



(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 I502076 B

(45)公告日：中華民國 104 (2015) 年 10 月 01 日

(21)申請案號：102126671

(22)申請日：中華民國 99 (2010) 年 01 月 13 日

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

(30)優先權：2009/01/16 日本

2009-007757

(71)申請人：新日鐵住金股份有限公司 (日本) NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION (JP)

日本

(72)發明人：齊藤肇 SAITOH, HAJIME (JP)；間曾利治 AISO, TOSHIHARU (JP)；橋村雅之 HASHIMURA, MASAYUKI (JP)；水野淳 MIZUNO, ATSUSHI (JP)；久保田學 KUBOTA, MANABU (JP)

(74)代理人：惲軼群；陳文郎

(56)參考文獻：

JP 2006-28599A

WO 2008/130054A1

審查人員：呂易理

申請專利範圍項數：1 項 圖式數：1 共 32 頁

(54)名稱

高周波淬火用鋼 (一)

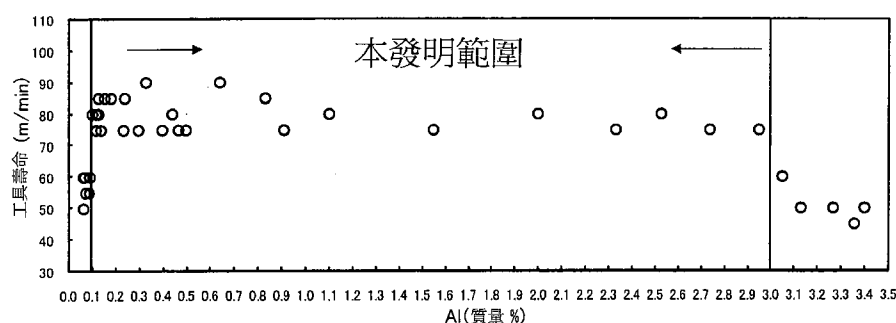
STEEL FOR INDUCTION HARDENING

(57)摘要

本發明之高周波淬火用鋼以質量%表示含有，C：0.40%以上 0.75%以下，Si：0.002%以上 3.0%以下，Mn：0.20 以上 2.0%以下，S：0.002%以上 0.1%以下，Al：超過 0.10%3.0%以下，P：0.030%以下，以及 N：0.035%以下，剩餘部分含有 Fe 及不可避免的雜質。

This steel for induction hardening includes, in terms of mass %, C: 0.40 % to 0.75 %, Si: 0.002 % to 3.0 %, Mn: 0.20 % to 2.0 %, S: 0.002 % to 0.1 %, Al: more than 0.10 % to 3.0 % or less, P: 0.030 % or less, and N: 0.035 % or less, with a remainder being Fe and unavoidable impurities.

第 1 圖



發明摘要

公告本

※ 申請案號：102126671 (由94100786分割)

※ 申請日：99-1-13

※ IPC 分類：C22C 38/00 (2006.01)

【發明名稱】(中文/英文)

高周波淬火用鋼(一)

STEEL FOR INDUCTION HARDENING

【中文】

本發明之高周波淬火用鋼以質量%表示含有，C：0.40%以上0.75%以下，Si：0.002%以上3.0%以下，Mn：0.20以上2.0%以下，S：0.002%以上0.1%以下，Al：超過0.10%3.0%以下，P：0.030%以下，以及N：0.035%以下，剩餘部分含有Fe及不可避免的雜質。

【英文】

This steel for induction hardening includes, in terms of mass %, C: 0.40 % to 0.75 %, Si: 0.002 % to 3.0 %, Mn: 0.20 % to 2.0 %, S: 0.002 % to 0.1 %, Al: more than 0.10 % to 3.0 % or less, P: 0.030 % or less, and N: 0.035 % or less, with a remainder being Fe and unavoidable impurities.

【代表圖】

【本案指定代表圖】：第（ 1 ）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)

高周波淬火用鋼(一)

STEEL FOR INDUCTION HARDENING

【技術領域】

發明領域

[0001]本發明係關於一種被削性優良的高周波淬火用鋼，較詳細地說，係有關一種使用於齒輪或汽車用的CVT(無段自動變速箱，Continuously Variable Transmission)或CVJ(等速接頭，Constant Velocity Joint)之零件等的高周波淬火用鋼。

本案是以2009年1月16日在日本提出申請的特願2009-007757號為基礎主張優先權，其內容引用於此。

【先前技術】

發明背景

[0002]過去以來，汽車用齒輪多在施行表面硬化處理後加以使用，表面硬化處理係採用滲碳、氮化及高周波淬火。在這之中，「滲碳」之目的為，在基體為高韌性條件下藉由將材料的表層高碳化來施行硬化，主要應用於以提高疲勞強度為目的之齒輪或汽車用的CVT或CVJ之零件等的材料。但是，滲碳處理係以在氣體氛圍中的批量處理為主流，有例如在930℃附近保持數小時以上加熱的情形，會耗費很多能源和成本。另外，在實際操作中，除了有因滲碳材料

的處理等容易伴隨環境的惡化等之問題以外，還有連續化(In-Line)困難的問題。

[0003]因此，爲了解決這些問題，進行了用以僅採用高周波淬火處理獲得所需之強度特性的研究。究其原因，在於高周波淬火在縮短表面硬化處理時間和減少能源，還有環境的清潔化上是非常有利的。

[0004]關於解決上述課題之高周波淬火處理的發明，在例如專利文獻1中，揭示了關於高周波淬火用鋼的提案。其係提供一種限制Si爲0.50%以下，Al爲0.10%以下，且在高周波淬火前的金屬組織中，控制麻田散鐵之面積分率在70%以上的鋼材。利用該方法，雖然確實可以顯著提高強度，惟加工性，尤其是被削性會極度惡化。至今爲止施行滲碳製造零件時的鋼材係使用JIS SCr420或SCM420等的C量爲0.2%前後的所謂膚鍛鋼(case hardening steel)，使用低C之鋼材的最大理由是確保被削性。這些鋼材在被加工成零件後由於進行滲碳淬火，表面硬度會提高且獲得零件的強度。但是，關於高周波淬火的零件，爲了獲得適當的表面硬度，鋼材自身的C量不得不提高到0.4%以上。這種情形，切削前的鋼材之硬度變硬，切削性獲致劣化。所以需要即使C量增加，鋼材變硬切削性依然良好的鋼材。也就是說，至今爲止在用高周波淬火製造施行滲碳製製造出的零件之技術領域，可以說最大的課題是鋼材的被削性。

[0005]於是，作爲兼具被削性和疲勞強度的發明，有專利文獻3及專利文獻4。專利文獻3係通過調整成分，使肥粒

鐵組織和波來鐵組織之合計的組織分率達90%以上，並控制肥粒鐵的最大厚度落在30 μ m的作法，兼具被削性和疲勞強度的發明。但是，肥粒鐵組織和波來鐵組織之合計的組織分率為90%以上的鋼有很多，僅這樣，被削性的提高是不夠的，必須利用合金元素進一步改良。專利文獻4係使MnS的長寬比(aspect ratio)小到10以下，且施加高周波加熱直到鋼材的中心部之條件，藉此使被削性和疲勞強度提高的發明。這種降低MnS的長寬比以提高被削性和疲勞強度的技術是自過去以來公知的方法。但是，利用該方法是不夠的，必須利用合金元素做進一步改良。另外，若對高周波淬火法施加限制，會有實際應用受到限制的缺點。

先行技術文獻

專利文獻

[0006] 專利文獻1：日本特開2007-131871號公報

專利文獻2：日本特開2007-107020號公報

專利文獻3：日本特開2006-28598號公報

專利文獻4：日本特開2007-16271號公報

【發明內容】

發明概要

[0007] 本發明之目的在於，提供一種改善了上述記載之習知發明的缺點，且被削性優良的高周波淬火鋼。以將特別是使用在齒輪或汽車用之CVT或CVJ等零件的製造步驟從滲碳處理轉換到高周波淬火處理為課題。

用以欲解決課題之手段

[0008]本發明人等為解決該課題進行詳細研究之結果，發現透過與習知的鋼相比大幅增加Al量，且適當控制Al量、N量的方式，可以在維持強度的同時提高被削性，終而完成本發明。即，本發明之要旨所在如下所述。

[0009]本發明之高周波淬火用鋼以質量%表示含有，C：0.40%以上0.75%以下，Si：0.002%以上3.0%以下，Mn：0.20以上2.0%以下，S：0.002%以上0.1%以下，Al：超過0.10%3.0%以下，P：0.030%以下及N：0.035%以下，剩餘部分含有Fe及不可避免的雜質。

[0010]本發明之高周波淬火用鋼以質量%表示亦可進一步含有，B：0.0004%以上0.005%以下。

此外，以質量%表示亦可含有，Ti：0.004%以上0.10%以下。

此外，以質量%表示亦可含有，選自Cr：0.05%以上1.50%以下，以及Mo：0.05%以上0.6%以下所組成之族群中的1種或2種元素。

此外，以質量%表示亦可含有，選自Nb：0.005%以上0.2%以下，以及V：0.01%以上1.0%以下所組成之族群中的1種或2種元素。

此外，以質量%表示亦可含有，選自Sb：0.0005%以上0.0150%以下，Sn：0.005%以上2.0%以下，Zn：0.0005%以上0.5%以下，Te：0.0003%以上0.2%以下，Bi：0.005%以上0.5%以下，以及Pb：0.005%以上0.5%以下所組成之族群中的1種或2種以上的元素。

此外，以質量%表示亦可含有，選自Mg：0.0002%以上0.003%以下，Ca：0.0003%以上0.003%以下，Zr：0.0003%以上0.005%以下，以及REM：0.0003%以上0.005%以下所組成之族群中的1種或2種以上的元素。

此外，以質量%表示亦可含有，選自Ni：0.05%以上2.0%以下，及Cu：0.01%以上2.0%以下所組成之族群中的1種或2種元素。

發明效果

[0011]若利用本發明之高周波淬火用鋼，因為C含量為0.40%以上0.75%以下，且Al含量為超過0.10～3.0%，所以可以在維持高周波淬火用鋼之強度的同時改善被削性。

所以，在本發明中，提供一種可以將特別是使用在齒輪或汽車用的CVT或CVJ等零件的製造步驟從滲碳處理轉換到高周波淬火處理的鋼。

【圖式簡單說明】

[0012]第1圖為鋼材的Al量與工具壽命之關係的示意圖。

【實施方式】

較佳實施例之詳細說明

[0013]以下，關於本發明之實施形態做詳細說明。

對限定本發明之鋼成分的理由做說明。這裡，成分的含單單位之%意味著質量%。

[0014]C：0.40%以上0.75%以下

C有確保高周波淬火後的表面硬度之作用和確保鋼(芯

部)的所需之強度的作用。C的含量若低於0.40%，就無法獲得由前述作用產生的所需效果。另一方面，若含C超過0.75%，韌性就會劣化，壓延材料會產生季裂等製造上的問題。所以，C含量定在0.40%~0.75%，為較安定地確保上述效果，以調整到0.50%~0.65%為佳。

[0015] Al：超過0.10~3.0%

Al是本發明之鋼中最重要的元素，所以做詳細說明。

製造調整成分到，含有C：0.50%以上0.60%以下，Si：0.002%以上0.80%以下，Mn：0.50%以上0.9%以下，S：0.005%以上0.1%以下，Al：0.010%以上3.5%以下，N：0.001%以上0.035%以下，以及P：0.030%以下，且剩餘部分含有Fe及不可避免的雜質之，很多的鑄錠，製造50φ的壓延坯料。這樣調整成分使壓延坯料的硬度在200~220HV左右的範圍內。由這些坯料製作45φ×15mm的圓盤試料。

對於這些試料以示於表1之條件進行被削性試驗(片山昌 著「失敗しない被削材・工具材の見方・選び方」日刊工業報社，東京，2007年發行P.27記載的試驗方法)。以一定的鑽頭轉速(m/min)，在圓盤試料鑽開總深度1000mm的孔。切削中鑽頭沒有破損時，使用新鑽頭，以更快的鑽頭轉數鑽開總深度1000mm的孔。將該操作進行到切削中鑽頭發生破損為止。然後，將切削中鑽頭沒有破損的轉數之中，最大的轉數(利用鑽頭使孔的總深度達到1000mm之最大的切削速度(m/min))用於被削性的評估。這是評估工具壽命的試驗，可知最大的切削速度越快，工具就越不容易破

損，鋼的被削性優良。

[0016][表1]

切削條件	鑽頭
切削速度 10~90m/min	φ3mm
進給0.25mm/rev 使用水溶性切削油	NACHI(商標)高速鋼鑽頭 (不二越社(NACHI-FUJIKOSHI CORPORATION) 製的型號SD3.0的鑽頭)

[0017]試驗結果示於第1圖。由第1圖得知，Al量為超過0.10%3.0%以下時，可獲得優良的工具壽命。

由上述的實驗結果來看，用以提高工具壽命的Al量要為超過0.10%3.0%以下。

[0018]雖然獲得這種頗有意思的結果之詳細原因並不清楚，惟本發明人等在利用EPMA或歐傑電子分光法對切削試驗後的工具表面進行調查後，得知在新品的工具表面未觀察到，卻在切削後的工具表面生成了 Al_2O_3 。由該事項，推測鋼中的Al係在切削中附著到工具表面，且與空氣中的氧或切削油中含有的氧或高速鋼(高速工具鋼)鑽頭表面的蒸氣氧化處理膜(Fe_3O_4)(蒸氣氧化處理亦稱為水蒸氣處理，是為賦予工具耐蝕性等，在水蒸氣中施行熱處理，以生成厚數 μm 之鐵氧化膜的處理。參見：日本熱處理技術協會 編著：「熱處理技術便覽」日刊工業報社、東京、2000年發行P.569記載)中的氧發生反應，在工具表面生成了硬質的 Al_2O_3 膜。

Al_2O_3 硬度約3000HV，比高速鑽頭工具鋼(硬度約700HV)還硬，不易磨損。另外，通常，在鋼材與工具為相同材質(鐵)時，在接觸部分會產生黏著，工具容易發生磨損

(黏著磨損)。對於此，若以 Al_2O_3 為介質，就可以降低相同材質(鐵)彼此的接觸，抑制工具的磨損。因此，推測該 Al_2O_3 通過抑制黏著磨損提高了工具壽命。

在習知的含Pb快削鋼中，因為Pb的熔點低至約 330°C ，所以會因切削加工中的升溫容易地熔融，在工具和切屑的界面產生潤滑作用並抑制黏著。此外，因Pb熔融導致延性下降，所以容易在刀口附近引起延性破壞，使得切削時所必要的塑性加工能量小，被削性因而提高。但是，對健康不利，不使用Pb的快削元素乃受到需求。在習知的含S快削鋼中，被削性因MnS在高溫下大幅變形並附著到工具與切屑的界面所產生之潤滑作用和，MnS在工具刀口成為破壞的起點促進延性破壞這兩個效果而提高。但是，MnS在熱鍛時會被展延，所以有使得對鍛造方向呈垂直的方向之延韌性等的機械特性降低的問題。

與此相對，本發明的鋼中，在工具表面形成 Al_2O_3 膜，認為工具的磨損受到抑制。

一般而言，在鋼材之硬度高的情形，工具壽命會下降，若比較相同程度的硬度之鋼材，本發明的鋼有延長工具壽命的效果。

Al量的合適範圍為0.11%以上3.0%以下。較佳的是，Al量為0.15%以上2.9%以下，更好的是，Al量為0.2%以上1.1%以下。

[0019]本實施態樣係高周波淬火用鋼，高周波淬火時，通常係在A1點(從肥粒鐵相(α 相)向沃斯田鐵相(γ 相)的轉變

點)以上的溫度加熱鋼的表面2~3mm之厚度，接著進行水冷。藉此，在表面層形成麻田散鐵(硬度約600HV以上)。

[0020] Al含量增多，Al點就會升高，惟Al含量超過3.0%時，高周波淬火時獲致不會發生相變。因此，從高周波淬火的點來看，也必須將Al含量設在3.0%以下。

另外，Al通常是作為脫氧材料發揮機能，其結果，約0.001~0.002%的 Al_2O_3 殘留在鋼中。這裡，形成 Al_2O_3 的Al為 $27 \times 2 / (27 \times 2 + 16 \times 3)$ 。剩餘Al的一部分與N結合，形成AlN。形成AlN的Al難以固溶，推測與空氣中的氧、切削油中含有的氧或高速鋼鑽頭表面的蒸氣氧化處理膜(Fe_3O_4)中的氧難以反應。

因此，固溶Al的含量(除AlN以外的Al量)以超過0.1%為佳。故此，以滿足以下的關係式為佳。

$$[\% \text{Al}] - (27/14) \times [\% \text{N}] - 0.001 > 0.10\%$$

這裡，式中，[]意味著元素的含量(質量%)。另外，上述式為製造鋼時施行熱處理等，假定鋼中的N全部與Al結合所得之式。

[0021] Si：0.002%以上3.0%以下

Si在以製鋼時的脫氧材料之形式含有的同時也是提高鋼材強度的元素，根據要求強度調節其含量。但是，為使Si含量有效發揮脫氧作用，必須有0.002%以上的含量。另一方面，超過3.0%時，在鋼材的韌性、延性降低的同時，鋼中有硬質夾雜物大量生成，鋼材的被削性也會下降。因此，Si含量定在0.002%以上3.0%以下。Si量的合適範圍為

0.3%以上3.0%以下。較佳的是，Si量為0.4%以上2.5%以下，更好的是，Si量為0.5%以上2.2%以下。Si量若為0.6%以上2.1%以下，則強度優異。Si量若為0.8%以上2.0%以下，則強度更加優異。

[0022] Mn：0.20～2.0%

Mn與Si同樣為提高鋼材強度的元素，根據要求強度調節其含量。因此，為有效發揮該作用，必須確保0.20%以上的含量。但是，Mn含量超過2.0%時，淬火性過於提高，製造坯料時促進變韌鐵組織或島狀麻田散鐵組織的生成，加工性會變得下降。因此，Mn的範圍為0.20%以上2.0%以下。

切削本實施態樣的鋼以製作零件形狀，之後，進行高周波淬火時，直至切削步驟為止鋼都比較軟，宜藉高周波淬火達到所需的硬度。為實現這種優良的加工性，Mn的含量以0.40～1.5%為佳，0.45～1.0%更好。

[0023] S：0.002%以上0.1%以下

為確保最低限度的被削性，S必須在0.002%以上。另一方面，含有S超過0.1%時，會導致韌性和疲勞強度的劣化。因此，S設在0.002%以上0.1%以下。用於齒輪之用途時，S含量以0.005～0.06%為佳，0.01～0.05%更好。

[0024] P：0.030%以下

P會使硬化層的韌性劣化。特別是在P含量超過0.030%時，會招致顯著的韌性劣化，所以P含量定在0.030%以下。P含量宜調整到0.0001%～0.030%為佳，0.0001%～0.020%更好。

[0025]N：0.035%以下

超過0.035%之N的添加，會使熱脆性顯著劣化，壓延鋼材的製造變得極為困難。因此，N限制在0.035%以下。

另外，N和Al反應生成AlN，有抑制晶粒粗大化的效果。一般而言，高周波加熱與通常的用熱處理爐之加熱不同，因為加熱時間為極短的時間，所以難以生成那麼大的晶粒。但是，在想要積極地謀求晶粒微細化之情形，N含量宜以0.0001%～0.035%為佳，添加0.001%～0.015%左右之量的N更好。若設在0.002%～0.007%左右的量就更加合適。

[0026]本發明的鋼中，根據需要，宜進一步含有示於以下的元素。

B：0.0004%以上0.005%以下

B在兩點上是重要的元素。一點是賦予鋼淬火性的作用。B若為0.0004%以上，會在沃斯田鐵晶界充分偏析，體現淬火性。以微量獲得淬火性，且在廉價的點上是有用的。另一點是提高結晶晶界的強度之作用。藉高周波淬火硬化表層，會發生脆化且在結晶晶界發生破壞。B有抑制該情形的作用。因為此時也必須在沃斯田鐵晶界充分偏析，所以必須要0.0004%以上的添加。超過0.005%的添加反而使鋼材變脆。因此，B為0.0004%以上0.005%以下。

特別是在本發明之鋼中，因為Al含量超過0.1%，BN就不易生成，所以容易獲得上述B之作用效果。

B含量以0.0005～0.004%為佳，0.001～0.0035%更好。此時，可以形成不僅淬火性優良，機械特性亦優的鋼。

[0027] Ti：0.004%以上0.10%以下

Ti在兩點上是重要的元素。一點是將高周波加熱後的結晶粒徑微細化的作用。另一點是藉使N以TiN的形式析出，抑制因BN生成造成的固溶B量減少的作用。通常，後者的目的中，Ti的添加量必須達到N量的3.43倍，惟在本發明之鋼中，因為大量含有Al，所以並不必須那麼多的Ti量。Ti含量不足0.004%時，兩者的效果小。另一方面，Ti含量超過0.10%時，生成粗大的Ti夾雜物，成為疲勞破壞的起點。因此，Ti含量為0.004%以上0.10%以下。

Ti含量以0.005～0.08%為佳，0.01～0.03%更好。此時，固溶B的淬火性得到有效地發揮，結晶晶粒亦可微細化。

[0028] Cr：0.05%以上1.50%以下及Mo：0.05%以上0.6%以下所組成之族群中選出的1種或2種

Cr和Mo是提高鋼材強度的元素，根據要求強度及零件的尺寸含有所需量亦可。

但是，Cr量不足0.05%時，無法獲得前述作用產生的所需效果。另一方面，Cr含量超過1.50%時，淬火性過分提高，坯料(鋼)的製造時變韌鐵組織或島狀麻田散鐵組織的生成受到促進，加工性變得下降。因此，添加時設在0.05%以上1.50%以下。但是，高周波加熱時會容易使雪明碳鐵溶解，在必須均勻地固溶C之情形，Cr含量以0.05%以上0.2%以下為佳。

Mo不足0.05%就無法獲得效果。另一方面，Mo含量超過0.6%時，淬火性就會過分提高，坯料(鋼)的製造時變韌

鐵組織或島狀麻田散鐵組織的生成受到促進，加工性變得下降。因此，添加時設在0.05%以上0.6%以下。

在使鋼材的強度提高之目的的情形，由於Cr和Mo有共同的作用，亦可添加任1種或2種。

[0029]從Nb：0.005%以上0.2%以下，以及V：0.01%以上1.0%以下所組成之族群中選出的1種或2種

Nb和V在鋼中藉由析出碳氮化物來鎖住結晶晶界，並使晶粒微細化。其結果，提高結晶晶界的強度。

Nb不足0.005%時，因為析出量少，晶粒成長的抑制力不足，另一方面，Nb超過0.2%時，鋼的熱脆性增加，製造變得困難。因此，Nb設在0.005%以上0.2%以下。

V不足0.01%時，因為析出量少，晶粒成長的抑制力不足。另一方面，V超過1.0%時，鋼的熱脆性增加，製造變得困難。因此，V設在0.01%以上1.0%以下。

由於Nb和V是發揮同樣作用的元素，所以添加任1種或2種亦可。

[0030]從Ni：0.05%以上2.0%以下及Cu：0.01%以上2.0%以下所組成之族群中選出的1種或2種

Ni和Cu都是鋼的提高鋼材強度之元素，根據要求強度及零件的尺寸亦可添加所需量。

但是，Ni含量不足0.05%時，無法獲得前述作用產生的所需效果。另一方面，Ni含量超過2.0%時，淬火性過分提高，坯料(鋼)的製造時變韌鐵組織或島狀麻田散鐵組織的生成受到促進，加工性變得下降。因此，Ni為0.05%以上2.0%

以下。

Cu含量不足0.01%時，無法獲得前述作用產生的所需效果。另一方面，Cu含量超過2.0%時，淬火性過分提高，坯料(鋼)的製造時變韌鐵組織或島狀麻田散鐵組織的生成受到促進，加工性變得下降。因此，Cu為0.01%以上2.0%以下。再者，由於Cu也有引起熱脆性的弊端，所以在添加Cu時，宜同時添加Cu的1/2左右量的Ni。

[0031]此外，在提高被削性時，在上述各成分以外，可以添加選自Sb：0.0005%~0.0150%、Sn：0.005%~2.0%、Zn：0.0005%~0.5%、Te：0.0003%~0.2%、Bi：0.005%~0.5%及Pb：0.005%~0.5%組成之族群中的1種或2種以上的元素。

[0032]Sb：0.0005%以上0.0150%以下

Sb會適度脆化肥粒鐵，使被削性提高。Sb含量不足0.0005%時，無法看到效果。而若Sb含量超過0.0150%，Sb的宏觀偏析會變得過多，鋼的製造變得困難。所以添加Sb時，其含量為0.0005%以上0.0150%以下。

[0033]Sn：0.005%以上2.0%以下

Sn在使肥粒鐵脆化，延長工具壽命的同時，有使表面粗糙度提高的效果。但是，Sn含量不足0.005%時，無法看到該效果。而Sn含量超過2.0%時，鋼的製造變得困難。因此，添加Sn時，其含量為0.005%以上2.0%以下。

[0034]Zn：0.0005以上0.5%以下

Zn在使肥粒鐵脆化，延長工具壽命的同時，有使表面

粗糙度提高的效果。但是，Zn含量不足0.0005%時，無法看到該效果。而Zn含量超過0.5%時，鋼的製造變得困難。因此，添加Zn時，其含量為0.0005%以上0.5%以下。

[0035] Te：0.0003以上0.2%以下

Te是提高被削性的元素。另外，以生成MnTe或與MnS共存的形式降低MnS的變形能，有抑制MnS形狀的延伸之作用。這樣，Te是降低異向性的有效元素。但是，Te含量不足0.0003%時，無法看到這些效果。而Te含量超過0.2%時，不僅該效果飽和，熱延性還會降低，成為開裂的原因。故此，添加Te時，其含量為0.0003%以上0.2%以下。

[0036] Bi：0.005以上0.5%以下

Bi是提高被削性的元素。但是，Bi含量不足0.005%時，無法獲得該效果。而Bi含量超過0.5%時，不僅被削性提高效果飽和，還會降低熱延性，成為開裂的原因。故此，添加Bi時，其含量為0.005%以上0.5%以下。

[0037] Pb：0.005以上0.5%以下

Pb是提高被削性的元素。但是，Pb含量不足0.005%時，無法看到該效果。而Pb含量超過0.5%時，不僅被削性提高效果飽和，還會降低熱延性，成為開裂的原因。故此，添加Pb時，其含量為0.005%以上0.5%以下。

[0038] 此外，在對MnS進行形態控制時，可以添加選自Mg：0.0002%以上0.003%以下，Ca：0.0003%以上0.003%以下，Zr：0.0003%以上0.005%以下，以及REM：0.0003%以上0.005%以下所組成之族群中的1種或2種以上。

[0039] Mg : 0.0002~0.003%

在鋼零件中存在之伸長的MnS會給予鋼零件之機械特性異向性，同時有成爲金屬疲勞之破壞起點的缺點。依據零件，有時會極度地要求疲勞強度，此時，爲了控制MnS的形態，添加Mg是有效的。Mg在鋼中生成(Mg,Mn)S，且成爲硬質，在壓延中不會延伸所以可以進行形態控制。爲對MnS進行形態控制，Mg必須至少含有0.0002%。另一方面，Mg含量超過0.003%時，氧化物發生粗大化，反而使疲勞強度劣化。因此，添加Mg時，其含量爲0.0002~0.003%。

[0040] Ca : 0.0003~0.003%

Ca也是對MnS形態控制有效的元素。Ca在鋼中生成(Ca,Mn)S，且成爲硬質，在壓延中不會延伸所以可以進行形態控制。爲對MnS進行形態控制，Ca必須至少含有0.0003%。另一方面，Ca含量超過0.003%時，氧化物發生粗大化，反而使疲勞強度劣化。因此，添加Ca時，其含量爲0.0003~0.003%。

[0041] Zr : 0.0003~0.005%

Zr也是對MnS形態控制有效的元素。Zr在鋼中生成(Zr,Mn)S，且成爲硬質，在壓延中不會延伸所以可以進行形態控制。爲對MnS進行形態控制，Zr必須至少含有0.0003%。另一方面，Zr含量超過0.005%時，氧化物發生粗大化，反而使疲勞強度劣化。因此，添加Zr時，其含量爲0.0003~0.005%。

[0042] REM : 0.0003~0.005%

REM也是對MnS形態控制有效的元素。REM在鋼中生成(REM,Mn)S，且成爲硬質，在壓延中不會延伸所以可以進行形態控制。爲對MnS進行形態控制，REM必須至少含有0.0003%。另一方面，REM含量超過0.005%時，氧化物發生粗大化，反而使疲勞強度劣化。因此，添加REM時，其含量爲0.0003～0.005%。

再者，REM表示稀土類金屬元素，爲選自Sc，Y，La，Ce，Pr，Nd，Pm，Sm，Eu，Gd，Tb，Dy，Ho，Er，Tm，Yb，及Lu中的1種以上。

[0043]本發明的鋼若具有上述成分，就可以達到上述作用效果。爲此，本發明之鋼的製造條件不作特殊限定，可以用通常的方法加以製造。通常，本發明之鋼係將經過成分調整的鋼坯進行熱軋或冷軋後所製得之壓延材料。

[0044]本發明之鋼是被削性極其優異的鋼，在處於實施的步驟(使用該鋼製作零件等之製品的步驟)，是將壓延材料(本發明之鋼)進行切削，製作零件形狀，接著進行高周波淬火之情形；鍛造壓延材料之後進行切削，製作零件形狀，接著進行高周波淬火之情形；還有在切削前施行退火等當然都是可以的。另外，高周波淬火前亦可藉由軟氮化進一步提高高周波淬火後的表層硬度，那樣的步驟亦可應用於本發明之鋼。另外，將前述的複數種步驟進行組合製造零件的鋼亦同。

實施例

[0045]以下，利用實施例進一步詳細地說明本發明，惟

這些實施例並非限定本發明的性質，依據前述、後述的主旨做設計改變的任一項均包含於本發明之技術範圍。

以下，基於實施例詳細地說明本發明。

溶解、壓延示於表2～4的鋼，製作50 ϕ 的棒鋼。

[0046][表2]

區分	編號	鋼材的成分(質量%)																其他元素
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	B	Ti	Cr	Mo	Nb	V	Ni	Cu	Pb	
發明例	1A	0.43	0.68	0.42	0.026	0.047	0.150	0.0023										
發明例	1B	0.44	0.71	0.41	0.025	0.040	0.108	0.0023										
比較例	1C	0.45	0.26	0.64	0.017	0.020	0.070	0.0051										
比較例	1D	0.35	0.25	0.65	0.017	0.017	0.110	0.0051										
發明例	2A	0.50	0.45	0.53	0.011	0.013	0.140	0.0031									0.12	
比較例	2B	0.50	0.45	0.53	0.012	0.015	0.065	0.0031									0.12	
發明例	3A	0.51	0.39	0.52	0.020	0.018	0.110	0.0029										
發明例	3B	0.53	0.05	0.70	0.018	0.052	0.139	0.0044										
發明例	3C	0.55	0.20	0.64	0.013	0.012	0.200	0.0060					0.022					
發明例	3D	0.52	0.59	0.59	0.030	0.048	0.120	0.0062					0.021					
比較例	3E	0.52	0.59	0.59	0.020	0.045	0.052	0.0062										
發明例	4A	0.51	0.72	0.53	0.009	0.020	0.120	0.0050										Sb:0.01
比較例	4B	0.51	0.72	0.53	0.009	0.020	0.044	0.0050										
發明例	5A	0.56	0.05	0.55	0.024	0.027	0.123	0.0071										Bi:0.011
比較例	5B	0.56	0.05	0.55	0.010	0.022	0.052	0.0130										Bi:0.011
發明例	6A	0.65	0.05	0.39	0.014	0.022	1.300	0.0048										
比較例	6B	0.57	0.19	0.75	0.014	0.018	0.078	0.0072										

[0047][表3]

區分	編號	鋼材的成分(質量%)																其他元素
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	B	Ti	Cr	Mo	Nb	V	Ni	Cu	Pb	
發明例	7A	0.55	0.38	0.68	0.026	0.032	0.146	0.0078										Sn:0.05
比較例	7B	0.55	0.38	0.68	0.011	0.027	0.065	0.0078										Sn:0.05
發明例	8A	0.53	0.29	0.50	0.010	0.018	0.116	0.0077			0.18							
發明例	8B	0.51	0.60	0.80	0.014	0.008	0.160	0.0130										
發明例	8C	0.59	0.29	0.61	0.018	0.013	0.148	0.0065							0.35	0.50		
發明例	8D	0.55	0.53	0.76	0.010	0.018	0.172	0.0026		0.057								
發明例	8E	0.56	0.67	0.66	0.022	0.022	0.128	0.0065										
發明例	8F	0.59	0.27	0.63	0.021	0.011	0.153	0.0062	0.0025	0.030	0.46							
發明例	8G	0.53	0.67	0.87	0.017	0.051	0.189	0.0074										
發明例	8H	0.53	0.60	0.95	0.018	0.050	0.250	0.0038										
比較例	8i	0.59	0.74	0.43	0.021	0.051	0.063	0.0056										
比較例	8J	0.56	0.61	0.70	0.016	0.050	3.320	0.0071										
發明例	9A	0.56	0.58	0.80	0.010	0.032	0.180	0.0043										Zn:0.06
比較例	9B	0.56	0.58	0.80	0.015	0.033	0.071	0.0043										Zn:0.06
發明例	10A	0.59	0.56	0.73	0.010	0.017	0.136	0.0053	0.0021									
發明例	10B	0.53	0.66	0.97	0.009	0.018	0.195	0.0070										
發明例	10C	0.60	1.25	0.54	0.014	0.023	0.125	0.0041										
比較例	10D	0.60	1.25	0.54	0.011	0.027	0.072	0.0041										

[0048][表4]

區分	編號	鋼材的成分(質量%)													其他元素		
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	B	Ti	Cr	Mo	Nb	V	Ni	Cu	Pb
發明例	11A	0.58	1.42	0.53	0.012	0.032	0.130	0.0061									Zr:0.001
發明例	11B	0.60	1.53	0.41	0.016	0.018	0.102	0.0003									
發明例	11C	0.62	1.39	0.55	0.019	0.025	1.250	0.0053									REM:0.002
發明例	11D	0.59	1.57	0.58	0.001	0.062	0.155	0.0043									Mg:0.001
發明例	11E	0.69	0.58	0.85	0.010	0.013	0.200	0.0160									
發明例	11F	0.64	1.30	0.60	0.009	0.050	0.183	0.0042									
發明例	11G	0.59	2.02	0.45	0.011	0.025	0.119	0.0044					0.022				Ca:0.0009
比較例	11H	0.74	0.20	0.67	0.025	0.044	0.083	0.0160									
發明例	12A	0.51	0.49	1.80	0.012	0.026	0.107	0.0021									Te:0.0011
比較例	12B	0.51	0.49	1.80	0.009	0.003	0.070	0.0021									Te:0.0011
發明例	13A	0.51	1.00	2.00	0.012	0.019	1.420	0.0055	0.0019								
發明例	13B	0.61	2.92	0.21	0.018	0.012	0.110	0.0039									
發明例	13C	0.74	0.05	0.50	0.014	0.020	0.184	0.0048						0.21			
比較例	13D	0.55	1.20	0.60	0.013	0.019	0.045	0.0048						0.21			
比較例	13E	0.47	3.30	0.55	0.013	0.013	0.058	0.0053									
比較例	14	0.78	0.20	0.67	0.025	0.044	0.166	0.0073									

[0049]切斷壓延後的鋼材，並掩膜橫斷面後，在距表面12.5mm深的位置用荷重10kg進行3點的維氏硬度測定，求得平均硬度。

一方面，由這些坯料(壓延後的鋼材)製作 $45\phi\times 15\text{mm}$ 的圓盤試料。對於這些圓盤試料，用示於表1之條件進行被削性試驗。如前所述，求取利用鑽頭產生的孔之總深度達到1000mm的最大切削速度(m/min)，評估被削性。這是評估工具壽命的試驗。

另一方面，由這些坯料製作 $17.5\phi\times 52.5\text{mm}$ 的圓柱試料。對於這些圓柱試料，用硬化層深度為2mm之條件進行高周波淬火。之後，切斷、研磨橫斷面，在距表層0.5mm的部位用300g的荷重進行10點的維氏硬度測定，求得表層硬度的平均值。特別是在使用於齒輪等的各種零件之情形，這是評估高周波淬火用鋼之強度的指標。

將利用試驗所得之壓延鋼材的平均硬度、工具壽命及高周波淬火後的表層平均硬度之結果示於表5，6。

[0050][表5]

區分	編號	鋼材硬度 (HV)	壓延鋼材的 工具壽命 (m/min)	高周波淬火後 的表層硬度 (HV)
發明例	1A	150~180	130	650
發明例	1B	150~180	125	658
比較例	1C	150~180	110	665
比較例	1D	150~180	130	587
發明例	2A	180~200	135	703
比較例	2B	180~200	115	703
發明例	3A	180~200	105	710
發明例	3B	180~200	115	720
發明例	3C	180~200	110	738
發明例	3D	180~200	110	715
比較例	3E	180~200	90	715
發明例	4A	180~200	110	712
比較例	4B	180~200	80	712
發明例	5A	180~200	125	740
比較例	5B	180~200	105	740
發明例	6A	200~220	100	800
比較例	6B	200~220	80	747
發明例	7A	200~220	110	735
比較例	7B	200~220	90	735
發明例	8A	200~220	95	721
發明例	8B	200~220	100	705
發明例	8C	200~220	100	765
發明例	8D	200~220	100	736
發明例	8E	200~220	100	739
發明例	8F	200~220	100	761
發明例	8G	200~220	100	725
發明例	8H	200~220	100	722
比較例	8i	200~220	75	760
比較例	8J	200~220	75	590

[0051][表6]

區分	編號	鋼材硬度 (HV)	壓延鋼材的 工具壽命 (m/min)	高周波淬火後 的表層硬度 (HV)
發明例	9A	200~220	90	742
比較例	9B	200~220	70	742
發明例	10A	220~240	80	760
發明例	10B	220~240	80	719
發明例	10C	220~240	80	768
比較例	10D	220~240	60	768
發明例	11A	240~260	60	755
發明例	11B	240~260	55	768
發明例	11C	240~260	60	781
發明例	11D	240~260	60	762
發明例	11E	240~260	60	824
發明例	11F	240~260	60	794
發明例	11G	240~260	55	762
比較例	11H	240~260	35	853
發明例	12A	240~260	55	709
比較例	12B	240~260	40	709
發明例	13A	270~280	25	708
發明例	13B	270~280	20	775
發明例	13C	270~280	5	853
比較例	13D	270~280	5	736
比較例	13E	270~280	5	680
比較例	14	壓延材料發生季裂		

[0052]就壓延鋼材的每一個硬度水準比較本發明例和比較例之試驗結果。這是因為被削性會受硬度的影響，所以如果不用硬度大致相同的鋼材來做比較就沒有意義了。試料號碼(編號)的數字相同的，意味著壓延鋼材的硬度水準相同。

編號1A，1B是本發明例。工具壽命優良，而且表層硬

度也在HV600以上，是獲得足夠強度特性的鋼材。編號1C，1D是比較例。由於編號1C的Al量低於本發明範圍，是工具壽命降低之例。編號1D雖然Al量在本發明範圍內所以工具壽命優良，惟因C量低於本發明範圍，所以是高周波淬火後之表層硬度降低之例。

編號2A是本發明例。Al量在本發明範圍內，且亦含有Pb，所以工具壽命優良。而且表層硬度也在HV600以上，是獲得足夠強度特性的鋼材。編號2B是比較例。因為Al量低於本發明範圍，所以是工具壽命劣化之例。

編號3A，3B，3C，3D是本發明例。工具壽命優良，且表層硬度也在HV600以上，是獲得足夠強度特性的鋼材。編號3E是比較例。因為Al量低於本發明範圍，所以是工具壽命劣化之例。

編號4A是本發明例。Al量在本發明範圍內，且亦含有Sb，所以工具壽命優良。而且表層硬度也在HV600以上，是獲得足夠強度特性的鋼材。編號4B是比較例。因為Al量低於本發明範圍，所以是工具壽命劣化之例。

編號5A是本發明例。Al量在本發明範圍內，且亦含有Bi，所以工具壽命優良。而且表層硬度也在HV600以上，是獲得足夠強度特性的鋼材。編號5B是比較例。因為Al量低於本發明範圍，所以是工具壽命劣化之例。

編號6A是本發明例。工具壽命優良，且表層硬度也在HV600以上，是獲得足夠強度特性的鋼材。編號6B是比較例。因為Al量低於本發明範圍，所以是工具壽命劣化之例。

編號7A是本發明例。Al量在本發明範圍內，且亦含有Sn，所以工具壽命優良。而且表層硬度也在HV600以上，是獲得足夠強度特性的鋼材。編號7B是比較例。因為Al量低於本發明範圍，所以是工具壽命劣化之例。

編號8A，8B，8C，8D，8E，8F，8G，8H是本發明例。工具壽命優良，且表層硬度也在HV600以上，是獲得足夠強度特性的鋼材。編號8i是比較例。因為Al量低於本發明，所以是工具壽命劣化之例。編號8J是比較例。因為Al量高於本發明，所以是工具壽命劣化之例。

編號9A是本發明例。Al量在本發明範圍內，且亦含有Zn，所以工具壽命優良。而且表層硬度也在HV600以上，是獲得足夠強度特性的鋼材。編號9B是比較例。因為Al量低於本發明範圍，所以是工具壽命劣化之例。

編號10A，10B，10C是本發明例。工具壽命優良，且表層硬度也在HV600以上，是獲得足夠強度特性的鋼材。編號10D是比較例。因為Al量低於本發明，所以是工具壽命劣化之例。

編號11A，11B，11C，11D，11E，11F，11G是本發明例。因為Al量在本發明範圍內，所以工具壽命優良。而且表層硬度也在HV600以上，是獲得足夠強度特性的鋼材。編號11H是比較例。因為Al量低於本發明範圍，所以是工具壽命劣化之例。

編號12A是本發明例。Al量在本發明範圍內，且亦含有Te，所以工具壽命優良。而且表層硬度也在HV600以上，

是獲得足夠強度特性的鋼材。編號12B是比較例。因為Al量低於本發明，所以是工具壽命劣化之例。

編號13A，13B，13C是本發明例。工具壽命優良，且表層硬度也在HV600以上，是獲得足夠強度特性的鋼材。編號13D是比較例。因為Al量低於本發明範圍，所以是工具壽命劣化之例。編號13E是比較例。因為含有Si超過本發明範圍，所以硬質夾雜物增加，是工具壽命劣化之例。

編號14是比較例。因為含有C超過本發明範圍，所以是韌性劣化，且壓延後會產生季裂之例。

產業之可利用性

[0053]本發明的高周波淬火用鋼可以適當地用作為對鋼施行切削等之加工處理，接著進行高周波淬火的零件等的製品之製造步驟中所適用的坯料的鋼。特別是合適地應用作為目的是要進行高周波淬火以製造使用於齒輪或汽車用CVT或CVJ等中的零件的鋼。

【符號說明】

(無)

申請專利範圍

1. 一種高周波淬火用鋼，其特徵在於以質量%計含有

C：0.50%以上0.75%以下，

Si：0.002%以上3.0%以下，

Mn：0.20以上2.0%以下，

S：0.002%以上0.1%以下，

Al：超過0.10%3.0%以下，

P：0.030%以下，以及

N：0.035%以下；

並進一步含有從

B：0.0004%以上0.005%以下，

Ti：0.004%以上0.10%以下，

Cr：0.05%以上1.50%以下，

Mo：0.05%以上0.6%以下

Nb：0.005%以上0.2%以下，

V：0.01%以上1.0%以下，

Sb：0.0005%以上0.0150%以下，

Sn：0.005%以上2.0%以下，

Zn：0.0005%以上0.5%以下，

Te：0.0003%以上0.2%以下，

Bi：0.005%以上0.5%以下，

Pb：0.005%以上0.5%以下，

Mg：0.0002%以上0.003%以下，

Ca：0.0003%以上0.003%以下，

Zr：0.0003%以上0.005%以下，

REM：0.0003%以上0.005%以下

Ni：0.05%以上2.0%以下，以及

Cu：0.01%以上2.0%以下所組成之族群中選出的1
種以上之元素；

剩餘部分則含有Fe及不可避免的雜質；

並且，該高周波淬火用鋼滿足下述之關係式(1)：

$$[\%Al] - (27/14) \times [\%N] - 0.001 > 0.10\% \cdots \cdots (1)$$

於此，式中[%Al]及[%N]各自意指Al及N之含量(質量%)。

第 1 圖

