



(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 201329253 A1

(43)公開日：中華民國 102 (2013) 年 07 月 16 日

(21)申請案號：101136668

(22)申請日：中華民國 101 (2012) 年 10 月 04 日

(51)Int. Cl.：

C22C38/04 (2006.01)

C22C38/18 (2006.01)

F16B35/00 (2006.01)

B21K1/56 (2006.01)

(30)優先權：2011/10/07 日本

2011-223114

(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

杉田製線股份有限公司 (日本) SUGITA WIRE, LTD. (JP)

日本

(72)發明人：千葉政道 CHIBA, MASAMICHI (JP)；松本洋介 MATSUMOTO, YOUSUKE (JP)；

杉田一良 SUGITA, KAZUYOSHI (JP)；谷本勝 TANIMOTO, MASARU (JP)

(74)代理人：林志剛

申請實體審查：有 申請專利範圍項數：5 項 圖式數：0 共 43 頁

(54)名稱

螺栓用鋼線、螺栓及其製造方法

STEEL WIRE FOR BOLT, BOLT AND MANUFACTURING METHOD THEREOF

(57)摘要

本發明的螺栓用鋼線，係使用於：省略了螺栓成形之後的淬火回火工序之非調質螺栓，不僅具有 1200 MPa 以上的拉伸強度並且耐延遲破壞性優異的高強度螺栓之冷間鍛造性優異的高強度螺栓用鋼線，其特徵為：除了含有 C、Si、Mn、P、S、Cr、Al、N、B 之外，又含有從 Ti、V、及 Nb 所組成的群組中所選出的至少一種，其餘部分由鐵以及不可避免的雜質所組成，具備：肥粒鐵與波來鐵的合計面積率為 98%以上，波來鐵的疊層間隔為 250nm 以下，並且波來鐵的面積率為超過 40% 且 80%以下的金相微觀組織，同時，拉伸強度為 1300 MPa 以下。



(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 201329253 A1

(43)公開日：中華民國 102 (2013) 年 07 月 16 日

(21)申請案號：101136668

(22)申請日：中華民國 101 (2012) 年 10 月 04 日

(51)Int. Cl.：

C22C38/04 (2006.01)

C22C38/18 (2006.01)

F16B35/00 (2006.01)

B21K1/56 (2006.01)

(30)優先權：2011/10/07 日本

2011-223114

(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

杉田製線股份有限公司 (日本) SUGITA WIRE, LTD. (JP)

日本

(72)發明人：千葉政道 CHIBA, MASAMICHI (JP)；松本洋介 MATSUMOTO, YOUSUKE (JP)；

杉田一良 SUGITA, KAZUYOSHI (JP)；谷本勝 TANIMOTO, MASARU (JP)

(74)代理人：林志剛

申請實體審查：有 申請專利範圍項數：5 項 圖式數：0 共 43 頁

(54)名稱

螺栓用鋼線、螺栓及其製造方法

STEEL WIRE FOR BOLT, BOLT AND MANUFACTURING METHOD THEREOF

(57)摘要

本發明的螺栓用鋼線，係使用於：省略了螺栓成形之後的淬火回火工序之非調質螺栓，不僅具有 1200 MPa 以上的拉伸強度並且耐延遲破壞性優異的高強度螺栓之冷間鍛造性優異的高強度螺栓用鋼線，其特徵為：除了含有 C、Si、Mn、P、S、Cr、Al、N、B 之外，又含有從 Ti、V、及 Nb 所組成的群組中所選出的至少一種，其餘部分由鐵以及不可避免的雜質所組成，具備：肥粒鐵與波來鐵的合計面積率為 98%以上，波來鐵的疊層間隔為 250nm 以下，並且波來鐵的面積率為超過 40% 且 80%以下的金相微觀組織，同時，拉伸強度為 1300 MPa 以下。

發明專利說明書

(本申請書格式、順序，請勿任意更動，※記號部分請勿填寫)

※申請案號：101136668

※申請日：101 年 10 月 04 日

※IPC 分類：

Cnc 38/04 (2006.01)
Cnc 38/18 (2006.01)
F16B 15/00 (2006.01)
B21K 1/56 (2006.01)

一、發明名稱：(中文／英文)

螺栓用鋼線、螺栓及其製造方法

Steel wire for bolt, bolt and manufacturing method thereof

二、中文發明摘要：

本發明的螺栓用鋼線，係使用於：省略了螺栓成形之後的淬火回火工序之非調質螺栓，不僅具有 1200 MPa 以上的拉伸強度並且耐延遲破壞性優異的高強度螺栓之冷間鍛造性優異的高強度螺栓用鋼線，其特徵為：

除了含有 C、Si、Mn、P、S、Cr、Al、N、B 之外，又含有從 Ti、V、及 Nb 所組成的群組中所選出的至少一種，其餘部分由鐵以及不可避免的雜質所組成，

具備：肥粒鐵與波來鐵的合計面積率為 98% 以上，波來鐵的疊層間隔為 250nm 以下，並且波來鐵的面積率為超過 40% 且 80% 以下的金相微觀組織，同時，拉伸強度為 1300 MPa 以下。

三、英文發明摘要：

A steel wire for a high-tension bolt with an advanced cold forgeability to be used for a high-tension bolt which is a non-treated bolt without subjected to a quenching and tempering process after formed in a bolt shape, is characterized in that the steel wire includes C, Si, Mn, P, S, Cr, Al, N and B, as well as at least one of Ti, V and Nb, and remnants consisting of iron and unavoidable impurities, in that the steel wire has a microstructure in which a total area ratio of ferrite and pearlite is equal to or more than 98%, a pearlite lamellae spacing is equal to or less than 250 nm, and the area ratio of pearlite is more than 40% and equal to or less than 80%, and in that the steel wire has a tensile strength equal to or less than 1300 MPa.

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：汽車用、各種產業機械用等所使用的螺栓用鋼，尤其是，在螺栓成形之後，不必實施淬火回火處理，除了具有 1200 MPa 以上的拉伸強度之外，又兼具優異的冷間鍛造性與耐延遲破壞性之高強度螺栓、使用於這種螺栓的高強度螺栓用鋼線、以及這些螺栓和鋼線的製造方法。

【先前技術】

汽車、一般機械以及建築物所採用的高強度締結(連結)零件中，一般而言，是採用將 Cr、Mo 等的元素予以增量後的合金強韌鋼，將這種鋼進行淬火回火處理以確保所期望的目標強度。另一方面，住宅物、各種弱電裝置所使用的高強度締結零件，通常是採用：含碳量為 0.20% 前後的低碳鋼，藉由滲碳淬火回火處理來達成所期望的目標強度。

然而，前者的合金強韌鋼的情況，在使用環境下受到侵入鋼中的氫氣的影響，在締結之後，有發生螺栓斷裂(延遲性破壞)的可能性，大多數的情況，實用拉伸強度被限制為 1100 MPa 以下。另一方面，後者的低碳鋼的情況，是藉由滲碳淬火處理來使得最表面的硬度達到超過 Hv600(以拉伸強度來換算的話，是達到 1960 MPa)的高硬度，所以即使對於因冷熱溫度差所產生的凝結露水等之些

微的環境變化也會非常敏感地產生反應，隱藏著發生延遲性破壞的危險。

前述的延遲性破壞，被認為是因為各種因素複雜地交錯在一起而產生的，所以很難去特定出其原因。但是，一般而言，大家的共識都認為是與「氫氣造成的脆化現象」有所關聯。用以左右這種「氫氣脆化現象」的因素，雖然是被認定為：回火溫度、金相組織、材料硬度、結晶粒度、各種合金元素的影響等的原因，但是還沒有找到可以防止氫氣脆化現象的技術方案，就實際情況而言，都還只是以試行錯誤的方式來將各種方法試用看看而已。

再者，近年來，基於降低螺栓製造成本、降低螺栓製造工序中所排放的溫室效應氣體之目的，省略了在螺栓成形之後的淬火回火工序的非調質螺栓受到重視。非調質螺栓，必須依賴伸線(抽製線材)加工時的加工硬化來確保目標強度，但是為了要將加工硬化之後的鋼線進行冷間鍛造來形成螺栓，會有：螺栓的形狀受到限制、導致鍛造用金屬模具的壽命降低之類的問題。這種傾向係隨著螺栓的高強度化而愈趨明顯，所以對於改善這種問題的期望非常的強。針對於上述問題，傳統的技術中已揭示出以下的方法。

專利文獻 1 所揭示的技術是活用細微化合物的分散效果來抑制延遲性破壞。該技術是先將合金鋼進行淬火之後，再以高溫實施回火處理，以使其晶析出大量細微的合金系化合物，使得在鋼中到處移動的氫氣(擴散性氫氣)被

該析出物所捕捉，藉以改善耐延遲破壞性。但是，因為必須添加大量的合金元素以及必須執行淬火回火工序，所以會增加螺栓的製造成本，此外，也會有：在製造螺栓時，排放出溫室效應氣體的問題。

專利文獻 2 是揭示出：藉由對於波來鐵鋼進行強伸線加工，以提昇耐延遲破壞性的非調質螺栓之製造方法。該技術是藉由形成波來鐵金相組織，以使得因氫氣脆化現象而粒界強度會大幅降低的舊沃斯田鐵的粒界消失，而且利用波來鐵金相組織中的雪明鐵與肥粒鐵的界面來捕捉鋼中的氫氣，以改善耐延遲破壞性。但是，專利文獻 2 的技術，作為對象的螺栓強度為 1500 MPa，因為是以高強度化作為優先考量，所以波來鐵金相組織所佔的百分比很高，螺栓成形前的變形阻力會增加，因此會有大幅地降低金屬模具壽命的問題。

專利文獻 3 所揭示的技術，是針對於拉伸強度為 900 MPa 以上的非調質六角螺栓用鋼，藉由使析出物分散在肥粒鐵及波來鐵金相組織中，以提昇耐延遲破壞性。但是，若螺栓的拉伸強度為 1100 MPa 以上的話，在進行強伸線加工時，發生裂縫的界限壓縮率會降低，將會導致在螺栓成形時發生裂縫、以及降低耐延遲破壞性。

專利文獻 4 所揭示的技術，是針對於拉伸強度為 900 MPa 以上的非調質螺栓用鋼，是藉由活用變韌鐵金相組織來提昇冷間鍛造性。但是，變韌鐵金相組織的加工硬化率很低，因此難以獲得 1200 MPa 以上的螺栓強度。此外，

變韌鐵金相組織，與麻田散鐵金相組織、波來鐵金相組織等相較時，很容易發生因鬆弛現象(relaxation)所導致的應力緩和的影響，就維持締結後的螺栓特性的觀點來看，也是有問題存在。

專利文獻 5 所揭示的技術，係將中碳錳鋼線材進行恆溫變態處理，藉以獲得冷間鍛造性優異的非調質高強度螺栓用鋼線。該技術尤其是著眼於：減少在進行熱間軋軋時所產生的鋼材強度的不一致性，降低螺栓成形前的變形阻力，因而可製造出拉伸強度為 1000 MPa 等級的螺栓。但是，專利文獻 5 所揭示的技術當中，並未導入：應如何才可將鋼中的氫氣所造成的影響予以無害化的對策，該技術並無法對應於延遲性破壞較為顯著之 1200 MPa 以上的拉伸強度的螺栓。

[先前技術文獻]

[專利文獻]

[專利文獻 1]日本特許第 4031068 號公報

[專利文獻 2]日本特開 2000-337334 號公報

[專利文獻 3]日本特開 2003-113444 號公報

[專利文獻 4]日本特開平 2-166229 號公報

[專利文獻 5]日本特許第 1521033 號公報

【發明內容】

[發明所欲解決的技術課題]

本發明是有鑒於上述的情事而開發完成的，其目的是

在於提供：一種省略了螺栓成形之後的淬火回火工序之非調質螺栓，具有 1200 MPa 以上的拉伸強度且耐延遲破壞性優異的高強度螺栓、及使用於前述螺栓之冷間鍛造性優異的高強度螺栓用鋼線、以及這些螺栓和鋼線的製造方法。

[用以解決課題的技術方案]

○ 本發明的螺栓用鋼線，其特徵為：以質量%計，是除了含有 C：0.30～未達 0.50%、Si：0.02～0.1%、Mn：1.0～2.0%、P：0.025%以下(不含 0%)、S：0.025%以下(不含 0%)、Cr：0.05～1.0%、Al：0.01～0.1%、N：0.01%以下(不含 0%)、B：0.0005～0.005%之外，又含有從 Ti：0.005～0.07%、V：0.05～0.4%、及 Nb：0.05～0.1%所組成的群組中所選出的至少一種，其餘部分由鐵以及不可避免的雜質所組成的鋼線，

○ 具備：肥粒鐵與波來鐵的合計面積率為 98%以上，波來鐵疊層間隔為 250nm 以下，且波來鐵的面積率為超過 40%且 80%以下的金相微觀組織，並且拉伸強度為 1300 MPa 以下。

本發明的螺栓用鋼線，又含有 Cu：0.20%以下(不含 0%)及/或 Ni：0.20%以下(不含 0%)為佳。

本發明也包含一種螺栓用鋼線的製造方法，其特徵為：將具有上述的化學組成分的鋼，進行熱間軋軋之後，加熱至 A_{c3} 點～1100℃以將其沃斯田鐵化，再以 45～450

℃/秒的速度進行冷卻到 450～600℃ 為止，在前述 450～600℃ 的溫度中，以該鋼在前述熱間軋軋後的直徑來換算，以每 1mm 的直徑保持 8～11 秒鐘的比例，令該鋼進行恆溫變態，再以 0.4～4.0℃/秒的速度進行冷卻到 300～420℃ 為止，然後，進行總減面積率為 50～80% 的冷間伸線加工。惟，上述 A_{c3} 點是依據： $A_{c3}(^{\circ}\text{C}) = 908 - 224 [C] + 4385 [P] + 30.5 [Si] - 34.4 [Mn] - 23 [Ni]$ 所計算出來的溫度，此處的 $[(\text{元素名})]$ 係表示各元素的含量(質量%)。

此外，本發明也包含一種螺栓的製造方法，係藉由組合了軸部成形、頭部成形、螺紋切削成形，而從鋼線形成螺栓，以製造出螺栓的方法，其特徵為：

在前述軸部成形時，是將依據上述的製造方法所製得的螺栓用鋼線，以可符合下列數式(1)的條件，進行縮徑加工，然後又進行前述頭部成形與前述螺紋切削成形以形成螺栓之後，進行 200～400℃ 的烘烤處理：

$$5.4 \times (A \text{ 值減面積率}) + 3.15 \times (B \text{ 值減面積率}) + 652 \times C_{eq} \geq 880$$

... 數式 (1)

在上述數式(1)中，

A 值減面積率：前述冷間伸線加工時的總減面積率

B 值減面積率：前述縮徑加工時的總減面積率

$$Ceq=[C]+[Si]/7+[Mn]/5+[Cu]/7+[Cr]/9+[Ni]/20$$

(惟，此處的〔(元素名)〕係表示各元素的含量(質量%))。

依據上述的螺栓的製造方法所製得的螺栓，其拉伸強度為 1200 MPa 以上、0.2%耐力為 1080 MPa 以上、耐力比為 0.90 以上。這種螺栓也含在本發明之中。

○ [發明的效果]

本發明的螺栓用鋼線，因為是將各種組成分做適當的控制，並且適當地調整金相微觀組織的種類、存在比例及形態，所以可達成高強度與優異的冷間鍛造性，同時，使用本發明的螺栓用鋼線所製得的螺栓係具有優異的耐延遲破壞性。又，根據本發明的螺栓的製造方法，係除了使用本發明的螺栓用鋼線之外，並且又適當地調整了冷間伸線加工時的總減面積率與縮徑加工時的總減面積率與 Ceq (碳當量)的關係，因此可達成：提昇冷間鍛造性、獲得 1200 MPa 以上的螺栓強度、提昇耐延遲破壞性的各種效果。

【實施方式】

關於傳統的非調質螺栓用鋼線的技術，係如前所述，只是重視：冷間鍛造性或耐延遲破壞性的其中一種特性而已，還沒有人提出：除了可以在螺栓的拉伸強度上，達到 1200~1400 MPa 的程度之外，又可同時符合上述的兩種

特性的技術方案。

因此，本發明人等在進行研究檢討時得知：爲了將高強度、冷間鍛造性、耐延遲破壞性的任何一種特性都予以提昇，必須適當地控制化學組成分，並且尤其必須適當地控制螺栓用鋼線的金相組織的種類與形態，亦即，

(1) 將螺栓用鋼線的金相組織變成肥粒鐵與波來鐵的雙相組織，將波來鐵的面積率設定爲超過 40% 且 80% 以下；

(2) 在經過冷間伸線加工後的螺栓用鋼線(螺栓加工前)中，將波來鐵疊層間隔設定在 250nm 以下的作法是很重要的。

此外，也發現到在使用該螺栓用鋼線來進行螺栓的成形時，

(3) 只要適當地控制：螺栓用鋼線的冷間伸線加工時的總減面積率、螺栓軸部成形的縮徑加工時的總減面積率、以及 C_{eq} (碳當量)的關係，即可更爲提昇強度。

以下，先說明本發明的螺栓用鋼線的特徵(上述(1)、(2)及化學組成分)及其製造方法，接下來，說明本發明的螺栓的製造方法(上述(3))。

(1)關於螺栓用鋼線的金相組織

本發明的螺栓用鋼線，實質上係肥粒鐵與波來鐵的雙相組織(例如：肥粒鐵與波來鐵的合計係佔 98 面積%以上，更好的是佔 99 面積%以上)，波來鐵的面積率爲超過 40% 且 80% 以下。只要形成這種金相組織的話，就可以在

使用這種螺栓用鋼線來形成螺栓時的「變形阻力」與所製得的螺栓的「強度」之間取得良好的平衡。肥粒鐵係屬於軟質相，就可抑制變形阻力的增加的觀點而言很重要，另一方面，波來鐵係硬質的雪明鐵配置成疊層狀的金相組織，與具有 1200 MPa 等級的強度而被廣泛使用的日本工業規格(JIS)的 SCM435 號鋼、SCM440 號鋼相較，不含有昂貴的 Mo，而且即使含 Cr 量是低於同等水準的鋼，還是可以確保強度，就這一點而言是極為重要。若金相組織中有麻田散鐵存在的話，在進行伸線加工時，容易發生斷線，若有變韌鐵存在的話，將會減少加工硬化率，無法達成所期待的目標強度。因此，麻田散鐵、變韌鐵之類的肥粒鐵及波來鐵以外的金相組織，通常是佔 2 面積%以下，更好是佔 1 面積%以下。

關於在本發明中的波來鐵的比例，如果波來鐵的面積率超過 80 面積%的話，將會大幅度降低冷間鍛造性，可成型的螺栓形狀將會明顯受到限制，並且將會大幅度降低金屬模具的壽命。因此，將波來鐵面積率的上限，選定在 80 面積%以下。波來鐵面積率的上限，較好是 70 面積%以下，更好是 65 面積%以下(尤其是在 60 面積%以下)。但是，如果波來鐵面積率太小的話，為了確保目標強度起見，就要增加所需的冷間加工率，耐延遲破壞性會降低。因此，將波來鐵面積率選定為超過 40 面積%。波來鐵面積率的下限，較好是 42 面積%以上，更好是 43 面積%以上。

(2)關於波來鐵的疊層(lamella)間隔

本發明的螺栓用鋼線，在完成冷間伸線之後的波來鐵的疊層間隔是 250nm 以下。藉由這種設定，在進行伸線加工時可以增加被導入存在於波來鐵的疊層之間的肥粒鐵部的變形量。其結果，即使在較之肥粒鐵相更不易變形的波來鐵相中，亦可將施加壓縮變形時的降伏應力的降低(鮑辛古效應；Baushinger effect)做最大限度的活用，而可減少在螺栓頭部成形時的加工負載。除此之外，如果縮小疊層間隔的話，將會增加對於鋼中的氫氣的捕捉力，因此對於提昇耐延遲破壞性也是有效的。波來鐵的疊層間隔，較好是選定在 240nm 以下，更好是 235nm 以下。波來鐵的疊層間隔的下限，雖然並無特別的限制，通常是 100nm 的程度。有關於波來鐵疊層間隔的調整，容後詳細說明，如果是利用熱間軋軋時的連續冷卻，難以使得波來鐵疊層間隔緊密化，因此在本發明中，在於使用了：活用鉛浴、鹽浴或者流動層等之恆溫變態處理的這一點上係具有特徵。

本發明的螺栓用鋼線，除了控制上述的金相組織的種類和形態之外，對於化學組成分進行適切的調整也是很重
要。以下，將說明本發明的螺栓用鋼線的化學組成分。

C：0.30～未達 0.50%

C 是爲了獲得所期望的強度之必要元素。因此，將 C 含量選定在 0.30%以上。C 含量較好是 0.32%以上，更好是 0.35%以上。另一方面，C 含量過剩的話，將會發生變

形阻力的增加與降低韌性及延性，增加螺栓加工時的裂縫發生率、導致金屬模具壽命的降低。因此，將 C 含量選定為未達 0.50%。C 含量較好是 0.48%以下，更好是 0.43%以下。

Si : 0.02 ~ 0.1%

Si 是可作為熔製時的脫氧材來進行作用，並且是作為強化基質的固溶元素所必要的元素。為了有效地發揮這種作用起見，Si 含量較好是 0.02%以上，更好是 0.03%以上。另一方面，Si 含量過剩的話，將成為導致變形阻力上昇，降低冷間鍛造性的原因。因此，將 Si 含量選定在 0.1%以下。Si 含量較好是 0.09%以下，更好是 0.08%以下。

Mn : 1.0 ~ 2.0%

Mn 是可有效的作為熔鋼中的脫氧、脫硫元素，此外，也具有可抑制鋼材進行熱間加工時之延性降低的效果。再者，亦可固溶肥粒鐵中帶來增加強度的效果之元素。因此，將 Mn 含量選定在 1.0%以上。Mn 含量較好是 1.20%以上，更好是 1.30%以上。另一方面，Mn 含量過剩的話，中心偏析會增加，將會導致伸線加工時的斷線、耐延遲破壞性的降低。因此，將 Mn 含量選定在 2.0%以下。Mn 含量較好是 1.80%以下，更好是 1.60%以下(尤其是 1.50%以下)。

P : 0.025%以下(不含 0%)

P 是作為雜質來存在的元素，會偏析在肥粒鐵粒界而

導致變形能量降低。此外，會將肥粒鐵予以固熔強化，所以也是使其增加變形阻力的元素。因為是會降低粒界強度，也會降低耐延遲破壞性，所以將其含量極力地減少為宜，因此將 P 含量選定在 0.025% 以下。P 含量較好是 0.015% 以下，更好是 0.010% 以下。雖然 P 含量是愈少愈好，但是如果要將其極端地減少的話，將導致大幅度增加鋼材的製造成本，因此，一般是含有 0.002% 的程度。

S：0.025% 以下 (不含 0%)

S 是與 P 同樣地是作為雜質來存在的元素。如果是與 Mn 相結合而當作少量的 MnS 來存在的話，並不會有很大的影響，但是，若與 Fe 相結合而成為 FeS 析出在粒界的話，將會導致變形能量大幅度降低。與 P 同樣地是極力減少為宜，因此將 S 含量選定在 0.025% 以下。S 含量較好是 0.015% 以下，更好是 0.010% 以下。雖然 S 含量是愈少愈好，但是如果要將其極端地減少的話，將導致大幅度增加鋼材的製造成本，因此，一般是含有 0.002% 的程度。

Cr：0.05 ~ 1.0%

Cr 是可使得波來鐵相的疊層間隔緊密化，而且可因為固熔強化而具有提昇強度的作用之元素。又，對於提昇耐腐蝕性，改善耐延遲破壞性也有效。為了讓它有效地發揮這種效果，將 Cr 含量選定為 0.05% 以上。Cr 含量較好是 0.10% 以上，更好是 0.12% 以上。另一方面，如果 Cr 含量過剩的話，將導致粗大碳化物的生成，因而降低冷間鍛造性與耐腐蝕性。因此，將 Cr 含量選定為 1.0% 以下。Cr

含量較好是 0.7%以下，更好是 0.5%以下。

Al：0.01～0.1%

Al 是可作為有用的脫氧元素，並且可將存在於鋼中的固溶 N 變成 AlN 予以固定起來，因此，對於減少變形阻力與提昇變形能量很有用。因此將 Al 含量選定為 0.01%以上。Al 含量較好是 0.015%以上，更好是 0.020%以上。另一方面，如果 Al 含量過剩的話，將會因為固溶 Al 的增加而使得肥粒鐵相硬化，使得螺栓成形時的金屬模具的壽命降低，並且 Al_2O_3 之類的非金屬夾雜物會增加，會降低變形能量，因此，將 Al 含量選定為 0.1%以下。Al 含量較好的是 0.080%以下，更好的是 0.070%以下。

N：0.01%以下(不含 0%)

N 在鋼中若是以固溶 N 的狀態存在的話，將會因為動態變形時效而導致變形阻力的增加、還會導致變形能量的減少。因此將 N 含量選定為 0.01%以下。N 含量較好是 0.0070%以下，更好是 0.0050%以下。雖然 N 含量是愈少愈好，但是如果要予以極端的減少的話，鋼材製造成本將會大幅度增加，因此一般是含有 0.001%的程度。

B：0.0005～0.005%

B 是與 Al 同樣地，會與鋼中的固溶 N 相結合而形成 BN，是會因為減少動態變形時效，而可提昇冷間鍛造性的元素。此外，在後述的製造方法中，在加熱到 Ac_3 點以上的溫度之後的冷卻過程中，會因為碳化物 ($\text{Fe}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$)

析出在結晶粒界，而可減少因為 P 在結晶粒界濃化所導致的粒界強度降低的現象，對於提昇耐延遲破壞性很有用。因此將 B 含量選定為 0.0005% 以上。B 含量較好是 0.0010% 以上，更好是 0.0015% 以上。但是 B 的氮化物、碳化物對於抑制粗大結晶粒的生成以及作為捕捉鋼中氫氣用的捕捉陷阱的效果很小。因此，在本發明中，必須與可形成捕捉鋼中氫氣用的捕捉陷阱的元素(後述的 Ti、Nb、V 中的至少一種)做複合添加。又，如果過剩添加 B 的話，會有 Fe_2B 偏析在結晶粒界，會降低粒界強度因而導致熱間延性與耐延遲破壞性的降低，因此將 B 含量選定在 0.005% 以下。B 含量較好是 0.0040% 以下，更好是 0.0035% 以下。

從 Ti：0.005～0.07%、V：0.05～0.4%、及 Nb：0.05～0.1% 所組成的群組中所選出的至少一種 Ti、Nb、V 都是可與鋼中的固溶 N 或固溶 C 一起來形成化合物，可減少固溶 N 或固溶 C 所產生的動態變形時效，因而可提昇冷間鍛造性的元素。又，這些碳化物及碳氮化物，對於抑制粗大結晶粒的生成以提昇韌性有所幫助，並且也具有可作為鋼中氫氣的捕捉陷阱的作用，因此，對於改善耐延遲破壞性也有效。所以，將 Ti 含量選定為 0.005% 以上，將 V 含量選定為 0.05% 以上，將 Nb 含量選定為 0.05% 以上。Ti 含量較好是 0.010% 以上，更好是 0.020% 以上。V 含量較好是 0.06% 以上，更好是 0.07% 以上。但是，如果碳氮化物變得太粗大的話，將會降低其作為氫氣捕捉陷阱

的能力，並且將成為螺栓在進行冷間鍛造時的應力集中點，將會助長裂隙的發生。為了控制粗大的碳化物及碳氮化物的生成，在本發明中，必須是與：可與固溶 N、固溶 C 一起形成化合物的 B 做複合添加。此外，這些元素的含量過剩的話，如前所述般地，耐延遲破壞性與冷間鍛造性會降低，因此將 Ti 含量選定在 0.07% 以下，將 V 含量選定在 0.4% 以下，將 Nb 含量選定在 0.1% 以下。Ti 含量較好是 0.070% 以下，更好是 0.065% 以下。V 含量較好是 0.30% 以下，更好是 0.25% 以下。Nb 含量較好是 0.08% 以下，更好是 0.07% 以下。

本發明的螺栓用鋼線的基本成分是如上所述的元素，其餘的部分實質上是鐵。但是，當然也容許在鋼中含有：因原料、資材、製造設備等的狀況不同而夾帶進來之不可避免的雜質。此外，本發明的螺栓用鋼線，亦可配合需求而又含有 Cu 及 / 或 Ni。

Cu：0.20% 以下 (不含 0%) 及 / 或 Ni：0.20% 以下 (不含 0%)

Cu 是具有提昇耐腐蝕性，而且是具有可抑制：對於延遲性破壞帶來不良影響的氫氣侵入鋼中的效果之元素。就可提昇耐延遲破壞性的觀點而言，是以增量添加為宜。為了有效地發揮這種效果，將 Cu 含量選定為 0.03% 以上較好，更好是 0.04% 以上。另一方面，Cu 含量過剩添加的話，將會降低冷間鍛造性，尤其是會導致：裂隙發生界限壓縮率的降低，因此 Cu 含量是 0.20% 以下為宜。Cu 含

量較好是 0.18%以下，更好是 0.15%以下。

Ni 是與 Cu 同樣地具有可改善耐腐蝕性的效果之元素。而且也具有可彌補因為 Cu 增量時所產生的熱間延性下降的效果，因此，建議是與 Cu 含量做同等量的添加為佳。Ni 含量較好是 0.03%以上，更好是 0.04%以上。但是，與 Cu 同樣地，如果過剩添加的話，會導致冷間鍛造性的下降，因此 Ni 含量是 0.20%以下為宜。Ni 含量較好是 0.18%以下，更好是 0.15%以下。

此外，在本發明中，Cu 及 Ni 兩者的含量，在到達 0.02%程度之前的量，都是不可避免的含有。

為了製造上述本發明的螺栓用鋼線，是依據一般的方法進行鋼的熔製，且進行熱間軋軋之後，將所獲得的軋軋材加熱到 A_{c3} 點 $\sim 1100^{\circ}\text{C}$ ，再以 $450 \sim 600^{\circ}\text{C}$ 使該軋軋材進行恆溫變態之後，進行冷卻，然後，才進行總減面積率為 50~80%的冷間伸線加工的作法是很重要的。藉由前述加熱可將軋軋材的金相組織予以消除，然後藉由前述的恆溫變態，可令其生成疊層間隔細密的肥粒鐵及波來鐵之雙相組織，再進一步藉由前述的冷間伸線加工，來將疊層間隔更為縮小，並且可將拉伸變形賦予疊層間的肥粒鐵相。以下將進一步詳細說明。

關於加熱到 A_{c3} 點 $\sim 1100^{\circ}\text{C}$ 的作法

將軋軋材進行加熱到 A_{c3} 點以上的話，可將金相組織沃斯田鐵化，藉此，可將強度分佈不均勻的軋軋材的金相組織予以消除。另一方面，若加熱溫度太高的話，結晶粒

會變得粗大化，恆溫變態後的金相組織也會有變大的傾向，所以將加熱溫度的上限設在 1100°C 以下。加熱溫度的下限較好是 A_{c3} 點 $+ 50^{\circ}\text{C}$ 以上，更好是 A_{c3} 點 $+ 100^{\circ}\text{C}$ 以上。加熱溫度的上限較好是 1050°C 以下，更好是 1000°C 以下。在前述溫度範圍內的加熱時間，通常是 $3 \sim 10$ 分鐘的程度。

此外，前述的 A_{c3} 點是可以根據 $A_{c3}(^{\circ}\text{C}) = 908 - 224 [C] + 4385 [P] + 30.5 [Si] - 34.4 [Mn] - 23 [Ni]$ (出典：大久保重雄先生著，「P.P.熱處理」第 1 頁，歐姆社出版(1964 年))而計算出來。

關於在 $450 \sim 600^{\circ}\text{C}$ 時的恆溫變態

在加熱到前述的 A_{c3} 點 $\sim 1100^{\circ}\text{C}$ 之後，接下來，保持於 $450 \sim 600^{\circ}\text{C}$ 的溫度範圍內，藉此，可以達成：與進行連續冷卻的熱間軋軋相較，疊層間隔更小的肥粒鐵及波來鐵的金相組織。此外，藉由以這種溫度來進行恆溫變態，可使得波來鐵的面積率超過 40% 且為 80% 以下。另一方面，如果恆溫變態溫度未達 450°C 的話，將會生成變韌鐵、麻田散鐵，將導致冷間鍛造性的下降。另一方面，如果恆溫變態溫度超過 600°C 的話，波來鐵相的疊層間隔將會變大，將會導致強度降低、捕捉氫氣的能力降低。恆溫變態溫度的下限，較好的是 480°C 以上，更好的是 500°C 以上。又，恆溫變態溫度的上限，較好的是 580°C 以下，更好的是 560°C 以下。恆溫變態時間，只要使得〔恆溫變態時間(秒)〕/〔軋軋材直徑 $\cdot D(\text{mm})$ 〕的數值落在 $8 \sim 11$

的程度的話即可。

恆溫變態的作法，例如：只要將前述加熱後的軋軋材浸泡在鉛浴、鹽浴或流動層等之中來進行的話即可，這種情況下，從前述加熱溫度起迄恆溫變態溫度為止的冷卻速度，通常是 $45 \sim 450^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 的程度。又，恆溫變態之後，則是以 $0.4 \sim 4.0^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 程度的冷卻速度進行冷卻到 $300 \sim 420^{\circ}\text{C}$ 的程度即可。

關於總減面積率為 $50 \sim 80\%$ 的冷間伸線加工在前述的恆溫變態之後，藉由進行總減面積率為 $50 \sim 80\%$ 的冷間伸線加工，即可藉由加工硬化來確保強度(伸線加工後的鋼線之拉伸強度，例如： 1000 MPa 以上，較好是 1050 MPa 以上，更好是 1100 MPa 以上)，並且可將前述恆溫變態所生成的波來鐵的疊層間隔更為縮小，具體而言，是可縮小到 250 nm 以下。又，可對於疊層間的肥粒鐵相賦予拉伸變形，可將鮑辛古效應(Baushinger effect)發揮到最大限度，而可減少壓縮加工時的變形阻力(螺栓頭部成形時的加工負載)。如果前述總減面積率超過 80% 的話，螺栓的軸桿部的硬度會上昇，耐延遲破壞性會降低，而且隨著伸線加工的進行，原本生成在鋼線表面上的潤滑皮膜層會減少，冷間鍛造性會降低。藉由將前述總減面積率設在 80% 以下，鋼線的拉伸強度通常將會是 1300 MPa 以下。另一方面，如果前述總減面積率設在未達 50% 的話，就無法確保拉伸強度。前述總減面積率的下限，較好是 53% 以上，更好是 55% 以上。又，前述總減面積率的上限，較好是

75%以下，更好是 70%以下。

本發明的螺栓用鋼線的直徑，例如是 8~12mm 的程度。

本發明的螺栓之製造方法，其特徵是在於：將根據上述的方法所製得的螺栓用鋼線，根據下列(3)的條件適當地控制：螺栓用鋼線進行冷間伸線加工時的總減面積率及用來形成螺栓軸部的縮徑加工時的總減面積率、與 C_{eq} (碳當量)之間的關係。

(3)關於冷間伸線加工的總減面積率及縮徑加工的總減面積率與 C_{eq} 之關係

本發明的螺栓用鋼線是具有優異的拉伸強度，為了將這種效果發揮到最大限度以謀求更為提高螺栓強度，將螺栓用鋼線製造時的冷間伸線加工的總減面積率(以下、A 值減面積率)及螺栓軸部成形時的縮徑加工的總減面積率(以下、B 值減面積率)與 C_{eq} (碳當量)之間的關係，進行適當地調整的作法是很重要的。本發明的螺栓用鋼線，雖然可藉由冷間伸線加工所產生的加工硬化而可提昇強度，但是，如果因為冷間伸線加工而使強度提昇太多的話，螺栓製造時的螺栓軸桿部的硬度會上昇，延遲性破壞感受性會增加，因此，冷間伸線加工的總減面積率的上限，設在 80%以下。又，在進行縮徑加工時，若是低減面積率的話，有時候不會產生加工硬化，反而會有導致強度下降的情況發生。因此，本發明的螺栓之製造方法，是藉由適當地控制：螺栓用鋼線的強度、螺栓軸部之因為縮徑加工所

產生的強度上昇、與強度之間具有很高的相關關係的 C_{eq} (碳當量)量的三種因素，既可達成 1200 MPa 以上(較好是 1300 MPa 以上)的螺栓強度，又可抑制螺栓的軸桿部的硬度上昇，且可抑制耐延遲破壞性的下降。

伸線加工與縮徑加工，兩者的加工形態、加工速度都不相同，因此，即使是相同的減面積率，對於螺栓強度的影響程度也是不相同。所以針對於：伸線加工的總減面積率及縮徑加工的總減面積率、以及碳當量分別帶給螺栓強度的影響程度，加以考量之後，將 A 值減面積率、B 值減面積率、 C_{eq} (碳當量)調整成可以符合下列數式(1)的關係。

$$5.4 \times (A \text{ 值減面積率}) + 3.15 \times (B \text{ 值減面積率}) + 652 \times C_{eq} \geq 880$$

··· 數式(1)

在上述數式(1)中，A 值減面積率及 B 值減面積率的係數，分別是根據下列的方式來求得的。

A 值減面積率的係數

使用後述實施例的化學組成分的鋼，將伸線加工時的總減面積率(A 值減面積率)在 10%以上的範圍內進行各種改變，來製造出鋼線。測定所製得的鋼線的強度，求出將 A 值減面積率設定在 10%的情況時的鋼線強度與設定在各種減面積率時的鋼線強度的差值(ΔTS)。將前述減面積率與 ΔTS 之間的關係予以線形化之結果，獲得 5.4 之係

數。

B 值減面積率的係數

使用後述實施例的化學組成分的鋼，依據一定的冷間伸加工率來製得鋼線之後，將減面積率(B 值減面積率)在約 15%以上的範圍內進行各種改變，來進行縮徑加工。求出縮徑加工後之相對於縮徑加工前的強度增加量，將 B 值減面積率與強度增加量之間的關係予以線形化的結果，獲得 3.15 之係數。

Ceq(碳當量)的係數

此處的 Ceq 是機械結構用碳鋼所使用之具有代表性的 Ceq。因為是與後述實施例所記載的恆溫變態後的拉伸強度具有良好的相關關係，所以將對於各元素的係數設在以下的關係。

$$Ceq = [C] + [Si]/7 + [Mn]/5 + [Cu]/7 + [Cr]/9 + [Ni]/20$$

此處的〔(元素名)〕是表示各元素的含量(質量%)

數式(1)的上限雖然並無特別的限定，但是，通常是 1020 以下的程度。又，B 值減面積率、Ceq 也是只要可以符合數式(1)的話即可，並無特別的限定，但是，B 值減面積率通常是 35~50 的程度，Ceq 通常是 0.6~0.8 的程度。

以可符合上述數式(1)的關係來進行縮徑加工之後，依據一般常用的製法來壓製形成螺栓頭部，然後，在冷間

轉造工序中，進行螺紋切削成形加工來形成螺栓即可。此外，至於本發明中的冷間鍛造性，將會在後述的實施例加以說明，是根據螺栓頭部壓製成形時之金屬模具的壽命來進行評比。

又，在本發明中，是在進行：軸部成形、頭部成形、螺紋切削成形加工而形成螺栓之後，又實施了 200～400℃ 的烘烤處理的作法是很重要的。藉由在該溫度範圍內所實施的烘烤處理，可利用殘存固溶元素所產生的時效硬化以及因為析出細微碳化物，而可提昇耐力。藉此，可符合日本工業規格 JIS 12.9 級的螺栓強度(拉伸強度 1200 MPa 以上、耐力：1080 MPa 以上、耐力比：0.9 以上)。如果烘烤處理溫度超過 400℃ 的話，藉由冷間加工所導入的變形又被釋放掉，因而會導致強度下降，無法達成所期望的目標強度。烘烤處理溫度較好是 250℃ 以上、350℃ 以下。

根據本發明的製造方法所製得的螺栓，拉伸強度是 1200 MPa 以上、0.2%耐力是 1080 MPa 以上、以及耐力比是 0.90 以上，這種螺栓也被包含在本發明內。拉伸強度是 1300 MPa 以上較好，0.2%耐力是 1150 MPa 以上較好，又，耐力比是 0.92 以上較好。前述的拉伸強度、0.2%耐力、耐力比的上限，雖然並沒有特別的限定，但例如：拉伸強度是 1400 MPa 以下、0.2%耐力是 1300 MPa 以下、耐力比是 0.95 以下為宜。

根據本發明，可以達成既有 1200 MPa 以上的高強

度，而且又兼具有冷間鍛造性與耐延遲破壞性的螺栓。因此，可大幅度讓締結零件變得更為小型化和輕量化，以汽車的引擎零件為例，可透過各個零件的輕量化，對於減少耗油量與削減 CO₂ 排放量有很大的幫助。

[實施例]

以下，將舉出實施例更具體地說明本發明。當然，本發明並不限於以下所述的實施例，亦得以在可適合前述及後述的發明要旨的範圍內施加適當的改變來加以實施，這些也都視為被包含在本發明的技術範圍之內。

根據一般的方法熔製出具有表 1、表 2 所示的化學組成分的鋼，進行熱間軋軋而製得表 3、4 所示的軋軋直徑 (ϕ 15.5 ~ 28.0 mm) 的軋軋材。然後，將該軋軋材通過連續爐，以表 3、4 所示的條件進行加熱，予以沃斯田鐵化之後(加熱時間大約 7 分鐘)，浸泡在鉛浴中進行恆溫變態處理。恆溫變態的處理時間是以可使得〔浸泡時間 t (秒)〕/〔軋軋材的直徑 D (mm)〕= 8 ~ 11 的條件來進行調整。

恆溫變態之後，以 0.6 ~ 2.0 °C / 秒的冷卻速度進行冷卻至 370 ~ 420 °C 為止，接下來，藉由將該軋軋材通過砂槽，以除去附著在該軋軋材表層的熔融鉛。然後，利用空冷及溫水(約 80 °C)的冷卻方式來除熱，捲取成線圈狀。其次，對於該軋軋材進行酸洗，以除去生成在表層部的氧化鏽皮層，並且針對於實施了磷酸鋅披覆膜處理後的軋軋材，以表 3、表 4 所揭示的總減面積率(A 值減面積率)來

進行伸線加工，以製作成伸線直徑為 10.0～14.1mm 的鋼線。

使用該鋼線，利用零件成型機進行冷間鍛造，以製作成 M10 規格的螺栓。此外，M10 規格的螺栓的製造工序，雖然是具有：朝前方擠出成形的拉軸工序、以及螺栓頭部壓製成形工序，但是，冷間鍛造性評比是根據：壓製負載最高的螺栓成形工序(第三衝孔機)的金屬模具的壽命來進行評比的。螺栓頭部成形之後，在冷間轉造工序實施了螺紋切削加工之後，以表 3、表 4 所揭示的條件進行烘烤處理。

針對於上述方式所製得的鋼線，使用以下的方法進行金相組織的評比，並且依據日本工業規格 JIS Z2241 的方法來測定拉伸強度。拉伸強度，是針對五個試驗片進行測定之後，取其平均值當作各鋼線的拉伸強度。

(a)金相組織的辨別

以能夠觀察鋼線的橫斷面(與鋼線的軋軋方向構成垂直交叉的斷面)的方式，將鋼線埋入樹脂內，進行表面研磨，利用硝酸腐蝕液進行蝕刻以令其金相組織浮現出來，根據以光學顯微鏡(倍率為 400 倍)所觀察到的濃淡差來進行辨別在各部位的金相組織。呈白色沒有濃淡差別的区域是被判斷為肥粒鐵相，分散著有濃淡差別部分的黑色區域是被判斷為波來鐵相，白色部分呈針狀混在其中的區域是被判斷為變韌鐵相。被判斷為變韌鐵相的地方，另外又利用掃描型電子顯微鏡(SEM)拍攝 2000 倍及 8000 倍的金相

組織的照片，以進行再確認，以資確認是否有誤判。

(b)波來鐵的百分率的測定

針對於鋼線的橫斷面上之 $D/4$ 的部分以及 $D/8$ 的部分 (D 是鋼線的直徑)，分別選出任意的四個地方，利用光學顯微鏡以倍率為 400 倍來進行觀察(觀察視野為 $225\mu\text{m} \times 175\mu\text{m}$)，合計拍攝了八張金相組織的照片。將各個金相組織的照片以影像處理軟體，進行白色部分與黑色部分的二值化，從與波來鐵相對應的黑色部分的比例來計算出波來鐵的百分率，將八張照片的平均值當作各試料的波來鐵的百分率。

(c)波來鐵疊層間隔的測定

利用掃描型電子顯微鏡(SEM)，以 8000 倍的倍率來觀察(觀察視野為 $8.75\mu\text{m} \times 11.25\mu\text{m}$)鋼線的橫斷面上的 $D/4$ 的部分 (D 是鋼線的直徑)，並且測定波來鐵結晶粒中之存在於一定長度內的疊層的數目，以求出疊層間隔。這種測定是針對於一個視野中取兩個地方，並且針對三個視野來進行測定。將合計六個地方的疊層間隔，將從最小值排列起來的累積度數(橫軸)與疊層間隔(縱軸)的關係整理成圖表，再將這個圖表予以線形化而求出切片(最小的疊層間隔)，將(切片的值) $\times 1.65$ 視為平均疊層間隔。

又，冷間鍛造性是依據上述的壓製負載最高的螺栓成形工序(第三衝孔機)的金屬模具的壽命以及壓製時的裂隙來進行評比。壓製時的裂隙，是將成型後的螺栓，以 10 ~ 20 個之中擷取 1 個程度的比例，取樣來進行判定。而

且同時也進行調查被轉印到螺栓頭部之因金屬模具的破損所造成的瑕疵，藉此，以求出各個試驗材的金屬模具的壽命。

此外，針對於以上述方式所製得的螺栓，進行了機械特性(螺栓的拉伸強度、耐力、以及耐力比)的測定(JIS Z2241)、以及耐延遲破壞性試驗。耐延遲破壞性試驗的評比，是將螺栓浸泡在 15%的 HCl 內 30 分鐘之後，進行水洗及烘乾，使用迴圈型變形延遲性破壞試驗機，在大氣中施加應力(拉伸強度的 90%)，在 100 小時之後，檢查是否有發生斷裂。螺栓的拉伸強度及耐力，是針對於五個試驗片分別進行測定，取其平均值當作各螺栓的拉伸強度及耐力。

將這些測定結果標示於表 3、表 4。此外，在金相微觀組織的欄位中所記載的「肥粒鐵 + 波來鐵」，是意味著：在上述(a)的金相組織辨別中，無法確認出肥粒鐵及波來鐵以外的金相組織之意。

【表1】

鋼No.	化學組成分（質量％）※其餘部分是鐵及不可避免的雜質														Ceq
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Al	N	B	Ti	V	Nb	
D-1	0.32	0.06	1.43	0.008	0.007	0.01	0.02	0.14	0.034	0.0036	0.0022	0.034	-	-	0.63
D-2	0.46	0.05	1.45	0.006	0.008	0.01	0.01	0.12	0.033	0.0032	0.0020	0.032	-	-	0.77
D-3	0.35	0.07	1.42	0.007	0.007	0.02	0.02	0.14	0.042	0.0035	0.0021	0.038	-	-	0.66
D-4	0.36	0.04	1.60	0.007	0.007	0.02	0.02	0.14	0.041	0.0036	0.0017	0.035	-	-	0.71
D-5	0.35	0.05	1.45	0.007	0.007	0.01	0.01	0.70	0.037	0.0036	0.0019	0.035	-	-	0.73
D-6	0.34	0.06	1.43	0.006	0.007	0.02	0.02	0.12	0.040	0.0036	0.0021	0.056	-	-	0.65
D-7	0.34	0.03	1.34	0.002	0.005	0.08	0.09	0.16	0.037	0.0035	0.0019	0.040	-	-	0.65
D-8	0.36	0.05	1.41	0.008	0.007	0.01	0.01	0.14	0.043	0.0035	0.0016	-	0.07	-	0.67
D-9	0.36	0.06	1.44	0.007	0.006	0.01	0.01	0.13	0.040	0.0036	0.0018	-	0.20	-	0.67
D-10	0.35	0.05	1.46	0.007	0.006	0.01	0.01	0.14	0.038	0.0034	0.0019	-	-	0.05	0.67

【表 2】

鋼No.	化學組成分（質量％）※其餘部分是鐵及不可避免的雜質												Ceq		
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Al	N	B	Ti	V	Nb	
C-1	0.25	0.05	1.41	0.007	0.007	0.01	0.01	0.16	0.035	0.0034	0.0018	0.035	-	-	0.56
C-2	0.33	0.04	1.40	0.007	0.007	0.01	0.01	0.15	0.040	0.0033	0.0019	-	-	-	0.63
C-3	0.85	0.24	0.75	0.007	0.007	0.01	0.01	0.12	0.038	0.0034	0.0019	0.032	-	-	1.05
C-4	0.57	0.04	1.34	0.007	0.007	0.01	0.01	0.12	0.038	0.0034	0.0019	0.031	-	-	0.86
C-5	0.34	0.29	1.43	0.007	0.007	0.02	0.02	0.14	0.044	0.0036	0.0020	0.035	-	-	0.69
C-6	0.34	0.04	0.70	0.006	0.008	0.01	0.01	0.13	0.036	0.0033	0.0018	0.033	-	-	0.50
C-7	0.35	0.03	2.20	0.007	0.006	0.02	0.02	0.12	0.038	0.0034	0.0018	0.035	-	-	0.81
C-8	0.34	0.03	1.33	0.004	0.005	0.24	0.22	0.15	0.035	0.0035	0.0021	0.039	-	-	0.67
C-9	0.34	0.04	1.43	0.008	0.006	0.01	0.01	0.02	0.038	0.0037	0.0018	0.038	-	-	0.64
C-10	0.35	0.05	1.41	0.007	0.007	0.01	0.01	1.50	0.038	0.0036	0.0021	0.039	-	-	0.81
C-11	0.33	0.04	1.32	0.008	0.007	0.01	0.01	0.11	0.034	0.0057	-	0.036	-	-	0.61
C-12	0.35	0.04	1.43	0.006	0.008	0.01	0.01	0.12	0.037	0.0032	0.0072	0.033	-	-	0.66
C-13	0.36	0.04	1.45	0.007	0.008	0.01	0.01	0.12	0.042	0.0033	0.0024	0.150	-	-	0.67
C-14	0.34	0.04	1.42	0.007	0.008	0.01	0.01	0.13	0.044	0.0034	0.0017	-	0.50	-	0.65
C-15	0.35	0.04	1.45	0.008	0.007	0.01	0.01	0.14	0.038	0.0034	0.0022	-	-	0.50	0.66
C-16	0.36	0.05	1.43	0.007	0.007	0.01	0.01	0.14	0.002	0.0049	0.0022	0.037	-	-	0.67
C-17	0.35	0.06	1.44	0.006	0.007	0.01	0.01	0.13	0.180	0.0034	0.0019	0.034	-	-	0.66
C-18	0.35	0.06	1.42	0.006	0.007	0.01	0.01	0.13	0.034	0.0150	0.0021	0.033	-	-	0.66

[表 3]

實驗 No.	測試材	軋軋 直徑 (mm)	加熱 溫度 (°C)	恆溫變 態溫度 (°C)	恆溫變態後 的拉伸強度 (MPa)	伸張加工			伸張材的金相組織			縮徑加工			螺絲加工性			螺絲特性			備註
						伸張 直徑 (mm)	A值減 面積率 (%)	拉伸 強度 (MPa)	金相組織	晶粒 間隔 (nm)	波來鐵 面積率 (%)	螺絲 軸徑 (mm)	B值減 面積率 (%)	金屬模 壽命 (個)	鍛造時 是否有 裂紋	(1)式	烘乾 條件	拉伸 強度 (MPa)	耐力 (MPa)	耐力比	
1		20.0	970	540	715	12.10	63.4	1092	肥粒鐵+ 波來鐵	238	42.0	9.15	42.8	97,900	無	890	250°C x2hr	1218	1150	0.94	○
2	D-1	20.0	970	540	715	14.10	50.3	1015	肥粒鐵+ 波來鐵	245	42.5	9.15	57.9	86,700	無	865	250°C x2hr	1184	1065	0.90	- 軸桿部發生燒焦 現象
3		17.0	970	540	715	10.00	65.4	1084	肥粒鐵+ 波來鐵	228	41.5	9.15	16.3	103,500	無	815	250°C x2hr	1145	1015	0.89	- 未達到螺絲強度
4		20.0	970	540	825	12.10	63.4	1200	肥粒鐵+ 波來鐵	214	73.6	9.15	42.8	90,500	無	981	250°C x2hr	1320	1217	0.92	○
5		22.0	970	540	823	12.10	69.8	1235	肥粒鐵+ 波來鐵	184	76.2	9.15	42.8	89,600	無	1015	250°C x2hr	1354	1240	0.92	○
6	D-2	15.5	970	540	830	12.10	39.1	1050	肥粒鐵+ 波來鐵	272	72.2	9.15	42.8	97,500	無	849	250°C x2hr	1189	1034	0.87	- 未達到螺絲強度
7		20.0	970	650	827	12.10	63.4	1165	肥粒鐵+ 波來鐵	278	73.7	9.15	42.8	88,000	無	981	250°C x2hr	1254	1110	0.89	(○) 未達到螺絲耐力 比
8		20.0	970	420	850	12.10	63.4	1116	生成變 初層	-	-	9.15	42.8	92,000	無	981	250°C x2hr	1240	1085	0.88	- 未達到螺絲耐力 比
9		20.0	970	540	745	12.10	63.4	1120	肥粒鐵+ 波來鐵	238	47.1	9.15	42.8	89,900	無	910	250°C x2hr	1250	1175	0.94	○
10		20.0	970	540	745	12.10	63.4	1120	肥粒鐵+ 波來鐵	238	47.1	9.15	42.8	89,900	無	910	-	1215	1060	0.87	- 未達到螺絲耐力 及耐力比
11	D-3	20.0	970	540	745	12.10	63.4	1120	肥粒鐵+ 波來鐵	238	47.1	9.15	42.8	89,900	無	910	250°C x2hr	1225	1135	0.93	○
12		20.0	970	540	745	12.10	63.4	1120	肥粒鐵+ 波來鐵	238	47.1	9.15	42.8	89,900	無	910	450°C x2hr	1103	975	0.88	- 未達到螺絲強度
13		20.0	1250	540	704	12.10	63.4	1080	肥粒鐵+ 波來鐵	268	49.3	9.15	42.8	94,500	無	910	250°C x2hr	1185	1073	0.91	- 未達到螺絲強度
14	D-4	20.0	970	540	782	12.10	63.4	1143	肥粒鐵+ 波來鐵	242	44.1	9.15	42.8	85,700	無	937	250°C x2hr	1278	1180	0.92	○
15	D-5	20.0	970	540	835	12.10	63.4	1205	肥粒鐵+ 波來鐵	241	42.0	9.15	42.8	87,600	無	951	250°C x2hr	1318	1206	0.92	○
16	D-6	20.0	970	540	739	12.10	63.4	1108	肥粒鐵+ 波來鐵	236	41.9	9.15	42.8	89,400	無	902	250°C x2hr	1262	1162	0.92	○
17	D-7	20.0	970	540	760	12.10	63.4	1112	肥粒鐵+ 波來鐵	245	42.4	9.15	42.8	86,500	無	898	250°C x2hr	1253	1136	0.91	○
18	D-8	20.0	970	540	755	12.10	63.4	1123	肥粒鐵+ 波來鐵	232	44.8	9.15	42.8	89,300	無	912	250°C x2hr	1246	1130	0.91	○
19	D-9	20.0	970	540	753	12.10	63.4	1125	肥粒鐵+ 波來鐵	231	43.6	9.15	42.8	89,100	無	916	250°C x2hr	1257	1154	0.92	○
20	D-10	20.0	970	540	758	12.10	63.4	1119	肥粒鐵+ 波來鐵	228	43.1	9.15	42.8	89,700	無	912	250°C x2hr	1253	1146	0.91	○

[表 4]

實驗 No.	測試材	軋軋 直徑 (mm)	加熱 溫度 (℃)	恆溫變 應溫度 (℃)	恆溫變應後 的拉伸強度 (MPa)	伸縮加工		伸縮材的金相組織		縮徑加工		螺柱加工性		螺柱特性			耐延遲 破壞性	備註				
						伸縮 直徑 (mm)	A值減 面積率 (%)	拉伸 強度 (MPa)	金相微 觀組織	疊層 間隔 (nm)	波來鐵 面積率 (%)	螺柱 軸徑 (mm)	B值減 面積率 (%)	金屬模 具壽命 (個)	製造時 是否有 裂紋	(1) 式			烘烤 條件	拉伸 強度 (MPa)	耐力 (MPa)	耐力比
21	C-1	20.0	970	540	673	12.10	63.4	1035	肥粒鐵+ 波來鐵	266	32.8	9.15	42.8	105,900	無	842	250℃ x2hr	1100	1005	0.91	-	未達到螺柱強度
22		28.0	970	540	670	12.10	81.3	1138	肥粒鐵+ 波來鐵	268	32.8	9.15	42.8	88,700	有	938	250℃ x2hr	1267	1187	0.94	-	凸緣部發生裂紋
23	C-2	20.0	970	540	705	12.10	41.4	1070	肥粒鐵+ 波來鐵	278	38.0	9.15	42.8	86,500	無	772	250℃ x2hr	1139	1040	0.91	-	未達到螺柱強度
24	C-3	20.0	970	540	1038	12.10	63.4	1407	波來鐵	248	100.0	9.15	42.8	64,300	有	1162	250℃ x2hr	1530	1380	0.90	-	凸緣部發生裂紋
25	C-4	20.0	970	540	905	12.10	63.4	1272	肥粒鐵+ 波來鐵	202	94.8	9.15	42.8	82,600	無	1037	250℃ x2hr	1389	1265	0.91	(O)	金屬模具壽命 降低
26	C-5	20.0	970	540	752	12.10	63.4	1117	肥粒鐵+ 波來鐵	253	43.6	9.15	42.8	82,700	無	925	250℃ x2hr	1258	1145	0.91	(O)	金屬模具壽命 降低
27	C-6	20.0	970	540	642	12.10	63.4	1011	肥粒鐵+ 波來鐵	278	46.4	9.15	42.8	111,800	無	805	250℃ x2hr	1113	1025	0.92	-	未達到螺柱強度
28	C-7	20.0	970	540	844	12.10	63.4	1212	肥粒鐵+ 波來鐵	175	42.3	9.15	42.8	82,500	無	1006	250℃ x2hr	1351	1245	0.92	x	金屬模具壽命 降低
29	C-8	20.0	970	540	775	12.10	63.4	1144	肥粒鐵+ 波來鐵	233	48.1	9.15	42.8	93,000	有	916	250℃ x2hr	1265	1154	0.91	-	凸緣部發生裂紋
30	C-9	20.0	970	540	710	12.10	63.4	1075	肥粒鐵+ 波來鐵	262	47.3	9.15	42.8	99,100	無	892	250℃ x2hr	1190	1078	0.91	-	未達到螺柱強度
31	C-10	20.0	970	540	946	12.10	63.4	1322	肥粒鐵+ 波來鐵	143	44.3	9.15	42.8	68,300	無	1004	250℃ x2hr	1359	1240	0.91	x	金屬模具壽命 降低
32	C-11	20.0	970	540	715	12.10	63.4	1075	肥粒鐵+ 波來鐵	286	51.4	9.15	42.8	83,500	有	877	250℃ x2hr	1239	1136	0.92	-	凸緣部發生裂紋
33	C-12	20.0	970	540	744	12.10	63.4	1114	肥粒鐵+ 波來鐵	238	46.4	9.15	42.8	92,300	有	906	250℃ x2hr	1245	1138	0.91	-	凸緣部發生裂紋
34	C-13	20.0	970	540	765	12.10	63.4	1125	肥粒鐵+ 波來鐵	236	44.4	9.15	42.8	81,400	有	915	250℃ x2hr	1254	1145	0.91	-	凸緣部發生裂紋
35	C-14	20.0	970	540	740	12.10	63.4	1109	肥粒鐵+ 波來鐵	232	47.6	9.15	42.8	83,300	有	898	250℃ x2hr	1239	1124	0.91	-	凸緣部發生裂紋
36	C-15	20.0	970	540	751	12.10	63.4	1116	肥粒鐵+ 波來鐵	228	48.2	9.15	42.8	82,800	有	910	250℃ x2hr	1251	1134	0.91	-	凸緣部發生裂紋
37	C-16	20.0	970	540	755	12.10	63.4	1132	肥粒鐵+ 波來鐵	231	52.7	9.15	42.8	78,900	有	914	250℃ x2hr	1255	1141	0.91	-	凸緣部發生裂紋
38	C-17	20.0	970	540	767	12.10	63.4	1135	肥粒鐵+ 波來鐵	230	53.4	9.15	42.8	80,600	有	909	250℃ x2hr	1270	1156	0.91	-	凸緣部發生裂紋
39	C-18	20.0	970	540	765	12.10	63.4	1133	肥粒鐵+ 波來鐵	232	51.3	9.15	42.8	81,000	有	907	250℃ x2hr	1248	1185	0.95	-	凸緣部發生裂紋

實驗 No.1、4、5、9、11、14~20，是鋼的化學組成符合本發明的要件，而且螺栓用鋼線及螺栓之製造方法是符合本發明的要件之例子，既具有：螺栓製造時之優異的冷間鍛造性，而且又具有一般被認為氫氣脆化現象會趨於顯著之超過 1100 MPa 的拉伸強度，同時，耐延遲破壞性也優異。此外，本發明的螺栓係具有作為高強度螺栓所需具備的充分的機械特性，亦即，本發明的螺栓可以符合：拉伸強度是 1200 MPa 以上、0.2%耐力是 1080 MPa 以上、以及耐力比(0.2%耐力/拉伸強度)是 0.90 以上的要件之結果。這種機械特性，尤其是可以符合：日本工業規格 JIS B1051 中被歸類為最高強度之 12.9 級的強度等級。

另一方面，實驗 No.2、3、6~8、10、12、13，是鋼的化學組成分雖然是符合本發明的要件，但是螺栓用鋼線或者螺栓之製造方法中的任何一種要件並未符合本發明的要件之例子。

實驗 No.2、3 是在螺栓之製造方法中，並未符合數式(1)的關係，因此所製得的螺栓之強度很低。

實驗 No.6 是伸線加工時的總減面積率(A 值減面積率)很小，且在螺栓之製造方法中並未符合數式(1)的關係，因此螺栓強度變低。

實驗 No.7 是因為恆溫變態處理溫度太高，因此波來鐵疊層間隔變大，結果是導致螺栓的耐力比降低。此外，因為耐力比較低，在進行延遲性破壞試驗中發生了塑性變

形，實質上的負載應力較之其他的測試材更為降低，因此具有良好的延遲破壞特性。

實驗 No.8 是因為恆溫變態處理溫度太低，所以生成了變韌鐵，螺栓的耐力比變小。

實驗 No.10 是在螺栓成形之後，並未實施烘烤處理，因此耐力以及耐力比變小。實驗 No.12 是螺栓成形之後的烘烤處理溫度太高，所以強度降低。

實驗 No.13 是熱間軋軋之後的加熱溫度太高，波來鐵的疊層間隔變大，螺栓強度降低。

實驗 No.21~39 是鋼的化學組成分並未符合本發明的要件之例子。

實驗 No.21、22 是 C 含量太少的例子，No.21 是螺栓強度降低，No.22 是伸線加工時的總減面積率(A 值減面積率)超過 80%，所以冷間鍛造性降低。

實驗 No.23 是並未添加入 Ti、Nb 及 V 的任何一種，且未符合數式(1)的關係，所以螺栓強度降低。

實驗 No.24 是 C 含量及 Si 含量太多，Mn 含量太少，所以變成波來鐵單相，冷間鍛造性降低。實驗 No.25 是 C 含量太多，所以波來鐵百分率變得太多，冷間鍛造性降低。

實驗 No.26 是 Si 含量太多，波來鐵的疊層間隔變大，冷間鍛造性降低。

實驗 No.27 是 Mn 含量太少，所以螺栓用鋼線的波來鐵之疊層間隔變大，而且並未符合螺栓製造時的數式(1)

的關係，螺栓強度降低的例子。實驗 No.28 是 Mn 含量太多，冷間鍛造性降低。

實驗 No.29 是 Cu 含量及 Ni 含量太多，冷間鍛造性降低。

實驗 No.30 是 Cr 含量太少，螺栓用鋼線的波來鐵之疊層間隔變大，所以螺栓強度降低。實驗 No.31 是 Cr 含量太多，冷間鍛造性降低。

實驗 No.32 是並未添加 B，由固熔 N 所達成的動態變形時效減低效果並不夠充分，而且也沒有固熔 B 所產生的提昇淬火性的效果，所以螺栓用鋼線的波來鐵之疊層間隔變大，冷間鍛造性降低。此外，因為固熔 N 很高，所以促進了伸線加工時或冷間鍛造時的時效硬化，強度變高。

實驗 No.33 是過剩添加了 B 的例子。B 係和 N 相結合，通常是形成 BN 在鋼中分散析出。沒有與 N 相結合的 B，有一部分會固熔於鋼中，但是，超過了固熔極限之外的 B，將會與 Fe 相結合而成為 Fe_2B 偏析在結晶粒界。因此，過剩的添加 B 將導致粒界強度降低，會增加冷間鍛造時的裂隙發生率。在本評比中，是在加工變形量最大的部位(螺栓的凸緣部)發生了裂隙。

實驗 No.34～36 分別是過剩添加 Ti、V、Nb 的例子。這些元素雖然是可以有效地減少造成動態變形時效的原因之固熔 C、固熔 N 的元素，但是若多量添加的話，分別會導致粗大的 Ti 碳氮化物、V 碳氮化物及 Nb 碳氮化物的產生。這些粗大的 Ti 碳氮化物、V 碳氮化物及 Nb 碳氮

化物會成為冷間鍛造時的應力集中源，尤其是在加工變形量很大的螺栓的凸緣部，變成了發生裂隙之結果。

實驗 No.37 是 Al 含量很少，在鋼中係有固溶 N 殘存下來，因此受到螺栓鍛造時的加工發熱所產生的動態變形時效的影響，降低了裂隙發生界限，因此在螺栓的凸緣部發生了裂隙。

實驗 No.38 是過剩添加 Al 的例子。Al 是會與固溶 N 相結合，析出成為 AlN，雖然具有可抑制冷間鍛造時的動態變形時效的不良影響的效果，但是過剩添加的話，與鋼中的氧氣結合後的 Al 將形成硬質的 Al_2O_3 分散在鋼中，在冷間鍛造時將會變成應力集中源，並且固溶在鋼中的 Al 會促使肥粒鐵相硬化，變形能量也降低，所以會導致降低裂隙發生界限。因此，在本評比中，係在螺栓凸緣部發生了裂隙。

實驗 No.39 是 N 含量較多的例子。係與 Al 含量過少的情況同樣地，導因於固溶 N 之動態變形時效趨於顯著，導致降低了冷間鍛造時的裂隙發生界限。在本評比中，在加工變形量最大的螺栓凸緣部，也發生了裂隙。

七、申請專利範圍

1. 一種螺栓用鋼線，其特徵為：以質量%計，是除了含有

C：0.30～未達 0.50%、

Si：0.02～0.1%、

Mn：1.0～2.0%、

P：0.025%以下(不含 0%)、

S：0.025%以下(不含 0%)、

Cr：0.05～1.0%、

Al：0.01～0.1%、

N：0.01%以下(不含 0%)、

B：0.0005～0.005%之外，又含有

從 Ti：0.005～0.07%、V：0.05～0.4%、及 Nb：0.05～0.1%所組成的群組中所選出的至少一種，其餘部分由鐵以及不可避免的雜質所組成的鋼線，

具備：肥粒鐵與波來鐵的合計面積率為 98%以上，波來鐵疊層間隔為 250nm 以下，且波來鐵的面積率為超過 40%且 80%以下的金相微觀組織，並且拉伸強度為 1300 MPa 以下。

2. 如申請專利範圍第 1 項所述的螺栓用鋼線，其中，又含有 Cu：0.20%以下(不含 0%)及/或 Ni：0.20%以下(不含 0%)。

3. 一種螺栓用鋼線的製造方法，其特徵為：

將具有如申請專利範圍第 1 項或第 2 項所述的化學組

成分的鋼，

在進行熱間軋軋之後，加熱到 A_{c3} 點 $\sim 1100^{\circ}\text{C}$ 將其沃斯田鐵化，再以 $45 \sim 450^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 的速度進行冷卻至 $450 \sim 600^{\circ}\text{C}$ 為止，在前述 $450 \sim 600^{\circ}\text{C}$ 的溫度中，以該鋼在前述熱間軋軋後的直徑來換算，以每 1mm 的直徑保持 $8 \sim 11$ 秒鐘的比例，令該鋼進行恆溫變態，再以 $0.4 \sim 4.0^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 的速度進行冷卻至 $300 \sim 420^{\circ}\text{C}$ 為止，然後，進行總減面積率為 $50 \sim 80\%$ 的冷間伸線加工，

上述的 A_{c3} 點，係依據 $A_{c3}(^{\circ}\text{C}) = 908 - 224 [C] + 4385 [P] + 30.5 [Si] - 34.4 [Mn] - 23 [Ni]$ 所計算出來的溫度，其中的 $[(\text{元素名})]$ 是表示各元素的含量(質量%)。

4. 一種螺栓的製造方法，係藉由組合了軸部成形、頭部成形、螺紋切削成形而從鋼線形成螺栓，以製造出螺栓的方法，其特徵為：

在前述軸部成形時，是將依據申請專利範圍第 3 項所述的製造方法所製得的螺栓用鋼線，以可符合下列數式(1)的條件，進行縮徑加工，然後又進行前述頭部成形與前述螺紋切削成形以形成螺栓之後，進行 $200 \sim 400^{\circ}\text{C}$ 的烘烤處理；

$$5.4 \times (\text{A 值減面積率}) + 3.15 \times (\text{B 值減面積率}) + 652 \times C_{eq} \geq 880$$

... 數式 (1)

在上述數式(1)中，

A 值減面積率：前述冷間伸線加工時的總減面積率，

B 值減面積率：前述縮徑加工時的總減面積率，

$$C_{eq}=[C]+[Si]/7+[Mn]/5+[Cu]/7+[Cr]/9+[Ni]/20$$

此處的〔(元素名)〕係表示各元素的含量(質量%)。

5. 一種螺栓，其特徵為：是依據申請專利範圍第 4 項所述的製造方法所製得的螺栓，其拉伸強度為 1200 MPa 以上、0.2%耐力為 1080 MPa 以上、以及耐力比為 0.90 以上。