



(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 I535862 B

(45)公告日：中華民國 105 (2016) 年 06 月 01 日

(21)申請案號：104106669

(22)申請日：中華民國 104 (2015) 年 03 月 03 日

(51)Int. Cl. : C22C38/28 (2006.01)

C22C38/32 (2006.01)

C22C38/06 (2006.01)

(30)優先權：2014/03/25 日本

2014-062656

(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：坂田昌之 SAKATA, MASAYUKI (JP)；千葉政道 CHIBA, MASAMICHI (JP)；松本洋介 MATSUMOTO, YOSUKE (JP)

(74)代理人：林志剛

(56)參考文獻：

TW 201329253A1

審查人員：潘煒琳

申請專利範圍項數：2 項 圖式數：2 共 24 頁

(54)名稱

耐延遲破壞性優異的高強度螺栓用鋼以及高強度螺栓

(57)摘要

本發明是提供：即使不添加 Mo、V 之類的高價位合金元素，亦能夠在拉伸強度高達 1100MPa 以上的高強度的情況下，還是具有優異的耐延遲破壞性之高強度螺栓用鋼、以及由這種鋼所構成的耐延遲破壞性優異的高強度螺栓。

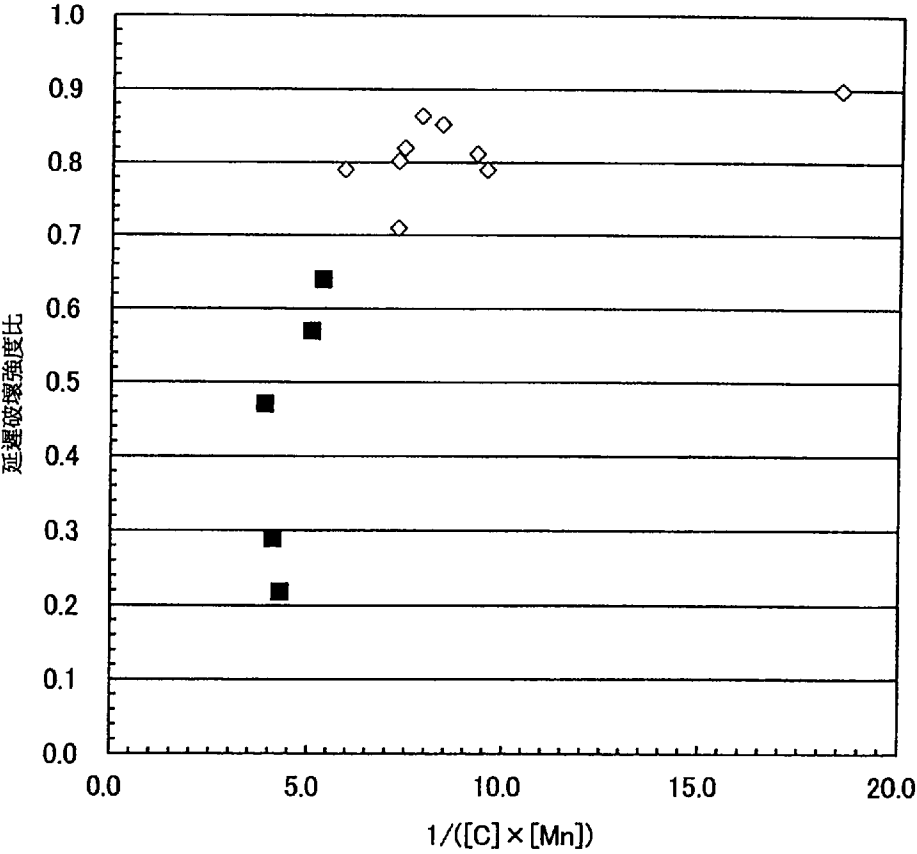
本發明之耐延遲破壞性優異的高強度螺栓用鋼，其化學組成分以質量%計，含有 C：0.20~0.35%、Si：0.3~1.0%、Mn：超過 0%且 0.6%以下、P：超過 0%且 0.02%以下、S：超過 0%且 0.02%以下、Cr：0.3~1.5%、Al：0.01~0.1%、Ti：0.05~0.1%、B：0.0003~0.005%、以及 N：超過 0%且 0.01%以下，並且符合下列的數式(1)以及數式(2)的關係，其餘部分是由鐵以及不可避免的雜質所組成，而且其金屬組織是肥粒鐵與波來鐵的混合組織； $1/([C] \times [Mn]) \geq 5.5 \dots (1)$

$$[C] + [Si]/2 + [Mn]/2 + [Cr]/3 \geq 0.82 \dots (2)$$

在數式(1)、數式(2)中，[]是表示各元素的含量(質量%)。

指定代表圖：

第 2 圖



發明摘要

※申請案號：104106669

※申請日：104 年 03 月 03 日

※IPC 分類：

C22C38/28 (2006.01)

C22C38/32 (2006.01)

C22C38/06 (2006.01)

【發明名稱】(中文/英文)

耐延遲破壞性優異的高強度螺栓用鋼以及高強度螺栓

【中文】

本發明是提供：即使不添加 Mo、V 之類的高價位合金元素，亦能夠在拉伸強度高達 1100 MPa 以上的高強度的情況下，還是具有優異的耐延遲破壞性之高強度螺栓用鋼、以及由這種鋼所構成的耐延遲破壞性優異的高強度螺栓。

本發明之耐延遲破壞性優異的高強度螺栓用鋼，其化學組成分以質量%計，含有 C：0.20～0.35%、Si：0.3～1.0%、Mn：超過 0%且 0.6%以下、P：超過 0%且 0.02%以下、S：超過 0%且 0.02%以下、Cr：0.3～1.5%、Al：0.01～0.1%、Ti：0.05～0.1%、B：0.0003～0.005%、以及 N：超過 0%且 0.01%以下，並且符合下列的數式(1)以及數式(2)的關係，其餘部分是由鐵以及不可避免的雜質所組成，而且其金屬組織是肥粒鐵與波來鐵的混合組織；

$$1 / ([C] \times [Mn]) \geq 5.5 \quad \dots (1)$$

$$[C] + [Si] / 2 + [Mn] / 2 + [Cr] / 3 \geq 0.82 \quad \dots (2)$$

在數式(1)、數式(2)中，[]是表示各元素的含量(質量%)。

【英文】

【代表圖】

【本案指定代表圖】：第(2)圖。

【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)

耐延遲破壞性優異的高強度螺栓用鋼以及高強度螺栓

【技術領域】

[0001] 本發明是關於使用於汽車和各種產業機械等的螺栓用鋼、以及使用這種螺栓用鋼所製得的螺栓，尤其是即使拉伸強度高達 1100 MPa 以上，還是可以發揮優異的耐延遲破壞性之高強度螺栓用鋼以及高強度螺栓。

【先前技術】

[0002] 拉伸強度為 1100 MPa 以上的高強度螺栓，大多採用 SCM435 等的制式規格鋼。SCM435 等的制式規格鋼中係添加了多量的 Mo 等的合金元素，因此成本比較高。隨著想要降低鋼材成本的需求，對於省略了 Mo 之 SCM 代替鋼的期望也在上昇中。但是，如果只是單純地將合金元素減少的話，淬火硬化性會變差，就會難以確保強度。

[0003] 因此，為了提昇淬火硬化性，以資提高強度，乃針對於：以添加了硼之硼鋼作為高強度螺栓的素材來使用的這種做法加以檢討。如果是拉伸強度未達 1100 MPa 的螺栓的話，硼鋼的使用已經在擴大當中。但是，隨著強度的上昇，耐延遲破壞性大幅的降低，因此難以適用

在使用環境較嚴酷的部位。

[0004] 已經有幾種技術方案是關於：用以提昇硼鋼的耐延遲破壞性之技術。例如：專利文獻 1 所揭示的技術方案，係藉由在硼鋼中添加入預定量的 Cu，以提昇鋼的耐腐蝕性，抑制具擴散性的氫侵入鋼中，以提昇耐延遲破壞性的技術。但是，如果只是添加 Cu 的話，耐延遲破壞性的確保是不夠充分的。

[0005] 又，專利文獻 2 所揭示的技術方案，係藉由添加 V 元素來改善硼鋼的耐延遲破壞性的技術。然而，V 係與 Mo 同樣都是高價位的稀有金屬，因此添加了 V 的硼鋼，即使可作為 SCM 代替鋼，其降低成本的效果還是很小。

[0006] 本申請人也曾經在專利文獻 3 中提出一種技術方案，係在化學組成分當中，尤其是將 Si 與 C 的含量比率控制在適正的範圍內，因而即使在嚴酷的環境下還是可以發揮優異的耐延遲破壞性之含硼高強度螺栓用鋼。然而，這種含硼高強度螺栓用鋼，係與上述專利文獻 2 同樣，V 是必須添加的元素，因此作為 SCM 代替鋼時的降低成本的效果還是很小。

[0007] 是以，為了改善耐延遲破壞性，以往所提出的技術方案，每一種都是高強度，在嚴酷環境下的耐延遲破壞性或在製造上具有問題。

[先前技術文獻]

[專利文獻]

[0008]

[專利文獻 1]日本特開 2006-118003 號公報

[專利文獻 2]日本特開 2007-217718 號公報

[專利文獻 3]日本特開 2013-227647 號公報

【發明內容】

[發明所欲解決的技術課題]

[0009] 本發明係有鑑於這種情事而開發完成的，其目的是提供：不必添加 Mo 或 V 等的高價位合金元素，即使拉伸強度為 1100 MPa 以上的高強度，還是具有優異的耐延遲破壞性之高強度螺栓用鋼、以及由這種鋼所構成的耐延遲破壞性優異的高強度螺栓。

[用以解決課題的技術方案]

[0010] 本發明人等為了要提供：耐延遲破壞性優異的高強度螺栓用鋼、以及由這種鋼所構成的耐延遲破壞性優異的高強度螺栓，經過不斷努力的研究和檢討。其結果找到了一種創見，就是：除了適切地控制化學組成分之外，將 C 與 Mn 的含量符合後述的數式(1)的關係的話，即使在嚴酷的環境下亦可發揮優異的耐延遲破壞性；將 C、Si、Mn、以及 Cr 的含量符合後述的數式(2)的關係的話，可以提昇強度，因而完成了本發明。

[0011] 亦即，得以解決上述課題之本發明的耐延遲

破壞性優異的高強度螺栓用鋼，其化學組成分以質量%計，含有 C：0.20～0.35%、Si：0.3～1.0%、Mn：超過0%且0.6%以下、P：超過0%且0.02%以下、S：超過0%且0.02%以下、Cr：0.3～1.5%、Al：0.01～0.1%、Ti：0.05～0.1%、B：0.0003～0.005%、以及 N：超過0%且0.01%以下，並且符合下列的數式(1)以及數式(2)的關係，其餘部分是由鐵以及不可避免的雜質所組成，而且其金屬組織是肥粒鐵與波來鐵的混合組織；

$$1 / ([C] \times [Mn]) \geq 5.5 \quad \dots (1)$$

$$[C] + [Si] / 2 + [Mn] / 2 + [Cr] / 3 \geq 0.82 \quad \dots (2)$$

在數式(1)、數式(2)中，[]是表示各元素的含量(質量%)。

[0012] 本發明也包含：一種耐延遲破壞性優異的高強度螺栓，其是使用上述高強度螺栓用鋼所製得的螺栓，金屬組織是回火麻田散鐵組織，拉伸強度為 1100 MPa 以上。

[發明之效果]

[0013] 根據本發明，係適切地控制化學組成分，並且將 C 與 Mn 的含量的關係、以及將 C、Si、Mn 以及 Cr 的含量的關係做嚴密的控制，藉此，可以實現：即使拉伸強度高達 1100 MPa 以上，耐延遲破壞性還是很優異的高強度螺栓用鋼，只要採用這種鋼的話，得以提供耐延遲破壞性優異的高強度螺栓。

【圖式簡單說明】

[0014]

第 1 圖 A 是顯示具有缺口部的測試片的形狀之示意圖；第 1 圖 B 是顯示缺口部的形狀之示意圖。

第 2 圖是顯示 $1/([C] \times [Mn])$ 的數值與延遲性破壞強度比之間的關係之圖表。

【實施方式】

[0015] 本發明人等為了要提供：不必添加 Mo 或 V 等之高價位的合金元素，即使拉伸強度為 1100 MPa 以上的高強度，還是具有優異的耐延遲破壞性之螺栓，經過不斷努力的研究和檢討的結果，得知：針對於拉伸強度為 1100 MPa 以上的高強度螺栓，如果想要確保其耐延遲破壞性的話，極力減少 Mn 含量的作法，是比在鋼材中含有合金元素的作法更為有效果。此外，C 雖然是可作為確保鋼的強度之有用的元素，但是如果增加其含量的話，鋼的韌性和耐腐蝕性將會惡化，容易引起延遲性破壞。

[0016] 因此，本發明的高強度螺栓用鋼，為了改善在拉伸強度為 1100 MPa 以上的高強度螺栓中的耐延遲破壞性，將 C 與 Mn 的含量設定成符合下列的數式(1)的作法是很重要的。在下列的數式(1)中，[]是表示各元素的含量(質量%)。

$$1 / ([C] \times [Mn]) \geq 5.5 \quad \cdots (1)$$

[0017] 在本發明中，將上述數式(1)的左邊的數值當

作 X 值時，係將這個 X 值設定為 5.5 以上。X 值較好是 6.5 以上，更優是 7.0 以上。X 值的上限，是依據後述的 C 含量及 Mn 含量來自行設定，但是如果 X 值太大的話，對於耐延遲破壞性帶來的效果會趨於飽和，因此，係將上限設在例如：30 的程度為宜。X 值較好是在 20 以下，更優是在 15 以下。

[0018] 因此為了改善耐延遲破壞性而減少 C 含量的話，強度將會降低。而且如果減少 Mn 含量的話，淬火硬化性將會變差，強度會下降。

[0019] 因此，在本發明中，為了確保強度，除了要考慮 C 與 Mn 的含量之外，積極的添加 Si 與 Cr 的作法也是很重要的。具體而言，為了確保拉伸強度為 1100 MPa 以上的強度，將 C、Si、Mn、以及 Cr 的含量設定為符合下列數式(2)的作法是很重要的。在數式(2)中的[]是表示各元素的含量(質量%)。

$$[C] + [Si] / 2 + [Mn] / 2 + [Cr] / 3 \geq 0.82 \quad \cdots (2)$$

[0020] 在上述數式(2)中的各元素的係數，係表示對於提高強度的貢獻度。在本發明中，將上述數式(2)的左邊的數值當作 Y 值時，係將這個 Y 值設定為 0.82 以上。Y 值較好是 0.90 以上，更優是 1.00 以上。Y 值的上限雖然並未特別加以限定，但是 Y 值太大的話，母材的強度變得太高，進行螺栓形狀的成形時之冷間鍛造性會惡化，因此其上限是設定在 1.30 的程度為宜。Y 值更好是在 1.20 以下，更優是在 1.15 以下。

[0021] 其次，說明本發明的高強度螺栓用鋼的化學組成分。本發明的高強度螺栓用鋼，雖然必須是符合上述的數式(1)以及數式(2)的關係，但是其重要的前提條件，是含有 C：0.20～0.35%、Si：0.3～1.0%、Mn：超過 0% 且 0.6%以下、P：超過 0%且 0.02%以下、S：超過 0%且 0.02%以下、Cr：0.3～1.5%、Al：0.01～0.1%、Ti：0.05～0.1%、B：0.0003～0.005%、以及 N：超過 0%且 0.01%以下。

[0022] C 元素係可以良好的均衡性來確保鋼的強度與延性，是用來確保作為高強度螺栓所需的拉伸強度不可或缺的元素。想要令其發揮這種效果，C 含量必須是 0.20%以上。C 含量較好是 0.23%以上，更優是 0.25%以上。但是，含量過剩的話，會導致韌性以及延性的降低，因而耐延遲破壞性會惡化。因此，在本發明中，將 C 含量設定在 0.35%以下。C 含量較好是 0.32%以下，更優是 0.30%以下。

[0023] Si 元素是在熔製鋼時被當作脫氧劑來使用的元素，此外，具有提高回火軟化阻力的作用，是用來提高強度所需的元素。因此，在本發明中，將 Si 含量設定在 0.3%以上。Si 含量較好是 0.4%以上，更優是 0.47%以上。但是，如果 Si 含量過剩的話，在鋼材進行形成螺栓形狀的加工時的冷間鍛造性會惡化。因此，在本發明中，係將 Si 含量設定在 1.0%以下。Si 含量較好是 0.60%以下，更優是 0.55%以下。

[0024] Mn 含量過剩的話，Mn 將會偏析在結晶粒界，粒界強度會降低，耐延遲破壞性會明顯下降。又，Mn 含量過剩的話，耐腐蝕性會惡化，耐延遲破壞性會下降。因此，在本發明中必須將 Mn 含量設定為 0.6% 以下。Mn 含量較好是 0.55% 以下，更優是 0.5% 以下。但是，Mn 元素在熔製鋼材時係可作為脫氧劑有效地作用，並且具有可提高鋼的淬火硬化性因而提昇強度的作用。為了使其有效地發揮這種效果，Mn 含量是 0.1% 以上為佳。Mn 含量較好是 0.2% 以上，更優是 0.30% 以上。

[0025] P 是當作不可避免的雜質而含有的元素，其含量過剩的話，會引起粒界偏析而使粒界強度下降，並且使耐延遲破壞性惡化。因此，在本發明中，將 P 含量設定在 0.02% 以下。P 含量較好是 0.015% 以下，更優是 0.01% 以下。雖然 P 含量是儘可能地減少為宜，但是要將 P 含量降低到未達 0.001% 的話，將導致成本變高，因此其下限只要到達 0.001% 的話即可。

[0026] S 是當作不可避免的雜質而含有的元素，其含量過剩的話，不僅會引起熱間脆性，硫化物也會偏析在結晶粒界，導致粒界強度下降，因而使得耐延遲破壞性降低。所以在本發明中，係將 S 含量設定在 0.02% 以下。S 含量較好是 0.015% 以下，更優是 0.01% 以下。雖然 S 含量是儘可能地減少為宜，但是要將 S 含量降低到未達 0.001% 的話，將導致成本變高，因此其下限只要到達 0.001% 的話即可。

[0027] Cr 元素係可提昇淬火硬化性，具有提高強度的作用。此外，亦可提高回火軟化阻力，也具有提昇強度的作用。再者，Cr 元素係可提高鋼的耐腐蝕性，對於提昇耐延遲破壞性也具有幫助。因此，在本發明中，係將 Cr 含量設定為 0.3% 以上。Cr 含量較好是 0.5% 以上，更優是 0.75% 以上。然而，Cr 含量過剩添加的話，其效果會趨於飽和，而且會導致製造成本的增加。因此，在本發明中，係將 Cr 含量設定在 1.5% 以下。Cr 含量較好是 1.4% 以下，更優是 1.3% 以下。

[0028] Al 元素是作為脫氧劑來進行添加，除此之外，可藉由形成 AlN 而可防止沃斯田鐵粒的粗大化，其結果，則是具有提昇耐延遲破壞性的作用。為了使其發揮這種作用，係將 Al 含量設定在 0.01% 以上。Al 含量較好是 0.04% 以上，更優是 0.05% 以上。然而，Al 含量過剩的話，其效果會趨於飽和，而且會導致製造成本的增加。而且，Al 含量過剩的話，會導致冷間鍛造性的惡化。因此，在本發明中，係將 Al 含量設定在 0.1% 以下。Al 含量較好是 0.08% 以下，更優是 0.07% 以下。

[0029] Ti 元素會與鋼中的 N 以及 C 結合而析出 TiN 以及 TiC。TiN 以及 TiC 是具有作為氫陷阱的作用，對於提昇耐延遲破壞性具有幫助。此外，TiN 以及 TiC 對於結晶粒的細微化可以有效地發揮作用，對於更進一步提昇耐延遲破壞性具有幫助。要使其發揮這種作用，必須使 Ti 含量達到 0.05% 以上。Ti 含量較好是 0.051% 以上，更優

是 0.052%以上。然而，Ti 含量過剩的話，將導致冷間鍛造性的下降。因此，在本發明中，係將 Ti 含量設定在 0.1%以下。Ti 含量較好是 0.09%以下，更優是 0.08%以下。

[0030] B 元素是具有可提高鋼的淬火硬化性，提高強度的作用。因此，在本發明中，將 B 含量設定在 0.0003%以上。B 含量較好是 0.0005%以上，更優是 0.0010%以上。然而，B 含量過剩的話，除了其效果趨於飽和之外，反而會導致韌性變差。因此，在本發明中，係將 B 含量設定在 0.005%以下。B 含量較好是 0.004%以下，更優是 0.003%以下。

[0031] N 元素係在鋼熔製後的凝固階段會與 Ti 而形成 TiN，對於結晶粒的細微化具有幫助。藉由使結晶粒細微化，可以提昇耐延遲破壞性。想要使其有效地發揮這種作用，N 含量是 0.001%以上為宜，較好是 0.002%以上，更優是 0.003%以上。然而，N 含量過剩的話，會形成過剩的 TiN，在進行熱軋時，即使加熱到達 1300℃ 的程度，TiN 也不會熔解，會妨礙 Ti 碳化物的形成。此外，N 若以固溶狀態存在於鋼中的話，冷間鍛造性會明顯變差。因此，在本發明中，係將 N 含量設定為 0.01%以下。N 含量較好是 0.008%以下，更優是 0.006%以下。

[0032] 本發明的高強度螺栓用鋼的化學組成分，係如上所述，其餘部分是鐵以及不可避免的雜質。作為該不可避免的雜質，係可容許因為原料、資材、製造設備等的

狀況之因素而被混入的元素。

[0033] 本發明的高強度螺栓用鋼，軋軋後的金屬組織是肥粒鐵與波來鐵的混合組織。在這種混合組織中，亦可含有一部分的變韌鐵組織。變韌鐵組織相對於整個金屬組織，係佔 5 面積%以下為宜。

[0034] 其次，說明本發明的高強度螺栓用鋼之製造方法。本發明的高強度螺栓用鋼的製造方法，係先熔製出符合上述化學組成分的鋼，進行鑄造之後，加熱到例如 950℃ 以上，在 800~1000℃ 的溫度範圍進行熱軋或熱鍛造以製成線材或條鋼形狀之後，以超過 0℃/秒且 3℃/秒以下的平均冷卻速度，緩慢的冷卻直到 600℃ 以下的溫度為止。

[0035] 藉由加熱到 950℃ 以上，可以將對於結晶粒的細微化有效的 Ti 的碳化物、氮化物、碳氮化物固溶到沃斯田鐵。這個溫度若未達 950℃ 的話，碳化物、氮化物、碳氮化物的固溶量變少，在進行後續的熱軋時，難以生成細微的 Ti 或 V 的碳化物、氮化物、碳氮化物。因此，進行淬火硬化處理時的結晶粒細微化的效果會減少。這種溫度更好是在 1000℃ 以上。加熱溫度的上限雖然並未特別地限定，例如：只要限定在 1350℃ 左右即可。

[0036] 在進行熱軋或熱鍛造時，只要讓上述加熱時固溶的 Ti 或 V 變成細微的碳化物、氮化物、碳氮化物析出在鋼中即可。為此，係將精製軋軋溫度或熱鍛造溫度設定在 1000℃ 以下為宜。精製軋軋溫度或熱鍛造溫度若高

於 1000℃ 的話，Ti 或 V 的碳化物、氮化物、碳氮化物將會變得難以析出，淬火硬化處理時的結晶粒細微化的效果會減少。另一方面，若精製軋軋溫度或熱鍛造溫度太低的話，軋軋荷重會增加，表面瑕疵的發生也會增多，不符合實際的要求，因此將其下限設定在 800℃ 以上為宜。此處的精製軋軋溫度，是採用：可利用在進行最終軋軋工序之前或軋軋群之前的輻射溫度計來進行測定的鋼材表面的平均溫度。

[0037] 在熱軋或熱鍛造後的冷卻時，為了提昇在後續的加工成螺栓形狀時的成形性，將金屬組織選定為肥粒鐵與波來鐵的混合組織的作法是很重要的，為了達成這種作法，係將熱軋或熱鍛造後的平均冷卻速度設定在 3℃/秒以下為宜。平均冷卻速度大於 3℃/秒的話，將會生成變韌鐵或麻田散鐵，因此，加工變形成螺栓形狀時的成形性會大幅的惡化。平均冷卻速度更好是 2℃/秒以下。

[0038] 冷卻之後所製得的高強度螺栓用鋼，依照一般常用的方法，加工形成螺栓形狀之後，進行淬火硬化處理以及回火處理，將金屬組織變成回火麻田散鐵，藉此，可製成具有高強度且耐延遲破壞性優異的高強度螺栓。

[0039] 淬火硬化處理以及回火處理的條件，並未特別地限定，採用一般常用的方法來進行即可。

[0040] 淬火硬化處理，加熱到例如：850～960℃ 之後才進行淬火硬化處理為宜。藉由加熱到 850℃ 以上，可以獲得穩定的沃斯田鐵化。加熱溫度更好是 880℃ 以上，

更優是 900℃ 以上。然而，加熱溫度若超過 960℃ 的話，結晶粒會變粗大化，耐延遲破壞性會惡化。因此，上述的加熱溫度係設在 960℃ 以下為宜。加熱溫度更好是 950℃ 以下，更優是 940℃ 以下。

[0041] 只做淬火硬化處理後的螺栓，韌性以及延性很低，這種狀態並無法作為螺栓製品來使用。因此，在淬火硬化處理後，實施回火處理。

[0042] 回火處理係加熱到例如：300～500℃ 之後才進行為宜。回火處理時的溫度是以 300℃ 以上為佳，更好是 330℃ 以上，更優是 350℃ 以上。為了避免低溫回火脆性，係以 380℃ 以上的溫度來進行回火處理為佳。然而，回火溫度若超過 500℃ 的話，就難以確保 1100 MPa 以上的強度。因此，係以 500℃ 以下的溫度來進行回火處理為宜。回火溫度更好是 480℃ 以下，更優是 450℃ 以下。

[0043] 回火處理過程中的加熱保持時間，並未特別地限定，例如：是在 20～60 分鐘左右。

[0044] 上述高強度螺栓用鋼，在加工成螺栓形狀之前，亦可先進行球狀化處理。球狀化處理的條件並未特別地限定，可以採用一般習知的條件。

[0045] 球狀化處理時的加熱溫度，只要是例如：700～800℃ 的話即可。藉由加熱到 700℃ 以上，可以將波來鐵組織中的碳化物融化於鋼中。加熱溫度是以 710℃ 以上為宜，更好是 720℃ 以上。但是，加熱溫度若超過 800℃ 的話，冷卻過程中將會生成再生波來鐵，會造成冷間鍛造

性的惡化。因此，加熱溫度是在 800℃ 以下為宜，更好是 790℃ 以下，更優是 780℃ 以下。

[0046] 以上述加熱溫度進行加熱之後，以 20℃ /小時以下的平均冷卻速度，進行冷卻直到室溫為止為宜。平均冷卻速度若超過 20℃ /小時的話，將會形成波來鐵組織而會使得冷間鍛造性變差。平均冷卻速度更好是 18℃ /小時以下，更優是 16℃ /小時以下。

[0047] 將本發明所規定的高強度螺栓用鋼進行淬火硬化處理以及回火處理而製得的高強度螺栓的軸部，由表層起迄中心部為止的金屬組織是回火麻田散鐵，係可確保 1100 MPa 以上的強度。高強度螺栓的軸部的強度，係依據日本工業規格 JIS B1051(2000 年)進行測定的話即可。

[0048] 上述高強度螺栓，在軸部的舊沃斯田鐵的結晶粒度號數是 8 號以上為宜。是因為舊沃斯田鐵的結晶粒，愈細微化愈能夠提昇耐延遲破壞性的緣故。所以結晶粒度號數，更好是 8.5 號以上，更優是 9.0 號以上。結晶粒度號數的上限雖然並未特別地限定，只要是例如：12 號以下的話即可。

[0049] 上述結晶粒度號數，係依據日本工業規格 JIS G0551(2013 年)進行測定的話即可。

[0050] 本案係根據 2014 年 3 月 25 日在日本申請的發明專利申請案(特許出願)第 2014-062656 號來主張優先權的利益。因此，本案是援用日本發明專利申請案第 2014-062656 號的說明書的全部內容。

[0051] 以下將舉出實施例更具體說明本發明，但是本發明並不侷限於下列的實施例，當然亦可在符合前述以及後述的發明要旨的範圍內加以變更來實施，這些也都被包含在本發明的技術範圍內。

[實施例]

[0052] 首先熔製出具有下列的表 1 所示的化學組成分，其餘部分是鐵以及不可避免的雜質的鋼，將所製得的鑄造片加熱到 1200℃ 之後，進行軋軋或熱鍛造，以 1℃ / 秒的平均冷卻速度，緩慢的冷卻直到 600℃ 以下的溫度，製造成直徑為 12mm 的線材。

[0053] 在下列的表 1 中，係標示出：依據鋼中所含的 C 含量以及 Mn 含量從上述數式(1)的左邊所求出的 $1/([C] \times [Mn])$ 的數值、依據鋼中所含的 C 含量、Si 含量、Mn 含量以及 Cr 含量，從上述數式(2)的左邊所求出的 $[C] + [Si]/2 + [Mn]/2 + [Cr]/3$ 的數值。在下列的表 1 中，係將 $1/([C] \times [Mn])$ 的數值標示為 X 值，將 $[C] + [Si]/2 + [Mn]/2 + [Cr]/3$ 的數值標示為 Y 值。

[0054] 其次，觀察所製得的線材的金屬組織。將線材從橫斷面進行切斷並且以硝酸腐蝕液進行蝕刻之後，利用光學顯微鏡來觀察位在 D/4 處的任意區域的金屬組織。D 係指：線材的直徑。觀察倍率是 400 倍。其結果得知：線材的金屬組織是肥粒鐵與波來鐵的混合組織。

[0055] 其次，將所製得的線材加熱到 870℃ 之後，由

870℃來進行淬火硬化處理。淬火硬化處理後，再加熱到達下列的表 2 所示的回火溫度(℃)並且保持 1 小時來進行回火處理，而製造出供測試材。

[0056] 對於所製得的供測試材的金屬組織，利用與上述線材相同的步驟進行觀察。其結果得知：金屬組織是回火麻田散鐵組織。

[0057] 其次，針對於所製得的供測試材，測定了舊沃斯田鐵粒的結晶粒度號數。結晶粒度號數，是將所製得的供測試材依據日本工業規格 JIS G0551(2013 年)所規定的淬火硬化回火法，先使得結晶粒界浮現出來之後，再針對於位在供測試材的縱斷面上的 D/4 位置處的任意區域進行測定。D 係指：供測試材的直徑。

[0058] 其次，從所製得的供測試材，裁切出依據日本工業規格 JIS Z2241(2011 年)所規定的 14A 號測試片，並且依據日本工業規格 JIS Z2241(2011 年)來進行拉伸試驗，測定其拉伸強度。將測定結果標示在下列的表 2。在本發明中，拉伸強度為 1100 MPa 以上的話，就視為合格。

[0059] 其次，針對於拉伸強度為 1100 MPa 以上的供測試材，評比其耐延遲破壞性。耐延遲破壞性的測試方法，是先從上述供測試材裁切出如第 1 圖 A 所示之具有缺口部的測試片，然後進行拉伸試驗以及耐延遲性破壞試驗來做評比。第 1 圖 B 係顯示缺口部的形狀。使用具有缺口部的測試片之目的，是為了要模擬出在螺紋部上的應力集

中。也就是說，使用上述之具有缺口部的測試片，依據日本工業規格 JIS Z2241(2011 年)來進行拉伸試驗，測定其最大應力。此外，在第 1 圖 B 中所標示的 K_t 是表示應力集中係數。

[0060] 此外，耐延遲性破壞試驗的作法，是將上述之具有缺口部的測試片，先在 15% HCl 水溶液中浸泡 30 分鐘，經過水洗以及烘乾後，施加一定的荷重，測定其超過 100 小時以上未發生斷裂之荷重的最大值(以下，有時候稱為 100 小時保持應力)。

[0061] 將上述 100 小時保持應力除以上述最大應力所獲得的數值，換言之，將 100 小時保持應力/最大應力的數值定義為：延遲性破壞強度比，將這種數值標示於下列的表 2。在本發明中，係將延遲性破壞強度比為 0.70 以上的情況視為合格，評比為：耐延遲破壞性優異。

[0062] 此外，將上述 $1/([C] \times [Mn])$ 的數值與延遲性破壞強度比之間的關係標示於第 2 圖。在第 2 圖中，標示出本發明例也就是 No.1~9，並且標示出作為比較例的 No.10~20 之中，X 值未落在本發明所規定的要件範圍內的 No.12~14、18、19。此外，雖然 No.20 的 X 值並未落在本發明所規定的要件範圍內，但是 No.20 是含有 Mo 元素之參考例，所以並未標示在第 2 圖中。

[0063]

[表1]

No.	化學組成分 (質量%)											X值	Y值
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	B	Al	N	Mo		
1	0.25	0.49	0.51	0.003	0.010	0.52	0.053	0.0021	0.059	0.0051	—	7.84	0.92
2	0.32	0.50	0.53	0.003	0.009	0.53	0.053	0.0021	0.062	0.0058	—	5.90	1.01
3	0.23	0.49	0.52	0.007	0.011	1.02	0.052	0.0019	0.062	0.0043	—	8.36	1.08
4	0.27	0.49	0.51	0.002	0.010	1.02	0.052	0.0018	0.056	0.0032	—	7.26	1.11
5	0.27	0.50	0.50	0.010	0.010	0.80	0.050	0.0020	0.050	0.0063	—	7.41	1.04
6	0.27	0.70	0.20	0.010	0.010	1.20	0.050	0.0020	0.040	0.0041	—	18.52	1.12
7	0.24	0.45	0.45	0.008	0.012	0.95	0.082	0.0038	0.062	0.0050	—	9.26	1.01
8	0.27	0.62	0.51	0.009	0.008	1.06	0.052	0.0018	0.056	0.0050	—	7.26	1.19
9	0.30	0.47	0.35	0.014	0.012	0.39	0.092	0.0020	0.050	0.0050	—	9.52	0.84
10	0.15	0.35	0.55	0.015	0.016	0.51	0.070	0.0020	0.032	0.0045	—	12.12	0.77
11	0.45	0.93	0.38	0.018	0.011	0.03	0.073	0.0018	0.035	0.0052	—	5.85	1.12
12	0.31	0.33	0.75	0.013	0.023	1.01	0.005	—	0.031	0.0037	—	4.30	1.19
13	0.24	0.07	1.07	0.011	0.003	0.29	0.046	0.0017	0.035	0.0041	—	3.89	0.91
14	0.28	0.10	0.87	0.015	0.015	0.40	0.050	0.0013	0.033	0.0015	—	4.11	0.90
15	0.24	0.04	0.52	0.006	0.002	0.73	0.048	0.0016	0.030	0.0051	—	8.01	0.76
16	0.24	0.50	0.52	0.014	0.008	0.16	0.030	0.0015	0.030	0.0033	—	8.01	0.80
17	0.30	1.08	0.40	0.014	0.019	0.78	—	0.0020	0.053	0.0063	—	8.33	1.30
18	0.34	0.50	0.55	0.003	0.009	0.53	0.053	0.0021	0.062	0.0030	—	5.35	1.04
19	0.34	0.70	0.58	0.003	0.009	1.08	0.021	0.0040	0.024	0.0041	—	5.07	1.34
20	0.33	0.18	0.65	0.010	0.090	1.10	0.006	—	0.026	0.0310	0.1700	4.66	1.11

$$X值 = 1 / ([C] \times [Mn])$$

$$Y值 = [C] + [Si]/2 + [Mn]/2 + [Cr]/3$$

[0064]

[表2]

No.	回火溫度 (°C)	結晶粒度號數	拉伸強度 (MPa)	100小時保持應力 (MPa)	延遲破壞強度比
1	380	9.0	1272	1800	0.86
2	420	8.5	1267	1650	0.79
3	420	8.5	1262	1800	0.85
4	450	8.5	1219	1650	0.80
5	435	9.5	1264	1750	0.82
6	480	9.0	1235	1850	0.90
7	380	8.5	1363	1800	0.81
8	420	8.5	1401	1550	0.71
9	400	9.0	1295	1650	0.79
10	380	9.0	879	-	-
11	500	9.0	1440	1250	0.55
12	370	8.0	1190	400	0.22
13	350	10.0	1218	1000	0.47
14	410	9.0	1225	600	0.29
15	400	9.0	1023	-	-
16	400	9.0	992	-	-
17	410	8.0	1239	1350	0.63
18	420	8.5	1290	1350	0.64
19	420	8.5	1310	1250	0.57
20	450	9.8	1330	1500	0.72

[0065] 由表 1、表 2、以及第 2 圖的結果，可以做下列的考察。No.1~9 的例子是符合本發明所規定的要件。因為是適切地控制鋼的化學組成分，因此可以達成 1100 MPa 以上的高強度、以及優異的耐延遲破壞性。

[0066] 相對於此，No.10~19 的例子，其中有某些要件並不符合本發明所規定的要件。這些例子中，No.10 的例子，被認為是因為 C 含量太少，所以其 Y 值低於 0.82，無法確保 1100 MPa 以上的強度。No.11 的例子，被認為是因為 C 含量過剩，韌性以及延性都變差，因此無法改善耐延遲破壞性。No.12~14 的例子，被認為是 Mn 含

量過剩，X 值低於 5.5，因為偏析而導致粒界強度下降，所以無法改善耐延遲破壞性。No.15 的例子，因為 Si 含量太少，所以 Y 值低於 0.82，無法確保 1100 MPa 以上的強度。No.16 的例子，因為 Cr 含量太少，Y 值低於 0.82，所以無法確保 1100 MPa 以上的強度。

[0067] No.17 的例子，被認為是：因為未含有 Ti，無法晶析出可成為氫陷阱的 TiC，因此無法改善耐延遲破壞性。No.18 的例子，X 值低於 5.5，因此無法改善耐延遲破壞性。No.19 的例子，因為 Ti 含量太少，而且 X 值低於 5.5，因此無法改善耐延遲破壞性。No.20 是模擬了日本工業規格 JIS 規格的 SCM435 鋼的參考例。No.20 的例子，雖然具有 1100 MPa 以上的強度，而且也改善了耐延遲破壞性，但是因為含有 Mo 元素，所以其成本居高不下。

申請專利範圍

1. 一種耐延遲破壞性優異的高強度螺栓用鋼，其特徵為，其化學組成分以質量%計，係含有：

C : 0.20~0.35%、

Si : 0.3~1.0%、

Mn : 超過 0%且 0.6%以下、

P : 超過 0%且 0.02%以下、

S : 超過 0%且 0.02%以下、

Cr : 0.3~1.5%、

Al : 0.01~0.1%、

Ti : 0.05~0.1%、

B : 0.0003~0.005%、以及

N : 超過 0%且 0.01%以，並且

符合下列數式(1)以及數式(2)的關係，

其餘部分是由鐵以及不可避免的雜質所組成的，

而且其金屬組織是肥粒鐵與波來鐵的混合組織；

$$1 / ([C] \times [Mn]) \geq 5.5 \quad \dots \text{數式(1)}$$

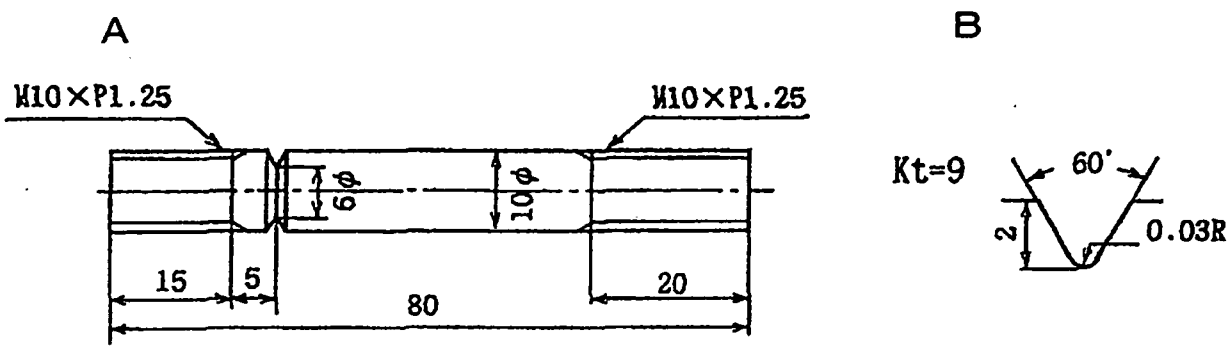
$$[C] + [Si] / 2 + [Mn] / 2 + [Cr] / 3 \geq 0.82 \quad \dots \text{數式(2)}$$

在數式(1)、數式(2)中的[]是表示各元素的含量(質量%)。

2. 一種耐延遲破壞性優異的高強度螺栓，其特徵為，其係使用申請專利範圍第 1 項所記載的鋼來製得的螺栓，其金屬組織是回火麻田散鐵組織，拉伸強度是 1100 MPa 以上。

圖式

第 1 圖



第 2 圖

