



(19)中華民國智慧財產局

(12)發明說明書公告本 (11)證書號數：TW I496924 B

(45)公告日：中華民國 104 (2015) 年 08 月 21 日

(21)申請案號：102119422

(22)申請日：中華民國 102 (2013) 年 05 月 31 日

(51)Int. Cl. : C23C14/34 (2006.01)

C23C14/14 (2006.01)

C22C38/12 (2006.01)

(30)優先權：2012/05/31 日本

2012-124581

2013/03/06 日本

2013-044766

(71)申請人：神戶製鋼所股份有限公司 (日本) KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO (KOBE STEEL, LTD.) (JP)

日本

(72)發明人：竹田敦彥 TAKEDA, ATSUHIKO (JP)；吉原直 YOSHIHARA, NAO (JP)

(74)代理人：林志剛

(56)參考文獻：

CN 1974825A

CN 101008066A

審查人員：吳怡潔

申請專利範圍項數：6 項 圖式數：0 共 35 頁

(54)名稱

具有優異捲線性與耐氫脆性的高強度彈簧用鋼線及其製造方法

(57)摘要

本發明提供一種用於獲得未大量添加合金元素亦能顯示高強度、捲線性優異、且耐氫脆性高之冷軋捲繞彈簧之彈簧用鋼線。該彈簧用鋼線具有之特徵為由滿足 C：0.40~0.65%(質量%)、Si：1.0~3.0%、Mn：0.6~2.0%、P：0.015%以下(不含 0%)、S：0.015%以下(不含 0%)、及 Al：0.001~0.10%，其餘部分由鐵及不可避免之雜質所成，且相對於全部組織，回火麻田散鐵(martensite)：70 面積%以上，及殘留奧斯田鐵：6~15 面積%，並且以 JIS G 0551 所規定之方法求得之舊奧斯田鐵結晶粒度編號為 10.0 號以上，且拉伸強度為 1900MPa 以上。

發明摘要

※申請案號：102119422

※申請日：102 年 05 月 31 日

※IPC 分類：

C22C38/06 (2006.01)

C21D 9/01 (2006.01)

【發明名稱】(中文/英文)

具有優異捲線性與耐氫脆性的高強度彈簧用鋼線及其
製造方法

【中文】

本發明提供一種用於獲得未大量添加合金元素亦能顯示高強度、捲線性優異、且耐氫脆性高之冷軋捲繞彈簧之彈簧用鋼線。該彈簧用鋼線具有之特徵為由滿足 C：0.40~0.65%(質量%)、Si：1.0~3.0%、Mn：0.6~2.0%、P：0.015%以下(不含 0%)、S：0.015%以下(不含 0%)、及 Al：0.001~0.10%，其餘部分由鐵及不可避免之雜質所成，且相對於全部組織，回火麻田散鐵(martensite)：70 面積%以上，及殘留奧斯田鐵：6~15 面積%，並且以 JIS G 0551 所規定之方法求得之舊奧斯田鐵結晶粒度編號為 10.0 號以上，且拉伸強度為 1900MPa 以上。

【英文】

【代表圖】：

【本案指定代表圖】：無

【本代表圖之符號簡單說明】：無

【本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式】：無

發明專利說明書

(本說明書格式、順序，請勿任意更動)

【發明名稱】(中文/英文)

具有優異捲線性與耐氫脆性的高強度彈簧用鋼線及其製造方法

【技術領域】

● [0001] 本發明係關於一種捲線性與耐氫脆性（耐氫脆化特性）優異的高強度彈簧用鋼線及其製造方法者。詳細而言係關於經調質（淬火回火）之狀態下使用、拉伸強度為 1900MPa 以上之高強度，且捲線性及耐氫脆性優異之彈簧（例如捲線彈簧）用鋼線、及其製造方法。

【先前技術】

● [0002] 汽車等所使用之捲線彈簧（例如，引擎或懸吊等所使用之閥彈簧、懸吊彈簧等）為了降低排氣或提高燃耗而要求輕量化，且要求高強度化。

[0003] 上述捲線彈簧之製造方法有熱軋捲線與冷軋捲線 2 種方法。前述冷軋捲線係使彈簧用鋼線材伸線，進行淬火與回火後，以冷軋捲線，隨後，依序進行變形退火、彈簧定型化（spring set）、噴丸處理（shot peening）、塗裝，而製造捲線彈簧之方法。

[0004] 上述冷軋捲繞時，並非如前述熱軋捲繞般在彈簧捲繞加工後進行淬火回火而調整強度，而是在淬火回

火後施以彈簧捲繞加工（捲彈簧）。因此，該彈簧捲繞加工成為可使用高強度且加工性低之鋼線，而在彈簧捲繞時容易折損。此種傾向於進展高強度化時尤為顯著。因此，前述冷軋捲繞時，對於供於彈簧捲繞加工之淬火回火後之鋼線要求具備優異之延展性（捲線性）。且，經高強度化之彈簧由於容易發生氫脆性，故該彈簧之製造所用之彈簧用鋼線亦要求耐氫脆性優異。

[0005] 不過近年來，已嘗試以較短時間進行之高頻加熱進行上述淬火回火。可藉高頻加熱對上述兼具優異之延展性（捲線性）與耐氫脆性之鋼線進行淬火回火之技術已有數種提案。

[0006] 例如專利文獻 1 中，揭示藉由控制固溶 C 量、以含 Cr 析出物而包含之 Cr 量、與以特定之式表示之 TS 值，可改善耐脆性破壞特性。又，專利文獻 1 中之製造方法係揭示施以：真應變（true strain）為 0.10 以上之塑性加工；在 200℃ 以上之平均升溫速度：20K/s 以上加熱至 T1：850~1100℃ 後，以平均冷卻速度：30K/s 以上冷卻至 200℃ 以下之淬火處理；將 300℃ 以上之平均升溫速度設為 20K/s 以上，加熱至以特定式決定之溫度（T2℃）以上，在 300℃ 以上之滯留時間 t1 設為 240 秒以下，進而冷卻至 300℃ 以下之回火處理。

[0007] 專利文獻 2 中揭示考慮在腐蝕環境下使用，應充分確保耐腐蝕性，而將淬火回火後之殘留奧斯田鐵量抑制在 20 體積%以下。

[0008] 專利文獻 3 中揭示藉由控制成分組成，並且控制碳化物之尺寸或密度以及舊奧斯田鐵結晶粒度編號，而可提高捲線性或疲勞特性。

[0009] 專利文獻 4 中揭示藉由控制舊奧斯田鐵平均粒徑；殘留奧斯田鐵量、平均粒徑及對大粒徑，而可改善捲線性與耐氫脆化特性。

[0010] 不過基於降成本之觀點而言，要求抑制 Cr 等合金元素之使用。且，基於使在腐蝕環境下發生之腐蝕凹坑（corrosion pit）之形狀適當（淺）且改善腐蝕疲勞特性之觀點而言，則要求抑制 Cr 量。

[0011] 然而，抑制上述 Cr 等合金元素量時，難以確保高強度。

[0012] 專利文獻 5 提案不使上述 Cr 等之合金元素作為必須，而藉由控制舊奧斯田鐵結晶粒之粒度與一定尺寸之未溶解碳化物之密度，可改善延遲破壞特性。

[先前技術文獻]

[專利文獻]

[0013]

專利文獻 1：特開 2007-191776 號公報

專利文獻 2：特開 2006-291291 號公報

專利文獻 3：特開 2002-180198 號公報

專利文獻 4：日本專利第 4423254 號公報

專利文獻 5：特開 2004-143482 號公報

【發明內容】**[發明欲解決之課題]**

[0014] 然而，上述專利文獻 5 中揭示之實施例大多為使用 Cr 之例，並無以不使用 Cr 為前提者。且，上述專利文獻 5 中揭示之實施例中，不含 Cr 之實施例係使用 Cu、Ti、Nb 等合金元素。

[0015] 亦即，專利文獻 5 之技術為了確保強度，而使用 Cr 或其他合金元素（Cu、Ti、Nb）。因此專利文獻 5 中並未揭示不使用該等 Cr 等亦可達成高強度。

[0016] 本發明係著眼於如上述各強況而完成者，其目的係提供一種可藉高頻加熱而淬火回火之彈簧用鋼線，係不使用 Cr，且 Cu 等合金元素亦非必須，並顯示 1900MPa 以上之高強度，且捲線性與耐氫脆性優異之彈簧用鋼線。

[解決課題之手段]

[0017] 可解決上述課題之本發明之高強度彈簧用鋼線具有之特徵為由滿足 C：0.40~0.65%（意指質量%，關於化學成分以下亦同）、Si：1.0~3.0%、Mn：0.6~2.0%、P：0.015%以下（不含 0%）、S：0.015%以下（不含 0%）、及 Al：0.001~0.10%，其餘部分由鐵及不可避免之雜質所成，且相對於全部組織，回火麻田散鐵（martensite）：70 面積%以上，及殘留奧斯田鐵：6~15 面積%，並且以 JIS G 0551 所規定之方法求得之舊奧斯田

鐵結晶粒度編號為 10.0 號以上，且拉伸強度為 1900MPa 以上。

[0018] 前述高強度彈簧用鋼線可藉由上述成分組成而確保期望之特性，但依據用途，為進一步具備耐腐蝕性等，亦可進一步含有下述 (a)、(b) 所示元素，

(a) 由 Cu：0.05~1.5%，及 Ni：0.05~1.5% 所組成群組選出之 1 種以上之元素；

(b) 由 Ti：0.10% 以下（不含 0%）、B：0.010% 以下（不含 0%）、Nb：0.10% 以下（不含 0%）；Mo：0.5% 以下（不含 0%）、及 V：0.3% 以下（不含 0%）所組成群組選出之 1 種以上之元素。

[0019] 本發明亦包含使用上述高強度彈簧用鋼線所得之彈簧。

[0020] 又本發明亦包含上述高強度彈簧用鋼線之製造方法。該製造方法之特徵為使用滿足上述成分組成之鋼材，在伸線後以滿足下述淬火條件及下述回火條件之全部之方式進行淬火及回火。

[0021]

（淬火條件）

· 自 100°C 至下述淬火加熱溫度 (T1) 之平均升溫速度 (HR1)：40°C/s 以上

· 淬火加熱溫度 (T1)：850~1000°C

· 在淬火加熱溫度之保持時間 (t1)：90 秒以下

· 淬火加熱後自 300°C 至 80°C 之平均冷卻速度

(CR1) : 5~30℃/s

(回火條件)

- 自 100℃至下述回火加熱溫度 (T2) 之平均升溫速度 (HR2) : 30℃/s 以上

- 回火加熱溫度 (T2) : 350~550℃

- 在回火加熱溫度之保持時間 (t2) : 5~90 秒

- 回火加熱後自上述 T2 (但 , 上述 T2 在 400℃以上時為 400℃) 至 100℃之平均冷卻速度 (CR2) : 30℃/s 以上。

[發明效果]

[0022] 依據本發明，不使用 Cr，且 Cu 等合金元素並非必須，藉高頻加熱進行淬火回火，而獲得顯示 1900MPa 以上之高強度，並且捲線性與耐氫脆性優異之彈簧用鋼線。本發明之彈簧用鋼線由於如上述不使用 Cr，故可抑制製造成本，且耐腐蝕性優異。進而本發明之彈簧用鋼線由於如上述之 Cu 等合金元素非必須，故可更抑制該鋼線之製造成本。其結果，可便宜地供給極難產生氫脆化之高強度彈簧（例如汽車用零件之一的懸吊彈簧等之捲彈簧）。

【實施方式】

[0023] 本發明人等為解決前述課題首先欲對不使用

Cr 等合金元素，而獲得顯示高強度且捲線性與耐氫脆性優異之彈簧用鋼線重複積極研究。結果，發現不使用昂貴之合金元素，而控制由基本成分所成之組成，並且尤其控制製造步驟中之淬火回火之條件，亦可不使強度降低地確保下述說明之組織，可達成上述優異之特性，因而完成本發明。

[0024] 首先，針對規定本發明中組織之理由加以說明。

[0025]

[組織]

[殘留奧斯田鐵（殘留 γ ）量：6~15 面積%]

奧斯田鐵為柔軟、本質上延展性高之相。據此，藉由使殘留之奧斯田鐵適度分散於硬質之麻田散鐵中，可提高截面收縮率（reduction of area），確保良好之捲線性。再者殘留奧斯田鐵由於以可有效作為阱部位（trap site）之作用，故亦有助於減低對氫脆化之感受性及提高耐氫脆性。本發明為了確保優異之捲線性與耐氫脆性兩特性，而將殘留奧斯田鐵量設為 6 面積%以上。殘留奧斯田鐵量較好為 8 面積%以上，更好為 10 面積%以上。

[0026] 另一方面，殘留奧斯田鐵量過多時，因加工引發麻田散鐵態轉變而生成高硬度部，使截面收縮率降低，不易獲得優異之捲線性。且，由於生成之高硬度部作為應力集中源而作用、脆化，故亦導致耐氫脆性降低。此處，殘留奧斯田鐵量之上限設為 15 面積%。殘留奧斯田

鐵量較好爲 13 面積 % 以下。

[0027] 又，前述專利文獻 1 之技術由於殘留奧斯田鐵量以體積率計爲少如 5% 以下（專利文獻 1 之段落 0034），故認爲難以確保捲線性與耐氫脆性兩特性。

[0028]

[舊奧斯田鐵結晶粒度編號：10.0 號以上]

藉由舊奧斯田鐵結晶粒之微細化而提高捲線性與耐氫脆性。因此，本發明中以 JIS G 0551 中規定之方法求得之舊奧斯田鐵（舊 γ ）結晶粒度編號設爲 10.0 號以上。該舊 γ 結晶粒度編號較好爲 10.5 號以上，更好爲 11.0 號以上。又，前述舊 γ 結晶粒度編號之上限爲 14.0 號左右。

[0029]

[回火麻田散鐵：70 面積 % 以上]

本發明之鋼材（鋼線）之組織爲經回火麻田散鐵主體（佔全部組織之比例爲 70 面積 % 以上）。爲了確保高強度與高韌性，有必要進行後述之淬火回火處理，而成爲上述回火麻田散鐵主體之組織。回火麻田散鐵較好爲 80 面積 % 以上。

[0030] 至於其他組織包含變韌鐵（bainite）、肥粒鐵（ferrite）、波來石（pearlite）等，但該等即使包含亦爲 10 面積 % 以下。較好爲 0 面積 %。

[0031] 接著說明規定本發明之成分組成之理由。

[0032]

[C：0.40~0.65%]

C 係確保高強度之必要元素，且亦為藉由形成微細之碳化物而有效提高耐氫脆性之元素。因此 C 含有 0.40% 以上。C 量較好為 0.50% 以上，更好為 0.58% 以上。然而 C 量過量時，淬火回火後之殘留奧斯田鐵增加至必要以上，會有耐氫脆性降低之情況。且 C 由於亦為使耐腐蝕性劣化之元素，故為了提高最終製品的彈簧製品（懸吊彈簧等）之腐蝕疲勞特性而有必要抑制 C 量。因此本發明中之 C 量設為 0.65% 以下。C 量較好為 0.62% 以下。

[0033]

[Si : 1.0~3.0%]

Si 係確保強度之必要元素，並且有使碳化物變微細之效果。為了有效發揮該效果，Si 有必要含有 1.0% 以上。Si 量較好為 1.3% 以上，更好為 1.8% 以上。另一方面，Si 亦係促進脫碳之元素。過度含有 Si 時，於鋼線之製造步驟中，促進了鋼材表面之脫碳層形成。結果，為了削除該脫碳層使得剝離步驟變得必要，導致製造成本增加。因此，本發明中 Si 量之上限設為 3.0%。Si 量較好為 2.5% 以下，更好為 2.2% 以下。

[0034]

[Mn : 0.6~2.0%]

Mn 係利用作為脫氧元素，並且與鋼中之有害元素的 S 形成 MnS 以使 S 無害化之有益元素。且，亦為有助於提高強度之元素。為了有效發揮該等效果，將 Mn 量設為 0.6% 以上。Mn 量較好為 0.7% 以上，更好為 0.8% 以上。

然而過量含有 Mn 時，易使殘留 γ 量增加至必要以上，反而使耐氫脆性或延展性（捲線性）降低。基於該等理由，本發明中之 Mn 量設為 2.0%以下。Mn 量較好為 1.6%以下，更好為 1.3%以下。

[0035]

[P：0.015%以下（不含 0%）]

P 係使鋼材之延展性（捲線性）劣化之有害元素。因此 P 量越低越好，其上限設為 0.015%。P 量較好為 0.010%以下，更好為 0.008%以下。

[0036]

[S：0.015%以下（不含 0%）]

S 亦與上述 P 同樣為使鋼材之延展性（捲線性）劣化之有害元素。因此 S 量越低越好，其上限設為 0.015%。S 量較好為 0.010%以下，更好為 0.008%以下。

[0037]

[Al：0.001~0.10%]

Al 主要係作為脫氧元素而添加。且，與 N 形成 AlN 而使固溶 N 無害化同時亦有助於組織微細化。為了充分發揮該等效果，Al 量有必要設為 0.001%以上。Al 量較好為 0.002%以上。然而，Al 亦與 Si 同樣係促進脫碳之元素。因此，含較多 Si 之彈簧用鋼線有必要抑制 Al 量，本發明中 Al 量設為 0.10%以下。Al 量較好為 0.07%以下，更好為 0.030%以下，又更好為 0.020%以下。

[0038] 本發明鋼材之成分係如上述，其餘係由鐵及

不可避免之雜質所組成。

[0039] 本發明之彈簧用鋼線係如上述不含 Cr 者。且藉由不使用 Cu 等合金元素之上述成分組成，亦可達成高強度且優異之捲線性與耐氫脆性。為依據用途而進一步具備耐腐蝕性等，亦可進一步含有下述元素。

[0040]

[由 Cu：0.05~1.5%，及 Ni：0.05~1.5%所組成群組選出之 1 種以上之元素]

Cu 係抑制表層脫碳或提高耐腐蝕性之有效元素。為了發揮該樣態之效果，Cu 量較好設為 0.05%以上，更好為 0.2%以上。然而，過度含有 Cu 時，熱軋加工時會產生龜裂，淬火後之殘留奧斯田鐵量極端增加，會有使鋼材之延展性劣化之情況。因此，本發明之 Cu 量較好設為 1.5%以下。Cu 量更好為 1.3%以下，又更好為 0.7%以下，再更好為 0.4%以下。又，Cu 量超過 0.5%時，藉由存在與 Cu 同量或其量以上之 Ni[Ni 量（質量%） $\geq$ Cu 量（質量%）]，可抑制因 Cu 造成之熱軋脆性。

[0041] Ni 係與 Cu 同樣為抑制表層脫碳或提高腐蝕性之有效元素。為了發揮該等效果，Ni 量較好設為 0.05%以上。Ni 量更好為 0.2%以上。然而過度含有 Ni 時，淬火後之殘留奧斯田鐵量極端增加，會有使鋼材之延展性劣化之情況。因此，本發明中較好將 Ni 量設為 1.5%以下。尤其，就防止熱軋加工龜裂或降低成本之觀點而言，Ni 量更好設為 0.7%以下，又更好為 0.4%以下。

[0042]

[由 Ti：0.10%以下（不含 0%），B：0.010%以下（不含 0%），Nb：0.10%以下（不含 0%），Mo：0.5%以下（不含 0%），及 V：0.3%以下（不含 0%）所組成群組選出之 1 種以上之元素]

Ti 係與 S 形成硫化物而實現 S 無害化之有用元素。且 Ti 亦具有形成碳氮化物使組織微細化之效果。為發揮該等效果，較好含有 0.02%以上之 Ti。Ti 量更好為 0.05%以上。然而，Ti 過量時，會有形成粗大之 Ti 硫化物使延展性劣化之情況。因此本發明之 Ti 量較好設為 0.10%以下。就降低成本之觀點而言，Ti 量更好抑制在 0.07%以下。

[0043] B 係提高淬火性之元素。且 B 具有強化奧斯田鐵結晶粒界之效果，亦為有助於破壞抑制之元素。為發揮該等效果，B 量較好設為 0.0005%以上，更好為 0.0010%以上。然而即使過量添加 B 上述效果亦已飽和，故 B 量較好設為 0.010%以下。B 量更好為 0.0050%以下。

[0044] Nb 係與 C 或 N 形成碳氮化物，且主要為有助於組織微細化之元素。為發揮該等效果，Nb 量較好為 0.003%以上，更好為 0.005%以上。然而 Nb 量過量時，會形成粗大碳氮化物使鋼材之延展性（捲線性）劣化。因此 Nb 量較好為 0.10%以下。就降低成本之觀點而言 Nb 量更好抑制為 0.07%以下。

[0045] Mo 係與前述 Nb 同樣與 C 或 N 形成碳氮化

物，且有助於組織微細化之元素。且 Mo 亦為回火後確保強度之有效元素。為了充分發揮該等效果，Mo 量較好為 0.15% 以上，更好為 0.20% 以上。然而 Mo 量過量時，會形成粗大之碳氮化物使鋼材之延展性（捲線性）劣化。因此 Mo 量較好為 0.5% 以下，更好為 0.4% 以下。

[0046] V 係藉由析出強化而對鋼材之高強度化有效作用之元素。且 V 除了提高韌性有助於提高抗彈減性（sag resistance）以外，亦係使結晶粒微細化而提高強度或耐力比之元素。為發揮該等作用，V 量較好為 0.03% 以上，更好為 0.05% 以上，又更好為 0.10% 以上。然而 V 量過量時會形成粗大之碳氮化物，使韌性或腐蝕疲勞特性劣化。據此 V 量較好為 0.3% 以下。V 量更好為 0.25% 以下，又更好為 0.22% 以下，再更好為 0.20% 以下。

[0047] 接著，針對用於製造本發明之彈簧用鋼線之方法加以說明。

[0048]

[製造方法]

為了容易確保本發明之彈簧用鋼線之上述組織，在例如鋼材熔製後，經壓延獲得線材後施以伸線加工，接著淬火回火處理之步驟中，有必要以下述要領進行該淬火回火處理。

[0049] 本發明之彈簧用鋼線為含一定量之殘留奧斯田鐵者。該殘留奧斯田鐵係在一般淬火處理碳鋼時，大量存在之組織。過去之技術中，欲實現鋼材之高強度化而增

加 C 量與合金成分時，淬火時存在之殘留奧斯田鐵增加，於回火時難以分解，可確保殘留奧斯田鐵。然而本發明中，有效確保殘留奧斯田鐵之合金元素並非必須者。本發明在彈簧用鋼線之製造步驟中，伸線後藉由使用高頻加熱裝置，以後述條件（尤其，淬火及回火中，進行急速加熱・短時間加熱）實施淬火回火，而實現確保高強度化與殘留奧斯田鐵。本發明中藉由利用如上述之高頻加熱進行後述之淬火回火，亦可容易地實現舊奧斯田鐵結晶粒之微細化。

[0050]

[淬火步驟]

（自 100°C 至淬火加熱溫度（ T_1 ）之平均升溫速度（ HR_1 ）： $40^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上）

自 100°C 至淬火加熱溫度（ T_1 ）之平均升溫速度（ HR_1 ）比 $40^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 慢時，會使舊奧斯田鐵結晶粒粗大化，使特性（捲線性及耐氫脆性）降低。因此，上述 HR_1 設為 $40^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上。上述 HR_1 較好為 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上，更好為 $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上。另一方面，上述 HR_1 之上限就溫度控制之觀點而言為 $400^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 左右。

[0051] 又，自室溫至 100°C 之平均升溫速度並無特別限制。

[0052]

（淬火加熱溫度（ T_1 ）： $850\sim 1000^{\circ}\text{C}$ ）

淬火加熱溫度（ T_1 ）高於 1000°C 時，會使舊奧斯田

鐵結晶粒粗大化，使特性（捲線性及耐氫脆性）降低。因此前述 T1 設為 1000℃以下。前述 T1 較好為 980℃以下，更好為 930℃以下。另一方面，前述 T1 低於 850℃時，碳化物無法充分固熔，無法充分實現奧斯田鐵化。結果，在該淬火回火步驟中無法充分確保回火麻田散鐵組織，無法獲得高強度。因此前述 T1 設為 850℃以上。前述 T1 較好為 870℃以上，更好為 900℃以上。

● [0053]

（在淬火加熱溫度之保持時間（t1）：90 秒（sec）以下）

在淬火加熱溫度（T1）之保持時間（t1）比 90 秒長時，使舊奧斯田鐵結晶粒粗大化，使特性（捲線性及耐氫脆性）降低。因此前述 t1 設為 90 秒以下。前述 t1 較好為 60 秒以下，更好為 40 秒以下。

● [0054] 又，為了防止因碳化物之熔入不足造成奧斯田鐵化不足，獲得規定之組織（設為回火奧斯田鐵主體，包含規定量之殘留奧斯田鐵之組織），較好將該 t1 設為 5 秒以上。前述 t1 更好為 10 秒以上，又更好為 15 秒以上。

[0055]

（自 300℃至 80℃之平均冷卻速度（CR1）：5~30℃/s）

淬火加熱後自 300℃至 80℃之平均冷卻速度（CR1）比 30℃/s 快時，會進行麻田散鐵態轉變，回火後之殘留奧斯田鐵量會低於規定範圍之下限值。因此本發明中，前述

CR1 設為 30°C/s 以下。前述 CR1 較好為 25°C/s 以下，更好為 20°C/s 以下。另一方面，前述 CR1 過小時，殘留奧斯田鐵量會超過規定範圍之上限，如上述導致捲線性或耐氫脆性下降。因此本發明之前述 CR1 設為 5°C/s 以上。前述 CR1 較好為 10°C/s 以上，更好為 15°C/s 以上。

[0056] 至於冷卻方法列舉為水冷（浸漬於水槽等）、噴佈冷卻、噴霧冷卻、以 He 氣體進行冷卻等。本發明由於係以低成本製造，且有必要將 300°C 至 80°C 之平均冷卻速度（前述 CR1）控制在上述範圍內，故淬火時之冷卻較好採用噴佈冷卻或噴霧冷卻，且調整噴佈或噴霧之水量之方法。

[0057] 本發明係如上述，將淬火時之冷卻速度控制為較緩和，而確保殘留奧斯田鐵。相對於此，專利文獻 1 係使淬火加熱後之平均冷卻速度 CR1 設為 30K/s 以上而冷卻至 200°C 以下，殘留奧斯田鐵量以體積率計為 5% 以下之較少。且專利文獻 2 及 5 中淬火回火時之冷卻均為水冷，專利文獻 3 中淬火後之冷卻亦為水冷，故均非控制淬火時之冷卻以確保殘留奧斯田鐵者。

[0058] 又，於上述 CR1 之比冷卻溫度區域（ $300\sim 80^{\circ}\text{C}$ ）高之溫度區域，亦即在上述 T1 加熱保持後自 700°C 至 300°C ，為了淬火而宜以 50°C/s 以上之平均冷卻速度進行冷卻。該冷卻方法列舉為例如水冷、噴佈冷卻、噴霧冷卻等。

[0059]

[回火步驟]

(自 100°C 至回火加熱溫度 (T_2) 之平均升溫速度 (HR2) : 30°C/s 以上)

上述平均升溫速度 (HR2) 較慢時，殘留奧斯田鐵會分解、減少，無法確保規定量之殘留奧斯田鐵。因此本發明中，上述 HR2 設為 30°C/s 以上。前述 HR2 較好為 40°C/s 以上，更好為 50°C/s 以上。另一方面，上述平均升溫速度 (HR2) 過快時，溫度控制變困難而容易出現強度偏差。因此前述 HR2 較好為 300°C/s 以下，更好為 200°C/s 以下。

[0060] 又，自室溫至 100°C 之平均升溫速度並無特別要求。

[0061]

(回火加熱溫度 (T_2) : $350\sim 550^{\circ}\text{C}$)

回火加熱溫度 (T_2) 過低時，無法充分回火，使強度變得過高，而發生截面收縮率極端下降之缺陷。因此，前述 T_2 設為 350°C 以上。另一方面，前述 T_2 超過 550°C 時，難以達成拉伸強度 1900MPa 以上。因此前述 T_2 設為 550°C 以下。回火加熱溫度 (前述 T_2) 之最適範圍可在 $350\sim 550^{\circ}\text{C}$ 之範圍內依據要求之強度適當決定。

[0062]

(回火加熱溫度之保持時間 (t_2) : $5\sim 90$ 秒 (sec))

在回火加熱溫度 (T_2) 之保持時間 (t_2) 比 90 秒長時，殘留 γ 會分解，無法獲得規定量之殘留 γ 。前述 t_2 較

好爲 70 秒以下，更好爲 50 秒以下，又更好爲 40 秒以下，再更好爲 12 秒以下。另一方面，本發明係以進行高頻加熱爲前提者，前述 t_2 過短時，在粗徑鋼線之情況下，容易產生圓周方向之剖面內之硬度偏差，難以實現安定之強度提高。因此本發明之前述 t_2 設爲 5 秒以上。前述 t_2 較好爲 7 秒以上，更好爲 10 秒以上。

[0063] 又，前述 t_2 只要在上述範圍內依據要求強度適當調整即可。

[0064]

(自 T_2 (但， T_2 爲 400°C 以上時爲 400°C) 至 100°C 之平均冷卻速度 (CR_2) : 30°C/s 以上)

回火加熱後自上述 T_2 (但，上述 T_2 爲 400°C 以上時爲 400°C) 至 100°C 之平均冷卻速度 (CR_2) 較慢時，殘留奧斯田鐵會分解、減少，無法確保規定量之殘留奧斯田鐵。因此本發明之上述平均冷卻速度 (前述 CR_2) 設爲 30°C/s 以上。前述 CR_2 較好爲 40°C/s 以上，更好爲 50°C/s 以上。又，前述 CR_2 之上限爲 300°C/s 左右。

[0065] 上述冷卻方法列舉爲水冷、噴霧冷卻等。又自 100°C 至室溫之平均冷卻速度並無特別限制。

[0066] 滿足上述成分組成・組織之本發明之彈簧用鋼線之拉伸強度爲 1900MPa 以上，以後述之拉伸強度試驗測定之截面積收縮率爲 45% 以上。以該拉伸試驗求得之截面積收縮率爲表示材料之延展性之指標之一。該截面積收縮率愈高則延展性愈高，在彈簧成形中不易發生折損，

故捲線性良好。

[0067] 本發明之彈簧用鋼線由於如上述般為高強度且捲線性與耐氫脆性優異，故適合作為冷軋成型彈簧用鋼線（尤其是懸吊彈簧用鋼線）。使用本發明之彈簧用鋼線，可實現高強度且耐氫脆性優異之捲線彈簧（例如引擎或懸吊等所使用之閥彈簧、懸吊彈簧等）。

[0068] 本申請案係基於 2012 年 5 月 31 日申請之日本國專利申請案第 2012-124581 號及 2013 年 3 月 6 日申請之日本國專利申請案第 2013-044766 號主張優先權之利益者。2012 年 5 月 31 日申請之日本國專利申請案第 2012-124581 號說明書之全部內容，及 2013 年 3 月 6 日申請之日本國專利申請案第 2013-044766 號之說明書之全部內容均用於本申請案之參考加以援用。

實施例

[0069] 以下，列舉實施例更具體說明本發明，但本發明不因下述實施例而受到限制，當然在可適於前、後述主旨之範圍內可實施適當變更，該等均包含於本發明之技術範圍。

[0070] 以小型真空熔解爐熔製表 1 及表 2 所示之化學組成之鋼材，且鍛造成 155mm 邊長之鋼坯（billet）後，經熱軋壓延獲得直徑 14.3mm 之線。接著，以 17% 之截面積縮小率拉伸加工（伸線）該線材至直徑 13.0mm 後，以高頻誘發加熱爐，以表 3 及表 4 所示之條件進行淬

火回火，獲得彈簧用鋼線。

[0071] 上述淬火係如下述般進行。亦即，以表 3 及表 4 所示之平均升溫速度（HR1）自 100℃加熱至表 3 及表 4 所示之淬火加熱溫度（T1），保持在該 T1（保持時間（t1）係如表 3 及表 4 所示）。隨後，所有實施例於自前述加熱溫度（T1）至 300℃均係進行噴佈冷卻以 50℃/s 以上冷卻，自 300℃至 80℃分別以表 3 及表 4 所示之平均冷卻速度（CR1）冷卻。自該 300℃至 80℃之冷卻係以噴霧冷卻、或浸漬於水槽中、或一部份之例係使用 He 氣體冷卻（實驗規模）進行。又，自 80℃至室溫係放冷。

[0072] 接著如下述般進行回火。亦即，以表 3 及表 4 所示之平均升溫速度（HR2）自 100℃加熱至 350~550℃之溫度區域（T2），保持在該 T2（保持時間（t2）係如表 3 及表 4 所示）。隨後，自前述 T2（但，T2 為 400℃以上時為 400℃）至 100℃係以表 3 及表 4 所示之平均冷卻速度（CR2）冷卻。該冷卻係以噴霧冷卻進行。又，自 100℃至室溫係放冷。又，表 4 中之 No.45~69 與 No.70~94 由於改變上述回火加熱溫度（T2），故如後述表 6 所示，獲得強度等不同之彈簧用鋼線。

[0073]

[表1]

鋼材 記號	化學成分組成 (質量%) 其餘部份為鐵及不可避免雜質										
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Ti	B	Mo
A	0.54	1.5	0.7	0.009	0.007	0.003	-	-	-	-	-
B	0.42	1.4	0.6	0.006	0.009	0.005	-	-	-	-	-
C	0.59	1.0	1.3	0.006	0.009	0.004	0.5	0.6	-	-	-
D	0.64	1.2	1.2	0.009	0.007	0.003	0.7	0.6	-	-	-
E	0.70	1.5	1.0	0.0012	0.0011	0.020	-	-	-	-	-
F	0.56	2.5	1.0	0.009	0.007	0.004	-	-	-	-	-
G	0.58	1.5	1.6	0.009	0.007	0.003	-	-	-	-	-
H	0.57	1.5	2.2	0.009	0.007	0.002	-	-	-	-	-
I	0.57	1.5	1.0	0.020	0.007	0.004	-	-	-	-	-
J	0.58	1.4	0.9	0.009	0.020	0.003	-	-	-	-	-
K	0.58	1.4	1.1	0.0011	0.007	0.003	1.3	-	-	-	-
L	0.56	1.3	0.9	0.005	0.007	0.015	-	1.3	-	-	-
M	0.57	1.4	1.2	0.0011	0.005	0.004	-	-	0.07	-	-
N	0.57	1.3	1.1	0.0012	0.0011	0.004	-	-	-	0.0020	-
O	0.58	1.4	1.1	0.008	0.007	0.070	-	-	-	-	-
P	0.57	1.3	0.9	0.007	0.007	0.005	-	-	-	-	0.07
Q	0.57	1.5	1.0	0.0012	0.007	0.002	-	-	-	-	0.12
R	0.58	1.5	1.0	0.009	0.007	0.003	-	-	-	-	0.4

[0074]

[表2]

鋼材 記號	化學成分組成 (質量%) 其餘部份為鐵及不可避免雜質												
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Ti	B	Nb	Mo	V
a	0.58	1.8	1.1	0.008	0.005	0.030	0.20	0.20	—	0.0020	—	—	—
b	0.58	2.0	0.9	0.009	0.007	0.005	0.15	0.15	—	0.0025	—	—	—
c	0.58	2.2	0.6	0.007	0.006	0.020	0.20	0.20	—	0.0020	—	—	—
d	0.60	1.8	1.1	0.007	0.006	0.030	0.15	0.15	—	0.0032	—	—	—
e	0.60	2.0	0.9	0.006	0.009	0.003	0.10	0.10	—	0.0020	—	—	—
f	0.60	2.0	0.9	0.006	0.009	0.004	0.15	0.15	—	0.0025	—	—	—
g	0.60	2.0	0.9	0.007	0.006	0.004	0.20	0.20	—	0.0040	—	—	—
h	0.60	2.0	0.6	0.007	0.006	0.004	0.20	0.20	—	0.0040	—	—	—
i	0.60	2.0	1.0	0.006	0.009	0.030	0.30	0.30	—	0.0028	—	—	—
j	0.60	2.0	0.8	0.007	0.007	0.040	0.50	0.50	—	0.0035	—	—	—
k	0.60	2.2	0.7	0.006	0.009	0.020	0.30	0.30	—	0.0025	—	—	—
l	0.62	1.8	1.1	0.007	0.007	0.004	0.15	0.15	—	0.0020	—	—	—
m	0.62	2.0	0.9	0.007	0.007	0.030	0.30	0.30	—	0.0035	—	—	—
n	0.62	2.2	0.7	0.008	0.005	0.020	0.35	0.35	—	0.0020	—	—	—
o	0.60	2.0	0.9	0.007	0.006	0.004	0.20	0.20	0.03	0.0025	—	—	—
p	0.60	2.0	0.7	0.005	0.007	0.030	0.20	0.20	0.09	0.0025	—	—	—
q	0.60	2.0	0.6	0.0011	0.005	0.030	0.20	0.20	—	0.0025	0.03	—	—
r	0.60	2.0	0.9	0.007	0.006	0.004	0.20	0.20	—	0.0025	0.09	—	—
s	0.60	2.0	0.9	0.007	0.006	0.004	0.20	0.20	—	0.0025	—	0.1	—
t	0.60	2.0	0.9	0.007	0.006	0.004	0.20	0.20	—	0.0025	—	0.4	—
u	0.60	2.0	0.9	0.006	0.007	0.004	0.20	0.20	—	0.0025	—	—	0.04
v	0.60	2.0	0.9	0.007	0.009	0.030	0.20	0.20	—	0.0025	—	—	0.09
w	0.60	2.0	0.8	0.006	0.007	0.030	0.20	0.20	0.05	—	—	—	—
x	0.60	2.0	0.9	0.006	0.009	0.004	0.15	0.15	—	—	—	—	—
y	0.60	2.1	0.7	0.007	0.006	0.004	0.30	0.30	—	—	—	—	—

[0075]

[表3]

實施例 No.	鋼材 記號	淬火				回火		
		平均 升溫速度 HR1 (°C/s)	加熱 溫度 T1 (°C)	保持 時間 t1 (sec)	平均 冷卻速度 CR1 (°C/s)	平均 升溫速度 HR2 (°C/s)	保持 時間 t2 (sec)	平均 冷卻速度 CR2 (°C/s)
1	A	200	950	30	20	100	30	100
2	B	200	950	30	20	100	30	100
3	C	200	950	30	20	100	30	100
4	D	200	950	30	20	100	30	100
5	E	200	950	30	20	100	30	100
6	F	200	950	30	20	100	30	100
7	G	200	950	30	20	100	30	100
8	H	200	950	30	20	100	30	100
9	I	200	950	30	20	100	30	100
10	J	200	950	30	20	100	30	100
11	K	200	950	30	20	100	30	100
12	L	200	950	30	20	100	30	100
13	M	200	950	30	20	100	30	100
14	N	200	950	30	20	100	30	100
15	O	200	950	30	20	100	30	100
16	P	200	950	30	20	100	30	100
17	Q	200	950	30	20	100	30	100
18	R	200	950	30	20	100	30	100
19	A	100	950	30	20	100	30	100
20	A	50	950	30	20	100	30	100
21	A	40	950	30	20	100	30	100
22	A	30	950	30	20	100	30	100
23	A	200	1200	30	20	100	30	100
24	A	200	1100	30	20	100	30	100
25	A	200	1000	30	20	100	30	100
26	A	200	900	30	20	100	30	100
27	A	200	950	30分	20	100	30	100
28	A	200	950	60	20	100	30	100
29	A	200	950	5	20	100	30	100
30	A	200	950	30	60	100	30	100
31	A	200	950	30	50	100	30	100
32	A	200	950	30	40	100	30	100
33	A	200	950	30	30	100	30	100
34	A	200	950	30	10	100	30	100
35	A	200	950	30	5	100	30	100
36	A	200	950	30	2	100	30	100
37	A	200	950	30	20	40	30	100
38	A	200	950	30	20	30	30	100
39	A	200	950	30	20	10	30	100
40	A	200	950	30	20	100	30分	100
41	A	200	950	30	20	100	30	50
42	A	200	950	30	20	100	30	10
43	A	200	950	150	20	100	30	100
44	A	200	950	30	20	100	150	100

[0076]

[表4]

實施 例 No.	鋼材 記號	淬火				回火		
		平均 升溫速度 HR1 (°C/s)	加熱 溫度 T1 (°C)	保持 時間 t1 (sec)	平均 冷卻速度 CR1 (°C/s)	平均 升溫速度 HR2 (°C/s)	保持 時間 t2 (sec)	平均 冷卻速度 CR2 (°C/s)
45	a	200	930	30	25	100	30	100
46	b	200	930	30	25	100	30	100
47	c	200	930	30	25	100	30	100
48	d	200	930	30	25	100	30	100
49	e	200	930	30	25	100	30	100
50	f	200	930	30	25	100	30	100
51	g	200	930	30	25	100	30	100
52	h	200	930	30	25	100	30	100
53	i	200	930	30	25	100	30	100
54	j	200	930	30	25	100	30	100
55	k	200	930	30	25	100	30	100
56	l	200	930	30	25	100	30	100
57	m	200	930	30	25	100	30	100
58	n	200	930	30	25	100	30	100
59	o	200	930	30	25	100	30	100
60	p	200	930	30	25	100	30	100
61	q	200	930	30	25	100	30	100
62	r	200	930	30	25	100	30	100
63	s	200	930	30	25	100	30	100
64	t	200	930	30	25	100	30	100
65	u	200	930	30	25	100	30	100
66	v	200	930	30	25	100	30	100
67	w	200	930	30	25	100	30	100
68	x	200	930	30	25	100	30	100
69	y	200	930	30	25	100	30	100
70	a	200	930	30	25	100	30	100
71	b	200	930	30	25	100	30	100
72	c	200	930	30	25	100	30	100
73	d	200	930	30	25	100	30	100
74	e	200	930	30	25	100	30	100
75	f	200	930	30	25	100	30	100
76	g	200	930	30	25	100	30	100
77	h	200	930	30	25	100	30	100
78	i	200	930	30	25	100	30	100
79	j	200	930	30	25	100	30	100
80	k	200	930	30	25	100	30	100
81	l	200	930	30	25	100	30	100
82	m	200	930	30	25	100	30	100
83	n	200	930	30	25	100	30	100
84	o	200	930	30	25	100	30	100
85	p	200	930	30	25	100	30	100
86	q	200	930	30	25	100	30	100
87	r	200	930	30	25	100	30	100
88	s	200	930	30	25	100	30	100
89	t	200	930	30	25	100	30	100
90	u	200	930	30	25	100	30	100
91	v	200	930	30	25	100	30	100
92	w	200	930	30	25	100	30	100
93	x	200	930	30	25	100	30	100
94	y	200	930	30	25	100	30	100

[0077] 使用所得鋼線，藉以下方法，進行鋼組織評價（殘留奧斯田鐵量與舊奧斯田鐵結晶粒度編號之測定）、拉伸特性之評價（拉伸強度與截面積收縮率之測

定) 及耐氫脆性之評價。

[0078]

[鋼組織評價]

(殘留奧斯田鐵量之測定)

殘留奧斯田鐵量係以 X 射線測定。分析裝置係使用 RIGAKU 股份有限公司製造之 2 次元微小部 X 射線繞射裝置 RINT-RAPIDII，光徑設為直徑 300 μ m。由 α -Fe 之波峰強度 (110) 與 γ -Fe 之波峰強度 (200) 求得殘留奧斯田鐵量 (殘留 γ 量) 。

[0079] 又，以上述 X 射線繞射求得之殘留 γ 量係以體積率計算出，但該體積率之值可直接讀為面積率。因此本發明將殘留 γ 量之單位視為面積率進行處理。

[0080]

(舊奧斯田鐵結晶粒度編號之測定)

以鋼線之橫剖面 (與彈簧用鋼線之中心軸垂直之剖面) 之 D (直徑) /4 位置作為觀察面之方式採取試料。將該採取之試料埋入樹脂中，經研磨後使用苦味酸 (picric acid) 系之腐蝕液使舊奧斯田鐵結晶粒界顯現，且以 JIS G 0551 中規定之方法求得舊奧斯田鐵結晶粒度編號。

[0081] 又，所有實施例之組織利用光學顯微鏡以倍率 400 倍確認相對於全部組織，回火麻田散鐵均為 70 面積 % 以上。

[0082]

[拉伸特性之評價 (捲線性之評價)]

使用所得鋼線，加工成 JIS14 號試驗片。使用該試驗片，根據 JIS Z 2241，以萬能試驗機在十字頭速度（crosshead speed）10mm/min 之條件下進行拉伸試驗，測定 TS（拉伸強度）與截面積收縮率。接著，評價為拉伸強度係 1900MPa 以上之高強度。另外，截面積收縮率為 45%以上者評價為捲線性優異。

[0083]

[耐氫脆性之評價（氫脆化試驗）]

自鋼線切出寬 10mm×厚 1.5mm×長 65mm 之試驗片。對該試驗片藉由 4 點彎曲作用 1400MPa 之應力之狀態下，將該試驗片浸漬於硫酸（0.5mol/L）與硫氰酸鉀（0.01mol/L）之混合溶液中。接著，使用穩壓器（potentiostat）施加比 SCE 電極低之 -700mV 之電壓，測定直至發生龜裂為止之時間（破裂時間）。該破裂時間為 700 秒（sec）以上時評價為耐氫脆性優異。

[0084] 又，下述表 5 之實施例 No.9、10 及 17 由於在拉伸特性之評價中，截面積收縮率未滿足合格基準（45%以上），故未法進行上述耐氫脆性之評價。

[0085] 該等結果示於表 5 及表 6。表 5 及表 6 中，判定項目中記載為（OK）之例為完全滿足本發明中規定要件之實施例。相對於此，判定項目記載為（NG）之例為欠缺本發明中規定之任一要件者，捲線性或耐氫脆性之至少任一者劣化。

[0086]

[表5]

實施例 No.	殘留 γ 量 (面積%)	舊 γ 結晶 粒度編號	TS (MPa)	截面收 縮率(%)	斷裂時間 (sec)	判定
1	9	11.1	2014	51.5	912	OK
2	8	11.2	2008	52.9	920	OK
3	12	11.3	2006	54.5	1021	OK
4	13	11.2	2004	55.3	1011	OK
5	16	11.4	2003	42	650	NG
6	12	10.5	2004	46.5	798	OK
7	15	10.4	2010	47	845	OK
8	17	10.5	2004	32	215	NG
9	10	11.2	2001	35	-	NG
10	10	10.9	1995	38	-	NG
11	14	11.6	2012	57	1100	OK
12	14	11.5	2010	59	1098	OK
13	14	12.1	2009	57	1253	OK
14	9	11.5	2000	56	1052	OK
15	9	11.4	2006	47	846	OK
16	9	12.0	2012	57	1145	OK
17	9	11.3	2008	44	-	NG
18	13	11.6	2004	53	1125	OK
19	9	10.8	2006	52	915	OK
20	9	10.7	2003	51	749	OK
21	9	10.2	2000	47	729	OK
22	10	9.8	2005	43	684	NG
23	10	6.0	2011	5	15	NG
24	10	7.1	2010	15	30	NG
25	10	10.2	2009	47	820	OK
26	10	11.5	2008	58	1100	OK
27	10	8.8	2000	20	329	NG
28	10	10.3	2003	47	905	OK
29	11	11.8	2009	56	1186	OK
30	3	11.8	2008	38	546	NG
31	4	11.7	2006	41	550	NG
32	5	11.5	2012	45	586	NG
33	6	11.4	2015	52	1032	OK
34	11	11.4	2005	58	1098	OK
35	15	11.0	2003	57	859	OK
36	16	11.0	2001	44	680	NG
37	7	11.2	1997	57	855	OK
38	6	10.8	2009	45	780	OK
39	5	11.0	2015	21	524	NG
40	3	11.0	2015	9	56	NG
41	7	11.2	2015	48	825	OK
42	4	10.9	2015	25	355	NG
43	10	9.5	2005	38	556	NG
44	3	11.0	2004	22	330	NG

表中之「-」表示未測定。

[0087]

[表6]

實施例 No.	殘留 γ 量 (面積%)	舊 γ 結晶 粒度編號	TS (MPa)	截面收 縮率(%)	斷裂時間 (sec)	判定
45	9	10.3	2022	53	1371	OK
46	8	10.4	2011	53	1459	OK
47	8	10.3	2024	52	1551	OK
48	9	10.6	2018	51	1441	OK
49	8	10.8	2023	53	1555	OK
50	8	10.5	2008	50	1554	OK
51	8	10.2	2016	53	1538	OK
52	8	10.2	2007	52	1535	OK
53	9	10.3	2022	51	1538	OK
54	8	10.5	1996	50	1560	OK
55	8	10.2	2019	52	1647	OK
56	9	10.2	2007	51	1518	OK
57	9	10.2	2020	52	1638	OK
58	8	10.3	2013	52	1712	OK
59	9	10.9	2018	50	1588	OK
60	8	11.6	2016	50	1665	OK
61	8	10.6	2002	52	1578	OK
62	9	11.2	2023	51	1548	OK
63	9	10.5	1995	53	1577	OK
64	9	11.0	2002	52	1598	OK
65	9	10.6	2017	51	1546	OK
66	9	11.2	2010	53	1588	OK
67	9	10.9	2008	53	1564	OK
68	9	10.3	2001	53	1559	OK
69	9	10.3	1998	50	1592	OK
70	10	10.3	2114	49	884	OK
71	10	10.4	2118	50	962	OK
72	9	10.3	2121	49	1059	OK
73	11	10.6	2122	48	938	OK
74	9	10.8	2116	49	1058	OK
75	10	10.5	2119	46	1060	OK
76	10	10.2	2107	50	1041	OK
77	9	10.2	2105	49	1039	OK
78	11	10.3	2108	48	1041	OK
79	10	10.5	2104	47	1043	OK
80	9	10.2	2110	49	1146	OK
81	11	10.2	2120	47	1027	OK
82	10	10.2	2111	48	1115	OK
83	10	10.3	2117	49	1226	OK
84	10	10.9	2109	46	1035	OK
85	10	11.6	2120	47	1070	OK
86	9	10.6	2108	49	1034	OK
87	11	11.2	2122	48	1110	OK
88	10	10.5	2119	50	1055	OK
89	11	11	2107	49	1048	OK
90	10	10.6	2110	47	1042	OK
91	11	11.2	2108	49	1056	OK
92	9	10.9	2109	49	1046	OK
93	9	10.3	2121	49	1055	OK
94	9	10.3	2100	47	1101	OK

[0088] 由表 1~6 可探討如下（下述 No.係表示表 3~6 之實施例 No.）。亦即，No.1~4、6、7、11~16、18~21、

25、26、28、29、33~35、37、38、41 及 45~94 滿足本發明中規定之要件，為高強度且捲線性及耐氫脆性優異。

[0089] 相對於此，No.5、8~10 及 17 由於不滿足規定之成分組成，故捲線性及耐氫脆性之至少任一者劣化。詳細如下。

[0090] 首先 No.5 由於 C 量過量，故淬火回火後之殘留奧斯田鐵量變過量，耐氫脆性及捲線性降低。

[0091] No.8 由於 Mn 量過量，故淬火回火後之殘留奧斯田鐵量變過量，耐氫脆性及捲線性降低。

[0092] No.9 由於 P 過量，No.10 由於 S 過量，且 No.17 由於 Nb 過量，故均為截面收縮率小且捲線性降低。

[0093] No.22~24、27、30~32、36、39、40 及 42~44 係雖使用規定之成分組成之鋼材，但製造步驟中未以規定條件進行淬火回火之例。該等例中，無法獲得規定之組織，結果，捲線性及耐氫脆性劣化。詳細如下。

[0094] 首先 No.22 由於 100℃至淬火加熱溫度（T1）之平均升溫速度（HR1）慢，故發生舊奧斯田鐵結晶粒之粗大化，結果，捲線性與耐氫脆性劣化。

[0095] No.23 及 24 均由於淬火加熱溫度（T1）過高，故發生舊奧斯田鐵結晶粒之粗大化，結果，捲線性與耐氫脆性劣化。

[0096] No.27 及 43 由於在淬火加熱溫度之保持時間（t1）過長，故發生舊奧斯田鐵結晶粒之粗大化，結果，

捲線性及耐氫脆性劣化。

[0097] No.30~32 為以一般條件進行淬火之例，但由於淬火時之平均冷卻速度（CR1）太快，故無法確保規定量之殘留奧斯田鐵，使捲線性與耐氫脆性之至少任一者劣化。

[0098] No.36 由於淬火時之平均冷卻速度（CR1）太慢，故殘留奧斯田鐵變過量，結果，捲線性與耐氫脆性劣化。

[0099] No.39 由於淬火時之平均升溫速度（HR2）太慢，故使殘留奧斯田鐵分解，無法確保規定量之殘留奧斯田鐵，使捲線性與耐氫脆性劣化。

[0100] No.40 及 44 由於在回火加熱溫度之保持時間（t2）太長，故使殘留奧斯田鐵分解，無法確保規定量之殘留奧斯田鐵，使捲線性與耐氫脆性劣化。

[0101] No.42 由於回火時之平均冷卻速度（CR2）太慢，使殘留奧斯田鐵分解，而無法確保規定量之殘留奧斯田鐵，使捲線性與耐氫脆性劣化。

申請專利範圍

1. 一種捲線性與耐氫脆性優異之高強度彈簧用鋼線，其特徵為由滿足下列之成分，且其餘部分由鐵及不可避免之雜質所成，

C：0.40~0.65%（意指質量%，關於化學成分以下亦同）、

Si：1.0~3.0%、

Mn：0.6~2.0%、

P：0.015%以下（不含0%）、

S：0.015%以下（不含0%）、及

Al：0.001~0.10%、

且相對於全部組織，

回火麻田散鐵（martensite）：70面積%以上，及

殘留奧斯田鐵：6~15面積%，並且

以JIS G 0551所規定之方法求得之舊奧斯田鐵結晶粒度編號為10.0號以上，且

拉伸強度為1900MPa以上。

2. 一種捲線性與耐氫脆性優異之高強度彈簧用鋼線，其特徵為由滿足下列之成分，

C：0.40~0.65%、

Si：1.0~3.0%、

Mn：0.6~2.0%、

P：0.015%以下（不含0%）、

S：0.015%以下（不含0%）、及

Al : 0.001~0.10% ,

並進而含有由 Cu : 0.05~1.5%、及 Ni : 0.05~1.5% 所組成之群組選出之 1 種以上之元素，且其餘部分由鐵及不可避免之雜質所成，

且相對於全部組織，

回火麻田散鐵：70面積%以上，及

殘留奧斯田鐵：6~15面積%，並且

以 JIS G 0551 所規定之方法求得之舊奧斯田鐵結晶粒度編號為 10.0 號以上，且

拉伸強度為 1900MPa 以上。

3. 一種捲線性與耐氫脆性優異之高強度彈簧用鋼線，其特徵為由滿足下列之成分，

C : 0.40~0.65%、

Si : 1.0~3.0%、

Mn : 0.6~2.0%、

P : 0.015% 以下（不含 0%）、

S : 0.015% 以下（不含 0%）、及

Al : 0.001~0.10% ,

並進而含有由下列成分所組成群組選出之 1 種以上之元素：

Ti : 0.10% 以下（不含 0%）、

B : 0.010% 以下（不含 0%）、

Nb : 0.10% 以下（不含 0%）、

Mo : 0.5% 以下（不含 0%）、及

V：0.3%以下（不含0%），
且其餘部分由鐵及不可避免之雜質所成，
且相對於全部組織，
回火麻田散鐵：70面積%以上，及
殘留奧斯田鐵：6~15面積%，並且
以 JIS G 0551所規定之方法求得之舊奧斯田鐵結晶粒
度編號為10.0號以上，且
拉伸強度為1900MPa以上。

4.一種捲線性與耐氫脆性優異之高強度彈簧用鋼線，
其特徵為由滿足下列之成分，

C：0.40~0.65%、

Si：1.0~3.0%、

Mn：0.6~2.0%、

P：0.015%以下（不含0%）、

S：0.015%以下（不含0%）、及

Al：0.001~0.10%，

並進而含有由Cu：0.05~1.5%、及Ni：0.05~1.5%所組成之
群組選出之1種以上之元素，

及含有由下列成分所組成群組選出之1種以上之元素：

Ti：0.10%以下（不含0%）、

B：0.010%以下（不含0%）、

Nb：0.10%以下（不含0%）、

Mo：0.5%以下（不含0%）、及

V：0.3%以下（不含0%），

且其餘部分由鐵及不可避免之雜質所成，

且相對於全部組織，

回火麻田散鐵：70面積%以上，及

殘留奧斯田鐵：6~15面積%，並且

以 JIS G 0551 所規定之方法求得之舊奧斯田鐵結晶粒度編號為 10.0 號以上，且

拉伸強度為 1900MPa 以上。

5. 一種彈簧，其係使用如請求項 1~4 中任一項之高強度彈簧用鋼線所得。

6. 一種捲線性與耐氫脆性優異之高強度彈簧用鋼線之製造方法，其係製造如請求項 1~4 中任一項之高強度彈簧用鋼線之方法，其特徵為

使用滿足如請求項 1~4 中任一項之成分組成之鋼材，在伸線後以滿足下述淬火條件及回火條件之全部之方式進行淬火及回火，

（淬火條件）

· 自 100℃ 至下述淬火加熱溫度（T1）之平均升溫速度（HR1）：40℃/s 以上

· 淬火加熱溫度（T1）：850~1000℃

· 在淬火加熱溫度之保持時間（t1）：90 秒以下

· 淬火加熱後自 300℃ 至 80℃ 之平均冷卻速度（CR1）：5~30℃/s

（回火條件）

· 自 100℃ 至下述回火加熱溫度（T2）之平均升溫速

度 (HR2) : 30°C/s 以上

· 回火加熱溫度 (T2) : $350\sim 550^{\circ}\text{C}$

· 在回火加熱溫度之保持時間 (t2) : 5~90秒

· 回火加熱後自上述 T2 (但, 上述 T2 在 400°C 以上時
為 400°C) 至 100°C 之平均冷卻速度 (CR2) : 30°C/s 以上。