，於冷軋後之熱處理時，生成 C 濃度較高之微細之沃斯田鐵而提昇加工性。又，亦具有使熱軋板軟質化而減輕其後之冷軋之負載的效果。若為於未達 Ac_1 變態點- 200°C 或超過 Ac_1 變態點之溫度下之保持、或未達 30 分鐘之保持，則難以獲得上述效果。若保持時間超過 750 分鐘，則晶粒過度粗大化，最終無法獲得所需之殘留沃斯田鐵之平均結晶粒徑，有使延展性降低之可能性，又，有深拉伸性降低之虞。又，有引起因巨大之能量消耗而導致之成本增加之可能性。因此，較佳為將保持時間設為 750 分鐘以下。

將鋼板保持為 Ac_1 變態點- $200^{\circ}\text{C} \sim Ac_1$ 變態點之溫度區域 30 分鐘以上後，進行冷卻、酸洗。冷卻時之冷卻方法、冷卻速度並無特別規定。酸洗可為常法。

冷軋之軋縮率：20%以上

於酸洗後，進行冷軋。於本發明中，熱軋後之冷軋之軋縮率極其重要。藉由以 20%以上之軋縮率實施冷軋，而於其後之熱處理時促進肥粒鐵之再結晶，生成微細且具有良好之延展性之再結晶肥粒鐵，並提昇加工性。又，藉由微細地生成肥粒鐵，而微細地生成沃斯田鐵，獲得更穩定之殘留沃斯田鐵，且 TS×EL 上升。

< 冷軋後之熱處理條件 >

於 Ac_1 變態點 $\sim Ac_1$ 變態點 $+(Ac_3$ 變態點 $-Ac_1$ 變態點 $)/2$ 之溫度區域下保持 30 秒以上(熱處理 1)

若於沃斯田鐵與肥粒鐵之 2 相區域中實施熱處理(退火處理)，則於沃斯田鐵中增加 Mn 濃度，沃斯田鐵中之 Mn 濃度成為鋼之平均組成以上之濃度。若熱處理溫度未達 Ac_1 變態點，則幾乎未生成沃斯田鐵，無法於退火後獲得所需之殘留沃斯田鐵，加工性降低。又，若熱處理溫度超過 Ac_1 變態點 $+(Ac_3$ 變態點 $-Ac_1$ 變態點 $)/2$ ，則熱處理時之沃斯田鐵中之 Mn 之濃度增加變得不充分，無法確保穩定之殘留沃斯田鐵，加工性降低。又，若保持時間未達 30 秒，則熱處理時之沃斯田鐵中之 Mn 之濃度增加變得不充分，無法確保穩定之殘留沃斯田鐵，加工性降低。又，較多地殘存未再結晶組織，加工性降低。因此，將熱處理條件設為於 Ac_1 變態點 $\sim Ac_1$ 變態點 $+(Ac_3$ 變態點 $-Ac_1$ 變態點 $)/2$ 之溫度區域下保持 30 秒以上。若保持時間超過 360 分鐘，則熱處理中之肥粒鐵與沃斯田鐵之結晶粒徑過度地粗大化，無法獲得所需之殘留沃斯田鐵之平均結晶粒徑，有延展性降低之可能性。又，有深拉伸性降低之虞。又，有引起由巨大之能量消耗所導致之成本增加之可能性。因此，較佳為將保持時間設為 360 分鐘以下。

再者，熱處理方法亦可為連續退火或分批退火中之任一退

火方法。又，於上述熱處理後，冷卻至室溫，但其冷卻方法及冷卻速度並無特別規定，可為分批退火中之爐內冷卻、空氣冷卻及連續退火中之噴氣冷卻、噴霧冷卻、水浴冷卻等中之任一冷卻。

又，亦可於上述熱處理後，冷卻至 200℃ 以下，進而進行以下之熱處理。

於 Ac_1 變態點 $\sim Ac_1$ 變態點 + $(Ac_3$ 變態點 - Ac_1 變態點) / 2 之溫度區域下保持 10 秒以上(熱處理 2)

進而，藉由於上述條件下實施熱處理而而增加 Mn 於沃斯田鐵中之濃度，可確保更穩定之殘留沃斯田鐵，並進一步提昇加工性。若熱處理溫度未達 Ac_1 變態點或超過 Ac_1 變態點 + $(Ac_3$ 變態點 - Ac_1 變態點) / 2，又，保持溫度未達 10 秒，則無法獲得上述效果。於上述熱處理後，冷卻至室溫，其冷卻方法及冷卻速度並無規定。若保持時間超過 180 分鐘，則熱處理中之肥粒鐵與沃斯田鐵之結晶粒徑過度地粗大化，無法獲得所需之殘留沃斯田鐵之平均結晶粒徑，有延展性降低之可能性。又，就深拉伸性之方面而言亦欠佳。又，有引起由巨大之能量消耗所導致之成本增加之可能性。因此，較佳為將保持時間設為 180 分鐘以下。

< 熔融鍍鋅處理 >

於實施熔融鍍鋅處理時，將實施了上述熱處理 1 或熱處理 2 之鋼板浸漬於 440~500℃ 之鍍鋅浴中，實施熔融鍍鋅處

理，其後，藉由進行氣體擦拭等而調整鍍敷附著量。熔融鍍鋅較佳為使用 Al 量為 0.08~0.18 質量%之鍍鋅浴。

<鍍鋅之合金化處理>

於實施鍍鋅之合金化處理時，在熔融鍍鋅處理後，於 470~600℃之溫度區域下實施鍍鋅之合金化處理。若為未達 470℃之溫度，則不會促進鍍敷層之合金化，難以獲得合金化熔融鍍鋅鋼板。若於超過 600℃之溫度下進行合金化處理，則產生殘留沃斯田鐵之分解，加工性降低。因此，於進行鍍鋅之合金化處理時，設為於 470~600℃之溫度區域下實施鍍鋅之合金化處理。

可對未實施鍍鋅處理之冷軋鋼板及實施熔融鍍鋅處理、合金化熔融鍍鋅處理後之鋼板以形狀矯正或表面粗糙度之調整等為目的而進行調質軋壓。又，亦可實施樹脂或油脂塗佈等各種塗裝處理。

[實施例]

利用轉爐熔化具有表 1 所示之成分組成、且剩餘部分包含 Fe 及不可避免之雜質的鋼，並藉由連續鑄造法製成鋼坯。將所獲得之鋼坯加熱至 1250℃，於精軋溫度 870℃下熱軋至板厚為 4.0 mm 而進行捲取，捲取後冷卻至 200℃以下，或捲取後於該捲取溫度下保持特定時間後冷卻至 200℃以下，其後進行熱處理(熱軋板熱處理)，之後供至酸洗、冷軋、熱處理，進而，將一部分供至熔融鍍鋅處理、或進而供至鍍

鋅之合金化處理。將熔融鍍鋅浴溫設為 460°C 。將鍍鋅量調整為每單面 45 g/m^2 (雙面鍍數)，合金化處理係以皮膜中 Fe 濃度成為 9~12 質量%之方式加以調整。將製造條件示於表 2 中。對所獲得之鋼板之拉伸特性進行調查，將其結果示於表 3A、表 3B 中。

[表 1]

鋼種	成分組成(質量%)							其他元素	Ar ₁ 變態點 (°C)	Ar ₃ 變態點 (°C)	Ac ₁ 變態點 (°C)	Ac ₃ 變態點 (°C)	備註
	C	Si	Mn	Al	P	S	N						
A	0.102	1.04	4.52	0.028	0.026	0.0022	0.0038	-	569	728	634	762	本發明鋼
B	0.062	1.45	5.18	0.032	0.029	0.0024	0.0034	-	559	731	621	776	本發明鋼
C	0.294	0.72	4.82	0.026	0.023	0.0024	0.0036	-	528	640	619	693	本發明鋼
D	0.102	0.98	6.11	0.032	0.024	0.0026	0.0032	-	504	662	589	712	本發明鋼
E	0.012	1.51	5.32	0.030	0.027	0.0019	0.0030	-	560	744	618	802	比較鋼
F	0.101	1.21	11.4	0.029	0.029	0.0021	0.0030	-	299	459	443	564	比較鋼
G	0.144	1.43	2.89	0.030	0.028	0.0028	0.0030	-	641	795	684	817	比較鋼
H	0.110	1.01	4.82	0.723	0.031	0.0022	0.0031	-	555	712	625	888	本發明鋼
I	0.092	1.05	5.03	0.034	0.024	0.0026	0.0032	Ni : 0.22 , Cu : 0.19	541	699	616	744	本發明鋼
J	0.124	1.29	4.98	0.028	0.028	0.0028	0.0030	Cr : 0.21 , V : 0.062	551	707	626	762	本發明鋼
K	0.089	1.51	5.55	0.032	0.025	0.0024	0.0031	Mo : 0.21	539	703	612	764	本發明鋼
L	0.085	1.14	5.56	0.033	0.024	0.0019	0.0033	Nb : 0.028	532	695	607	742	本發明鋼
M	0.151	1.32	5.22	0.027	0.029	0.0020	0.0034	Ti : 0.021 , B : 0.0019	544	695	617	748	本發明鋼
N	0.121	1.18	4.98	0.030	0.024	0.0018	0.0029	Ca : 0.0015 , REM : 0.0018	553	709	623	749	本發明鋼
O	0.128	0.72	4.14	0.340	0.019	0.0024	0.0044	-	572	721	641	814	本發明鋼
P	0.094	0.75	5.22	0.034	0.024	0.0017	0.0036	Mg : 0.0021	533	691	612	732	本發明鋼
Q	0.088	0.56	5.14	0.036	0.024	0.0022	0.0031	Ta : 0.0071	532	688	612	728	本發明鋼
R	0.101	0.66	4.89	0.030	0.019	0.0031	0.0041	Nb : 0.018 , Ta : 0.0064	543	698	620	734	本發明鋼
S	0.114	0.78	5.49	0.027	0.022	0.0018	0.0042	Sn : 0.0061	521	674	604	717	本發明鋼
T	0.089	0.81	6.12	0.029	0.016	0.0021	0.0036	Nb : 0.019 , Sn : 0.0057	500	659	587	708	本發明鋼
U	0.146	0.73	3.89	0.032	0.024	0.0026	0.0032	Sb : 0.0069	581	726	648	755	本發明鋼
V	0.122	0.74	4.88	0.043	0.021	0.0023	0.0040	Nb : 0.021 , Sb : 0.0052	544	695	621	735	本發明鋼

使用以下之式求出 Ar_1 變態點、 Ar_3 變態點、 Ac_1 變態點、 Ac_3 變態點。

Ar_1 變態點($^{\circ}C$)

$$= 730 - 102 \times (\%C) + 29 \times (\%Si) - 40 \times (\%Mn) - 18 \times (\%Ni) \\ - 28 \times (\%Cu) - 20 \times (\%Cr) - 18 \times (\%Mo)$$

Ar_3 變態點($^{\circ}C$)

$$= 900 - 326 \times (\%C) + 40 \times (\%Si) - 40 \times (\%Mn) - 36 \times (\%Ni) \\ - 21 \times (\%Cu) - 25 \times (\%Cr) - 30 \times (\%Mo)$$

Ac_1 變態點($^{\circ}C$)

$$= 751 - 16 \times (\%C) + 11 \times (\%Si) - 28 \times (\%Mn) - 5.5 \times (\%Cu) \\ - 16 \times (\%Ni) + 13 \times (\%Cr) + 3.4 \times (\%Mo)$$

Ac_3 變態點($^{\circ}C$)

$$= 910 - 203\sqrt{(\%C)} + 45 \times (\%Si) - 30 \times (\%Mn) - 20 \times (\%Cu) \\ - 15 \times (\%Ni) + 11 \times (\%Cr) + 32 \times (\%Mo) + 104 \times (\%V) + 400 \\ \times (\%Ti) + 200 \times (\%Al)$$

此處， $(\%C)$ 、 $(\%Si)$ 、 $(\%Mn)$ 、 $(\%Ni)$ 、 $(\%Cu)$ 、 $(\%Cr)$ 、 $(\%Mo)$ 、 $(\%V)$ 、 $(\%Ti)$ 、 $(\%Al)$ 為各元素之含量(質量%)。

[表 2]

No.	鋼種	捲取溫度 (°C)	捲取溫度下 之保持時間 分鐘	熱軋板熱處理		冷軋之 軋縮率 %	冷軋後熱處理 1		冷軋後熱處理 2		合金化 處理溫度 °C	種類	備註
				熱處理 溫度 °C	熱處理 時間 分鐘		熱處理 溫度 °C	熱處理 時間 秒	熱處理 溫度 °C	熱處理 時間 秒			
1	A	600	-	550	120	40	650	200	-	-	-	CR	本發明例
2	A	600	-	550	120	40	650	200	-	-	-	GI	本發明例
3	A	600	-	550	120	40	650	200	-	-	550	GA	本發明例
4	A	600	360	550	120	40	650	200	-	-	-	CR	本發明例
5	A	600	360	550	120	40	650	200	-	-	540	GA	本發明例
6	A	600	-	550	120	65	650	200	-	-	-	CR	本發明例
7	A	600	-	550	120	40	650	3600	-	-	-	CR	本發明例
8	A	600	-	550	120	40	650	3600	-	-	-	GI	本發明例
9	A	600	-	550	120	40	650	3600	-	-	560	GA	本發明例
10	A	600	-	550	120	40	650	200	650	200	-	CR	本發明例
11	A	600	360	550	120	40	650	200	650	200	-	CR	本發明例
12	A	600	360	550	120	40	650	3600	650	200	-	CR	本發明例
13	A	600	360	550	120	40	650	3600	650	200	550	GA	本發明例
14	A	800	-	550	120	40	650	200	-	-	-	CR	比較例
15	A	400	-	550	120	40	650	200	-	-	-	CR	比較例
16	A	600	-	300	120	40	650	200	-	-	-	CR	比較例
17	A	600	-	550	5	40	650	200	-	-	-	CR	比較例
18	A	600	-	550	120	5	650	200	-	-	-	CR	比較例
19	A	600	-	550	120	40	600	200	-	-	-	CR	比較例
20	A	600	-	550	120	40	500	200	-	-	-	CR	比較例
21	A	600	-	550	120	40	650	5	-	-	-	CR	比較例
22	A	600	-	550	120	40	650	200	-	-	700	GA	比較例
23	B	600	-	550	120	40	650	200	-	-	-	CR	本發明例
24	B	600	360	550	120	40	650	3600	-	-	550	GA	本發明例
25	C	570	-	550	120	40	630	200	620	200	-	GI	本發明例
26	C	570	360	550	120	40	630	200	-	-	560	GA	本發明例
27	D	560	-	520	120	40	610	3600	-	-	-	GI	本發明例
28	D	560	-	520	120	65	610	200	-	-	550	GA	本發明例
29	E	620	-	550	120	40	830	200	-	-	-	CR	比較例
30	F	350	-	400	120	40	480	200	-	-	-	GI	比較例
31	G	660	-	550	120	40	700	200	-	-	570	GA	比較例
32	H	590	-	550	120	65	710	200	-	-	-	GI	本發明例
33	I	590	-	550	120	40	640	200	-	-	540	GA	本發明例
34	J	590	-	550	120	40	640	200	-	-	-	CR	本發明例
35	K	590	-	550	120	40	640	200	630	200	-	GI	本發明例
36	L	590	360	550	120	40	640	200	-	-	550	GA	本發明例
37	M	590	-	550	120	40	640	200	-	-	-	CR	本發明例
38	N	590	360	550	120	40	640	3600	-	-	560	GA	本發明例
39	O	608	480	600	120	60	673	220	663	180	-	CR	本發明例
40	O	608	480	600	120	60	673	220	-	-	-	GI	本發明例
41	P	581	-	500	200	60	638	300	628	180	-	CR	本發明例
42	P	581	480	500	200	60	638	300	628	180	535	GA	本發明例
43	Q	579	-	550	240	60	650	500	-	-	535	GA	本發明例
44	Q	579	360	550	240	60	650	500	-	-	545	GA	本發明例
45	R	571	-	550	200	60	641	420	632	150	-	CR	本發明例
46	R	571	460	550	200	60	641	420	632	150	-	GI	本發明例
47	S	557	-	450	300	60	630	220	-	-	-	GI	本發明例
48	S	557	420	450	300	60	630	220	-	~	540	GA	本發明例
49	T	542	-	400	220	60	622	600	610	220	540	GA	本發明例
50	T	542	460	400	220	60	622	3600	610	220	530	GA	本發明例
51	U	605	-	550	240	60	669	180	651	240	-	CR	本發明例
52	U	605	460	550	240	60	669	3000	651	240	-	CR	本發明例
53	V	557	-	500	320	60	642	300	-	-	525	GA	本發明例
54	V	557	400	500	320	60	642	300	-	-	525	GA	本發明例

*CR：冷軋鋼板(未鍍敷)、GI：熔融鍍鋅鋼板(未進行鍍鋅之合金化處理)、GA：合金化熔融鍍鋅鋼板

[表 3A]

No.	鋼種	板厚 t (mm)	F 之面積率 (%)	B 之面積率 (%)	RA 之體積率 (%)	F 中 Mn 量 (質量%)	F 中 Mn 量 / 鋼板中 Mn 量	RA 中 Mn 量 (質量%)	RA 之平均結晶粒徑 (μm)	RA 之縱橫比	剩餘部分組織	備註
1	A	2.4	62.8	0.2	15.4	3.3	0.73	6.5	0.6	1.4	M+θ	本發明例
2	A	2.4	63.7	0.2	14.7	3.2	0.71	6.4	0.7	1.5	M+θ	本發明例
3	A	2.4	62.8	0.3	14.2	3.3	0.73	6.4	0.7	1.4	M+θ	本發明例
4	A	2.4	68.2	0.2	20.4	2.9	0.64	6.7	0.7	1.2	M+θ	本發明例
5	A	2.4	68.7	0.3	19.8	2.9	0.64	6.6	0.8	1.3	M+θ	本發明例
6	A	1.4	64.2	0.2	17.1	3.1	0.69	6.5	0.5	1.4	M+θ	本發明例
7	A	2.4	67.7	0.1	21.4	2.8	0.62	6.9	0.8	1.2	M+θ	本發明例
8	A	2.4	67.9	0.2	21.5	2.9	0.64	7.0	0.7	1.3	M+θ	本發明例
9	A	2.4	66.7	0.3	21.3	2.9	0.64	6.9	0.7	1.4	M+θ	本發明例
10	A	2.4	67.9	0.2	19.8	3.1	0.69	6.8	0.8	1.2	M+θ	本發明例
11	A	2.4	71.2	0.2	24.5	2.7	0.60	7.2	0.9	1.2	M+θ	本發明例
12	A	2.4	68.3	0.1	23.4	2.5	0.55	7.3	0.7	1.2	M+θ	本發明例
13	A	2.4	68.3	0.1	23.4	2.5	0.55	7.3	0.7	1.2	M+θ	本發明例
14	A	2.4	72.8	0.2	8.8	4.1	0.91	5.3	1.1	1.8	M+θ	比較例
15	A	2.4	73.1	0.3	7.9	4.0	0.88	5.4	1.0	1.7	M+θ	比較例
16	A	2.4	72.4	0.1	9.7	3.8	0.84	5.7	3.2	1.8	M+θ	比較例
17	A	2.4	72.4	0.1	9.7	3.8	0.84	5.6	3.2	1.8	M+θ	比較例
18	A	3.8	72.4	0.1	9.7	3.8	0.84	5.4	3.2	1.8	M+θ	比較例
19	A	2.4	0	0.3	1.8	-	-	4.9	0.7	1.7	M+θ	比較例
20	A	2.4	68.4	0.1	1.7	4.2	0.93	4.8	0.8	1.8	M+θ	比較例
21	A	2.4	70.5	0.4	4.8	4.2	0.93	4.7	0.9	1.7	M+θ	比較例
22	A	2.4	68.2	0.2	3.2	3.4	0.75	5.6	0.7	1.8	M+θ+P	比較例
23	B	2.4	63.7	0.2	14.7	3.2	0.62	6.7	0.7	1.5	M+θ	本發明例
24	B	2.4	66.8	0.1	24.2	3.1	0.60	7.4	0.6	1.2	M+θ	本發明例
25	C	2.4	69.4	0.2	19.8	3.3	0.68	6.4	0.7	1.4	M+θ	本發明例
26	C	2.4	67.2	0.2	20.4	3.4	0.71	7.1	0.7	1.3	M+θ	本發明例
27	D	2.4	38.1	0.3	35.6	4.0	0.65	8.6	0.5	1.2	M+θ	本發明例
28	D	1.4	40.4	0.3	30.4	4.6	0.75	7.4	0.7	1.4	M+θ	本發明例
29	E	2.4	92.3	0.4	3.4	4.9	0.92	5.7	0.2	1.3	M+θ	比較例
30	F	2.4	17.3	0.2	43.4	9.8	0.66	13.1	2.6	1.7	M+θ	比較例
31	G	2.4	64.5	9.4	8.8	2.2	0.76	3.6	2.3	1.5	M+θ+P	比較例
32	H	1.4	66.9	0.2	18.4	3.5	0.73	6.9	0.5	1.2	M+θ	本發明例
33	I	2.4	69.7	0.2	14.7	3.6	0.72	6.5	0.6	1.5	M+θ	本發明例
34	J	2.4	68.7	0.3	15.3	3.5	0.70	6.4	0.7	1.4	M+θ	本發明例
35	K	2.4	66.4	0.1	19.2	3.7	0.67	6.9	0.8	1.3	M+θ	本發明例
36	L	2.4	65.7	0.1	19.5	3.8	0.66	7.1	0.7	1.3	M+θ	本發明例
37	M	2.4	70.2	0.2	15.6	3.7	0.71	6.6	0.6	1.5	M+θ	本發明例
38	N	2.4	66.4	0.1	22.9	3.1	0.62	7.3	0.8	1.2	M+θ	本發明例
39	O	1.6	54.1	0.2	22.4	2.6	0.63	6.9	0.8	1.2	M+θ	本發明例
40	O	1.6	58.2	0.2	18.9	2.9	0.70	6.4	0.6	1.4	M+θ	本發明例
41	P	1.6	59.1	0.1	19.2	3.6	0.69	8.9	0.6	1.4	M+θ	本發明例
42	P	1.6	53.7	0.3	23.1	3.3	0.63	7.2	0.7	1.2	M+θ	本發明例
43	Q	1.6	53.2	0.1	19.8	3.7	0.72	6.5	0.6	1.5	M+θ	本發明例
44	Q	1.6	59.3	0.2	21.7	3.4	0.66	6.8	0.7	1.4	M+θ	本發明例
45	R	1.6	60.7	0.2	20.5	3.3	0.67	6.7	0.8	1.3	M+θ	本發明例
46	R	1.6	58.4	0.1	25.1	3.0	0.61	7.0	0.7	1.2	M+θ	本發明例
47	S	1.6	58.3	0.3	21.2	4.0	0.73	6.6	0.6	1.6	M+θ	本發明例
48	S	1.6	54.2	0.1	28.4	3.7	0.67	7.2	0.6	1.5	M+θ	本發明例
49	T	1.6	42.2	0.2	36.6	4.3	0.70	7.4	0.7	1.4	M+θ	本發明例
50	T	1.6	45.8	0.1	42.1	4.0	0.65	7.3	0.7	1.2	M+θ	本發明例
51	U	1.6	52.7	0.2	19.2	2.5	0.64	6.2	0.7	1.4	M+θ	本發明例
52	U	1.6	57.8	0.2	23.7	2.3	0.59	6.4	0.8	1.2	M+θ	本發明例
53	V	1.6	62.8	0.2	16.3	3.5	0.72	6.4	0.7	1.6	M+θ	本發明例
54	V	1.6	63.5	0.1	19.1	3.0	0.61	6.8	0.7	1.4	M+θ	本發明例

F：肥粒鐵、B：變韌鐵、RA：殘留沃斯田鐵、M：麻田散鐵(包括回火麻田散鐵)、P：波來鐵、θ：雪明鐵

[表 3B]

No.	TS (MPa)	EL (%)	TS×EL (MPa·%)	R (mm)	R/t	r 值	LDR	疲勞極限強度 (MPa)	耐久比	備註
1	997	28.2	28115	2.25	0.94	1.01	2.15	420	0.42	本發明例
2	1000	28.3	28300	2.25	0.94	0.98	2.15	425	0.43	本發明例
3	998	28.4	28343	2.25	0.94	1.00	2.15	430	0.43	本發明例
4	1001	32.4	32432	2.00	0.83	0.99	2.18	440	0.44	本發明例
5	1003	32.6	32698	2.00	0.83	0.97	2.18	445	0.44	本發明例
6	1142	28.1	32090	0.75	0.54	0.96	2.18	490	0.43	本發明例
7	999	34.1	34066	2.00	0.83	1.00	2.18	440	0.44	本發明例
8	1002	33.9	33968	2.00	0.83	1.01	2.18	445	0.44	本發明例
9	1000	34.2	34200	2.00	0.83	1.01	2.18	440	0.44	本發明例
10	1081	31.1	33619	2.00	0.83	0.99	2.21	460	0.43	本發明例
11	1064	34.4	36602	2.00	0.83	0.98	2.21	470	0.44	本發明例
12	1058	34.8	36818	1.75	0.73	0.99	2.21	480	0.45	本發明例
13	1062	34.5	36639	1.75	0.73	1.00	2.21	490	0.46	本發明例
14	895	23.5	21033	3.25	1.35	0.97	2.06	360	0.40	比較例
15	1098	19.9	21850	3.25	1.35	0.94	2.06	440	0.40	比較例
16	1202	18.4	22117	4.25	1.77	0.98	2.06	440	0.37	比較例
17	1198	18.4	22043	4.25	1.77	0.96	2.06	430	0.36	比較例
18	925	24.8	22940	6.25	1.64	0.97	2.06	340	0.37	比較例
19	1471	11.2	16475	3.25	1.35	0.96	2.06	590	0.40	比較例
20	1352	12.4	16765	3.25	1.35	0.98	2.06	540	0.40	比較例
21	932	22.9	21343	3.00	1.25	0.96	2.09	370	0.40	比較例
22	802	25.6	20531	3.00	1.25	0.97	2.09	320	0.40	比較例
23	1002	28.4	28457	2.25	0.94	0.98	2.15	425	0.42	本發明例
24	1052	35.0	36820	2.00	0.83	1.01	2.21	450	0.43	本發明例
25	1121	30.2	33854	2.00	0.83	0.98	2.18	470	0.42	本發明例
26	1024	31.7	32461	2.00	0.83	1.00	2.18	430	0.42	本發明例
27	999	28.5	28472	2.00	0.83	0.98	2.18	450	0.45	本發明例
28	1131	28.0	31668	1.75	1.25	0.99	2.15	480	0.42	本發明例
29	888	21.8	19358	3.25	1.35	0.98	2.09	340	0.38	比較例
30	1312	12.8	16794	4.50	1.88	0.96	2.06	480	0.37	比較例
31	1189	15.7	18667	4.25	1.77	0.97	2.12	480	0.40	比較例
32	1133	28.5	32291	1.50	1.07	1.01	2.18	480	0.42	本發明例
33	1008	28.1	28325	2.25	0.94	1.01	2.15	440	0.44	本發明例
34	999	28.9	28871	2.25	0.94	1.02	2.15	430	0.43	本發明例
35	1077	31.8	34249	2.00	0.83	1.00	2.18	480	0.45	本發明例
36	1010	32.0	32320	2.00	0.63	0.99	2.18	450	0.45	本發明例
37	999	28.6	28571	2.25	0.94	0.98	2.15	440	0.44	本發明例
38	1055	34.4	36292	1.75	0.73	0.99	2.21	490	0.46	本發明例
39	992	33.8	33530	1.00	0.63	1.00	2.21	460	0.46	本發明例
40	998	29.8	29740	1.25	0.76	0.99	2.18	440	0.44	本發明例
41	1044	29.7	31007	1.25	0.76	1.00	2.18	450	0.43	本發明例
42	1035	32.4	33534	1.00	0.63	1.02	2.21	490	0.47	本發明例
43	1008	28.7	28930	1.50	0.94	1.01	2.15	440	0.44	本發明例
44	995	32.4	32238	1.25	0.78	0.99	2.18	450	0.45	本發明例
45	992	31.8	31546	1.25	0.78	0.98	2.18	460	0.46	本發明例
46	984	33.8	33259	0.75	0.47	0.99	2.21	490	0.50	本發明例
47	1042	31.2	32510	1.50	0.94	1.01	2.15	440	0.42	本發明例
48	1025	33.6	34440	1.25	0.78	1.02	2.18	460	0.45	本發明例
49	1129	28.9	32628	1.25	0.78	1.01	2.18	460	0.41	本發明例
50	1112	30.8	34250	0.75	0.47	0.99	2.21	490	0.44	本發明例
51	991	30.4	30126	1.25	0.78	0.99	2.18	450	0.45	本發明例
52	962	31.6	31031	1.00	0.63	0.98	2.21	480	0.49	本發明例
53	1045	28.9	30201	1.50	0.94	1.02	2.15	440	0.42	本發明例
54	1031	31.4	32373	1.25	0.78	0.99	2.18	460	0.45	本發明例

F：肥粒鐵、B：變韌鐵、RA：殘留沃斯田鐵、M：麻田散鐵(包括回火麻田散鐵)、P：波來鐵、θ：雪明碳鐵

拉伸試驗係使用以拉伸方向與鋼板之軋壓方向呈直角方向之方式選取樣品的 JIS5 號試驗片，依據 JIS Z 2241(2011 年)而進行，並測定 TS(拉伸強度)、EL(總伸長率)。再者，於本發明中，將 $TS \geq 980 \text{ MPa}$ 、 $TS \times EL \geq 24000 \text{ MPa} \cdot \%$ 之情形判定為加工性良好。

彎曲試驗係基於 JIS Z 2248(1996 年)之 V 形塊法實施測定。對彎曲部外側藉由立體顯微鏡判定龜裂之有無，將產生龜裂之最小之彎曲半徑設為極限彎曲半徑 R。再者，於本發明中，將 90°V 彎曲下之極限彎曲 $R/t \leq 1.5$ (t: 鋼板之板厚) 之情形判定為彎曲性良好。

關於 r 值，從冷軋退火板上自 L 方向(軋壓方向)、D 方向(與軋壓方向成 45° 之方向)及 C 方向(與軋壓方向成 90° 之方向)分別切割 JIS Z 2201(1998 年)之 5 號試驗片，依據 JIS Z 2254(2008 年)之規定而求出各自之 r_L 、 r_D 、 r_C ，並藉由下式(1)算出 r 值。

[數 1]

$$r = \frac{r_L + 2r_D + r_C}{4} \quad \dots (1)$$

深拉伸成形試驗係藉由圓筒拉伸試驗而進行，根據極限拉伸比(LDR, Limit Drawing Ratio)評價深拉伸性。關於圓筒深拉伸試驗條件，於試驗中使用直徑 33 mm ϕ 之圓筒打孔機，板厚 3.8 mm 材料使用模具直徑為 44.4 mm 之模具，板

厚 2.4 mm 材料使用模具直徑為 40.2 mm 之模具，板厚為 1.6 mm 材料使用模具直徑為 37.8 mm 之模具，板厚為 1.4 mm 之材料使用模具直徑為 37.2 mm 之模具。試驗係於壓皺力為 1 ton、成形速度為 1 mm/秒之條件下進行。由於表面之滑動狀態根據鍍敷狀態等而變化，故而為了不使表面之滑動狀態影響試驗，而將聚乙烯片材置於樣品與模具間而於高潤滑條件下進行試驗。使毛坯直徑以 1 mm 間距產生變化，將未斷裂而完全拉伸之最大毛坯直徑 D 與打孔直徑 d 之比(D/d)設為 LDR。再者，於本發明中，將 $LDR \geq 2.12$ 之情形判定為深拉伸性良好。

平面彎曲疲勞試驗係依據 JIS Z 2275(1978 年)，於交變(應力比-1)、頻率 20 Hz 之條件下進行。於交變平面彎曲疲勞試驗中，測定直至 10^7 循環為止未發現斷裂之應力，將該應力設為疲勞極限強度。又，算出疲勞極限強度除以拉伸強度 TS 而得出之值(耐久比)。再者，於本發明中，將疲勞極限強度 ≥ 400 MPa、耐久比 ≥ 0.40 之情形判定為疲勞特性良好。

本發明例之高強度鋼板均為 980 MPa 以上之 TS、24000 MPa·%以上之 $TS \times EL$ ，可獲得加工性優異之高強度鋼板。進而，彎曲性亦良好，亦可確保良好之深拉伸性，且疲勞特性亦優異。另一方面，於比較例中，TS、 $TS \times EL$ 之至少一特性較差。

(產業上之可利用性)

根據本發明，可製造具有 980 MPa 以上之 TS、24000 MPa·%以上之 TS×EL 的加工性優異之高強度鋼板。藉由將本發明之高強度鋼板例如應用於汽車構造構件，可實現由車體輕量化所產生之耗油量改善，且產業上之利用價值非常大。

七、申請專利範圍：

1.一種加工性優異之高強度鋼板之製造方法，其特徵在於，將成分組成以質量%計含有 C：0.03%以上且 0.35%以下、Si：0.5%以上且 3.0%以下、Mn：3.5%以上且 10.0%以下、P：0.1%以下、S：0.01%以下、N：0.008%以下，且剩餘部分包含 Fe 及不可避免之雜質，如此所成的鋼坯進行熱軋後，於 Ar_1 變態點 $\sim Ar_1$ 變態點 $+(Ar_3$ 變態點 $-Ar_1$ 變態點)/2 下捲取，冷卻至 200℃以下，然後加熱至 Ac_1 變態點-200℃ $\sim Ac_1$ 變態點之溫度區域並保持 30 分鐘以上，其後進行酸洗，並以 20%以上之軋縮率實施冷軋後，加熱至 Ac_1 變態點 $\sim Ac_1$ 變態點 $+(Ac_3$ 變態點 $-Ac_1$ 變態點)/2 之溫度區域並保持 30 秒以上。

2.一種加工性優異之高強度鋼板之製造方法，其特徵在於，將成分組成以質量%計含有 C：0.03%以上且 0.35%以下、Si：0.5%以上且 3.0%以下、Mn：3.5%以上且 10.0%以下、P：0.1%以下、S：0.01%以下、N：0.008%以下，且剩餘部分包含 Fe 及不可避免之雜質，如此所成的鋼坯進行熱軋後，於 Ar_1 變態點 $\sim Ar_1$ 變態點 $+(Ar_3$ 變態點 $-Ar_1$ 變態點)/2 下捲取，並於 Ar_1 變態點 $\sim Ar_1$ 變態點 $+(Ar_3$ 變態點 $-Ar_1$ 變態點)/2 之溫度區域下保持 5 小時以上，然後冷卻至 200℃以下，繼而，加熱至 Ac_1 變態點-200℃ $\sim Ac_1$ 變態點之溫度區域並保持 30 分鐘以上，其後進行酸洗，並以 20%以上之軋

縮率實施冷軋後，加熱至 Ac_1 變態點 $\sim$ Ac_1 變態點 $+(Ac_3$ 變態點 $-Ac_1$ 變態點)/2 之溫度區域並保持 30 秒以上。

3. 一種加工性優異之高強度鋼板之製造方法，其特徵在於，將成分組成以質量%計含有 C：0.03%以上且 0.35%以下、Si：0.5%以上且 3.0%以下、Mn：3.5%以上且 10.0%以下、P：0.1%以下、S：0.01%以下、N：0.008%以下，且剩餘部分包含 Fe 及不可避免之雜質，如此所成的鋼坯進行熱軋後，於 Ar_1 變態點 $\sim$ Ar_1 變態點 $+(Ar_3$ 變態點 $-Ar_1$ 變態點)/2 下捲取，或進而於 Ar_1 變態點 $\sim$ Ar_1 變態點 $+(Ar_3$ 變態點 $-Ar_1$ 變態點)/2 之溫度區域下保持 5 小時以上後，冷卻至 200℃以下，繼而，加熱至 Ac_1 變態點-200℃ $\sim$ Ac_1 變態點之溫度區域並保持 30 分鐘以上，然後進行酸洗，並以 20%以上之軋縮率實施冷軋，其後，加熱至 Ac_1 變態點 $\sim$ Ac_1 變態點 $+(Ac_3$ 變態點 $-Ac_1$ 變態點)/2 之溫度區域並保持 30 秒以上後，冷卻至 200℃以下，進而，加熱至 Ac_1 變態點 $\sim$ Ac_1 變態點 $+(Ac_3$ 變態點 $-Ac_1$ 變態點)/2 之溫度區域並保持 10 秒以上。

4. 一種加工性優異之高強度鋼板之製造方法，其特徵在於，其於利用申請專利範圍第 1 至 3 項中任一項之方法製造高強度鋼板後，實施熔融鍍鋅處理。

5. 如申請專利範圍第 4 項之加工性優異之高強度鋼板之製造方法，其中，於實施上述熔融鍍鋅處理後，於 470 $\sim$ 600℃

之溫度區域下實施鍍鋅之合金化處理。

6.如申請專利範圍第 1 至 5 項中任一項之加工性優異之高強度鋼板之製造方法，其中，作為成分組成，以質量%計進而含有 Al：0.01%以上且 2.5%以下。

7.如申請專利範圍第 1 至 6 項中任一項之加工性優異之高強度鋼板之製造方法，其中，作為成分組成，以質量%計進而含有選自 Cr：0.05%以上且 1.0%以下、V：0.005%以上且 0.5%以下、Mo：0.005%以上且 0.5%以下、Ni：0.05%以上且 1.0%以下、Cu：0.05%以上且 1.0%以下中之至少一種元素。

8.如申請專利範圍第 1 至 7 項中任一項之加工性優異之高強度鋼板之製造方法，其中，作為成分組成，以質量%計進而含有選自 Ti：0.01%以上且 0.1%以下、Nb：0.01%以上且 0.1%以下、B：0.0003%以上且 0.0050%以下中之至少一種元素。

9.如申請專利範圍第 1 至 8 項中任一項之加工性優異之高強度鋼板之製造方法，其中，作為成分組成，以質量%計進而含有選自 Ca：0.001%以上且 0.005%以下、REM：0.001%以上且 0.005%以下中之至少一種元素。

10.如申請專利範圍第 1 至 9 項中任一項之加工性優異之高強度鋼板之製造方法，其中，作為成分組成，以質量%計進而含有 Mg：0.0005%以上且 0.0100%以下。

11.如申請專利範圍第 1 至 10 項中任一項之加工性優異之高強度鋼板之製造方法，其中，作為成分組成，以質量%計進而含有 Ta：0.0010%以上且 0.1000%以下。

12.如申請專利範圍第 1 至 11 項中任一項之加工性優異之高強度鋼板之製造方法，其中，作為成分組成，以質量%計進而含有 Sn：0.0020%以上且 0.2000%以下及/或 Sb：0.0020%以上且 0.2000%以下。

13.一種加工性優異之高強度鋼板，其特徵在於，成分組成以質量%計含有 C：0.03%以上且 0.35%以下、Si：0.5%以上且 3.0%以下、Mn：3.5%以上且 10.0%以下、P：0.1%以下、S：0.01%以下、N：0.008%以下，且剩餘部分包含 Fe 及不可避免之雜質，鋼組織具有以面積率計 30.0%以上之肥粒鐵，上述肥粒鐵中之 Mn 量(質量%)除以鋼板中之 Mn 量(質量%)而得之值為 0.80 以下，且具有以體積率計 10.0%以上之殘留沃斯田鐵，上述殘留沃斯田鐵中之 Mn 量為 6.0 質量%以上，進而，殘留沃斯田鐵之平均結晶粒徑為 2.0 μm 以下。

14.如申請專利範圍第 13 項之加工性優異之高強度鋼板，其中，鋼組織進而具有以面積率計 3.0%以下之變韌鐵，且殘留沃斯田鐵之縱橫比(aspect ratio)為 2.0 以下。

15.如申請專利範圍第 13 或 14 項之加工性優異之高強度鋼板，其中，作為成分組成，以質量%計進而含有 Al：0.01%

以上且 2.5%以下。

16.如申請專利範圍第 13 至 15 項中任一項之加工性優異之高強度鋼板，其中，作為成分組成，以質量%計進而含有選自 Cr：0.05%以上且 1.0%以下、V：0.005%以上且 0.5%以下、Mo：0.005%以上且 0.5%以下、Ni：0.05%以上且 1.0%以下、Cu：0.05%以上且 1.0%以下中之至少一種元素。

17.如申請專利範圍第 13 至 16 項中任一項之加工性優異之高強度鋼板，其中，作為成分組成，以質量%計進而含有選自 Ti：0.01%以上且 0.1%以下、Nb：0.01%以上且 0.1%以下、B：0.0003%以上且 0.0050%以下中之至少一種元素。

18.如申請專利範圍第 13 至 17 項中任一項之加工性優異之高強度鋼板，其中，作為成分組成，以質量%計進而含有選自 Ca：0.001%以上且 0.005%以下、REM：0.001%以上且 0.005%以下中之至少一種元素。

19.如申請專利範圍第 13 至 18 項中任一項之加工性優異之高強度鋼板，其中，作為成分組成，以質量%計進而含有 Mg：0.0005%以上且 0.0100%以下。

20.如申請專利範圍第 13 至 19 項中任一項之加工性優異之高強度鋼板，其中，作為成分組成，以質量%計進而含有 Ta：0.0010%以上且 0.1000%以下。

21.如申請專利範圍第 13 至 20 項中任一項之加工性優異之高強度鋼板，其中，作為成分組成，以質量%計進而含有

201323625

Sn : 0.0020%以上且 0.2000%以下及/或 Sb : 0.0020%以上且
0.2000%以下。