



(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 I470089 B

(45)公告日：中華民國 104 (2015) 年 01 月 21 日

(21)申請案號：097143491

(22)申請日：中華民國 97 (2008) 年 11 月 11 日

(51)Int. Cl. : C22C38/04 (2006.01)

C22C38/06 (2006.01)

C22C38/12 (2006.01)

C22C38/14 (2006.01)

C22C38/28 (2006.01)

C22C38/34 (2006.01)

(30)優先權：2008/02/26 日本

2008-045140

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

日本

(72)發明人：久保田學 KUBOTA, MANABU (JP)；寺本真也 TERAMOTO, SHINYA (JP)

(74)代理人：惲軼群；陳文郎

(56)參考文獻：

JP 2000-73141A

JP 2007-277705A

US 6632296B2

US 6858101B1

審查人員：黃振東

申請專利範圍項數：4 項 圖式數：1 共 26 頁

(54)名稱

截斷分離性及切削性優異之熱鍛造用非調質鋼及熱軋鋼材以及熱鍛造非調質鋼零件

(57)摘要

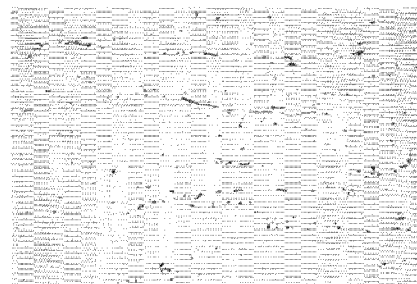
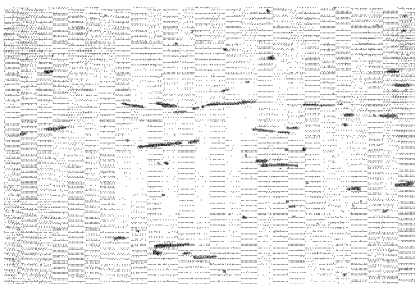
本發明可不損及製造性及機械性質，且不添加 Pb 等，而提供一種截斷分離性及切削性優異之熱鍛造用非調質鋼及熱軋鋼材，以及熱鍛造非調質鋼零件。

前述熱鍛造用非調質鋼以質量百分比表示，則含有 C：超過 0.35%~0.60%、Si：0.50~2.50%、Mn：0.20~2.00%、P：0.010~0.150%、S：0.040~0.150%、V：0.10~0.50%、Zr：0.0005~0.0050%、Ca：0.0005~0.0050%、N：0.0020~0.0200%，並限制 Al：小於 0.010%，且其餘部分實質上由 Fe 及不可避免之雜質所構成。

## 第1圖

(a)

(b)



50 μm



# 發明專利說明書

双面影印

(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： 97143491

C22C38/04(2006.01)

※申請日： 97.11.11

※IPC 分類：C22C38/06(2006.01)

C22C38/12(2006.01)

一、發明名稱：(中文/英文)

C22C38/14(2006.01)

C22C38/28(2006.01)

C22C38/34(2006.01)

截斷分離性及切削性優異之熱鍛造用非調質鋼及熱軋鋼材以及熱鍛造非調質鋼零件

二、中文發明摘要：

本發明可不損及製造性及機械性質，且不添加Pb等，而提供一種截斷分離性及切削性優異之熱鍛造用非調質鋼及熱軋鋼材，以及熱鍛造非調質鋼零件。

前述熱鍛造用非調質鋼以質量百分比表示，則含有C：超過0.35%~0.60%、Si：0.50~2.50%、Mn：0.20~2.00%、P：0.010~0.150%、S：0.040~0.150%、V：0.10~0.50%、Zr：0.0005~0.0050%、Ca：0.0005~0.0050%、N：0.0020~0.0200%，並限制Al：小於0.010%，且其餘部分實質上由Fe及不可避免之雜質所構成。

三、英文發明摘要：

**四、指定代表圖：**

(一)本案指定代表圖為：第 ( 1 ) 圖。

(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：**

## 六、發明說明：

### 【發明所屬之技術領域】

#### 發明領域

本發明係有關於一種截斷分割而使用之鋼零件所使用  
5 之截斷分離性及切削性優異之熱鍛造用非調質鋼及熱軋鋼  
材，以及熱鍛造非調質鋼零件。

### 【先前技術】

#### 發明背景

最近之汽車引擎用之鍛造零件及底盤用之鍛造零件已  
10 應用可省略調質處理(淬火-回火處理)之熱鍛造用非調質  
鋼。非調質鋼係在熱鍛造後，藉氣冷或風冷即可實現優異  
機械性質之成分業經設計之鋼。

已廣泛應用非調質鋼之零件之一，係引擎用連結桿(以  
下稱為連桿)。所謂之連桿，係可將引擎活塞桿之動作傳達  
15 至曲軸之零件，其由帽蓋與桿部之2零件所構成。連桿可夾  
著曲軸而嵌合帽蓋與桿部，以之作為大端部，再以螺栓固  
結兩者，以對曲軸加以安裝。迄今，連桿係分別鍛造帽蓋  
與桿部後，或藉鍛造一體成形再加以機械裁切後，乃藉機  
械加工以高精度加工帽蓋與桿部之嵌合面而進行製作。  
20 又，為避免嵌合面不吻合，多施以插接加工，而使加工步  
驟更為繁瑣，並使製造成本提高，造成問題。

因此，近年，開始採用將帽蓋與桿部一體成形鍛造後，  
於大端部之內側施以切口加工，再藉冷軋施予衝擊伸展應  
力而截斷分割帽蓋與桿部，而直接以該截斷面為嵌合面加

以利用，以對曲軸加以安裝之工法。該工法可省略嵌合面之機械加工步驟，並可利用斷面之凹凸，亦省略用以防止不吻合之插接加工，故可降低零件之加工成本。進而，不採用插接而可減少嵌合面之面積，故可使連桿本身小型、輕量化。

上述截斷分割連桿已廣泛普及之歐美地區，作為截斷分割連桿用鋼而普及者，係DIN規格之C70S6。其係0.7%C之高碳非調質鋼，而可抑制截斷分離時之尺寸變化，故組織大致整體之延展性、韌性較低，而為波來體組織者。C70S6在截斷時之變形較少，故截斷分離性優異，且與現行之連桿用鋼之中碳非調質鋼之肥粒體、波來體組織相較，其組織較粗大，故降伏比(降伏強度/伸展強度)較低，而有無法應用於要求較高之降伏強度之高強度連桿之問題。此外，波來體組織之切削性亦不佳，故難以普及。

提高降伏比必須降低碳量，並增加肥粒體分率。然而，增加肥粒體分率，將使延展性、韌性提高，而使截斷分割時斷面近旁之塑性變形量增大，並使連桿大端部之內徑之形狀變化量增大，而有截斷分離性降低之問題。另，高強度之非調質連桿用鋼為確保切削性而多添加有Pb，但Pb係增加環境負荷之物質，近年已限制其使用，故有無法實際應用添加有Pb之鋼之問題。即，截斷分割連桿用鋼之問題在於低碳化(高降伏強度)與截斷分離性之兼顧，以及可取代Pb等環境負荷物質之添加而滿足切削性之技術之開發。

為因應上述要求，已提出有截斷分割零件用之材料。

舉例言之，日本特開2002-256394號公報中，已揭露一種可藉調整O與Al及O與N之平衡而使組織微細化之技術。然而，為確保切削性而使用Pb等，便成問題。日本特開2003-193184號公報中，則揭露一種可藉規定C與V量及肥粒體面積比而改善截斷分離性與切削性之技術。然而，肥粒體面積比為20%以下而較低，故降伏比較低，而無法應用於高強度連桿。又，波來體組織之分率較高，故切削性之改善並不充分，而有為確保切削性而使用Pb等之問題。日本特開2003-301238號公報中，則揭露一種可藉規定MnS數而使組織微細化以提高降伏強度，並同時改善截斷分離性之技術。該技術係使等效圓直徑為 $1\mu\text{m}$ 程度之MnS多量分散者。然而，上述多量之S之添加必然造成已朝軋延方向或鍛造方向伸長之粗大且寬高比較大之伸長MnS之產生。若存在上述已伸長且粗大之MnS，將產生稱為「分隔」(SEPERATION)之與MnS之伸長方向平行剝離之龜裂，結果則增加截斷分割時之變形量，反而使截斷分離性降低。且，亦有為確保切削性而使用Pb等之問題。日本特開2000-73141號公報中，則揭露一種藉規定寬 $1\mu\text{m}$ 以上之硫化物系夾雜物數量，進而規定寬高比，而使延展性、韌性降低，而改善截斷分離性之技術。然而，寬 $1\mu\text{m}$ 以上之粗大MnS已多量分散，故將招致熱鍛造時之龜裂發生機率增加，及疲勞特性之降低。且，亦有為確保切削性而使用Pb等之問題。日本特開2005-54228號公報中，已揭露一種可藉將鋼材加熱至接近固相線、液相線之超高溫而使組織明

顯粗大化，以改善截斷分離性之技術。然而，上述超高溫域之鍛造不僅需要新設備之投資以進行加熱，並將招致良率之降低、脫碳或剝落之增加，故其實用性尚存極大之疑慮。

## 5 【發明內容】

發明揭示

本發明有鑑於上述事實，以可不損及製造性及機械性質，且不添加Pb等，而提供一種截斷分離性及切削性優異之熱鍛造用非調質鋼及熱軋鋼材，以及熱鍛造非調質鋼零件為其目的。

10

本發明發現使C、V量適當化而提高截斷分離性，進而同時控制Zr、Ca及Al三成分之添加量，即可使MnS系夾雜物分散成多量、細微狀態，藉此，不致損及機械性質及製造性，即可較習知技術更為提高截斷分離性，同時無須添加Pb等即可改善切削性，而完成本發明，其要旨則如下。

15

另，本發明中所謂「MnS系夾雜物」，係指MnS以外，以MnS為主體，此外亦含有CaMg等硫化物形成元素、C及Ti、Zr等碳硫化物形成元素之夾雜物。

(1)一種截斷分離性及切削性優異之熱鍛造用非調質鋼，以質量百分比表示，其含有C：超過0.35%~0.60%、Si：0.50~2.50%、Mn：0.20~2.00%、P：0.010~0.150%、S：0.040~0.150%、V：0.10~0.50%、Zr：0.0005~0.0050%、Ca：0.0005~0.0050%、N：0.0020~0.0200%，並限制Al：小於0.010%，且其餘部分實質上由Fe及不可避免之雜質所構成。

20

(2)如(1)之截斷分離性及切削性優異之熱鍛造用非調質鋼，以質量百分比表示，其進而含有Cr：0.05~0.25%、Nb：0.005~0.050%、Ti：0.005~0.050%內之1種或2種以上。

5 (3)如(1)或(2)之截斷分離性及切削性優異之熱鍛造用非調質鋼，以質量百分比表示，其進而含有Mg：0.0005~0.0050%。

(4)一種截斷分離性及切削性優異之熱鍛造用非調質鋼熱軋鋼材，由前述(1)、(2)或(3)之鋼成分所構成，熱軋鋼材之1/4直徑位置上寬1 $\mu$ m以上之MnS系夾雜物相對於全部  
10 MnS系夾雜物之存在個數比例為10%以下(包括0%)，MnS系夾雜物之平均寬高比為10以下。

(5)一種截斷分離性及切削性優異之熱鍛造非調質鋼零件，由前述(1)、(2)或(3)之鋼成分所構成，鋼組織之變韌鐵組織分率為3%以下(包括0%)，其餘部分組織則由肥粒體、  
15 波來體組織所構成。

#### 圖式簡單說明

第1圖係顯示鋼中之MnS系夾雜物之存在狀態者，(a)顯示比較例，(b)則顯示本發明例之MnS系夾雜物之存在狀態。

#### 20 【實施方式】

用以實施發明之最佳形態

本發明人已就影響截斷分割零件用非調質鋼之截斷分離性及切削性之各種因素加以鑽研，而發現以下結果。即：

(a)一旦生成變韌鐵，截斷分離性將大幅降低，故必須

防止變韌鐵之生成，並使組織大致整體為肥粒體、波來體組織。

(b)使C量適當化，即可兼顧截斷分離性與降伏比之提昇。即，C量過多時，粗大之波來體組織分率將增加而使降  
5 伏比降低，C量過少時，延展性、韌性較高之肥粒體組織將增加，且組織將過度微細化而使截斷分離性降低。

(c)添加較多量之V，可兼顧截斷分離性與降伏比之提昇。即，熱鍛造後之冷卻時，將析出V之碳化物、碳氮化物，並因析出強化而使肥粒體強化，因此使延展性、韌性降低，  
10 而可獲得良好之截斷分離性，並提高降伏比。

(d)使寬高比較小之MnS系夾雜物於鋼中多量且微細地分散，即可使MnS系夾雜物構成截斷分割時之龜裂傳播路徑，而提昇截斷分離性。經由已多量且微細分散之寬 $1\mu\text{m}$ 以下之MnS系夾雜物之龜裂則將形成分歧或彎曲較少之直  
15 線，故截斷分離時之變形量較少，就截斷分離性而言較有利。另，寬 $1\mu\text{m}$ 以上之粗大MnS系夾雜物之量較多時，將發生分隔，而產生與MnS系夾雜物之伸長方向平行之龜裂，導致截斷分離之變形量增大，而降低截斷分離性。

(e)又，使寬高比較小之MnS系夾雜物於鋼中多量且微  
20 細地分散，即便增加S量，亦無損疲勞特性等機械特性，而可改善切削性。

(f)為有效獲得使寬高比較小之MnS系夾雜物於鋼中多量且微細地分散，因此提昇截斷分離性及切削性之效果，同時控制Zr、Ca及Al三成分之添加量甚為重要。即，增加S

量之同時，並添加微量之Zr、Ca，進而限制Al量，極為有效。具體而言，添加微量之Zr，可使鐵水中形成包含 $ZrO_2$ 或Zr之氧化物(以下稱為Zr氧化物)，而成為MnS系夾雜物之結晶、析出核。作為上述Zr氧化物之析出核之效果則因Ca  
5 氧化物複合於Zr氧化物中而為最大。因此，同時微量添加Zr及Ca，即可增加有效之MnS系夾雜物之結晶、析出部位，而使MnS系夾雜物均勻微細地分散。又，Zr、Ca固溶於MnS系夾雜物中而形成複合硫化物以致其變形態降低，即可抑制軋延時及熱鍛造時之MnS系夾雜物之延伸。另，一旦添  
10 加Al，鐵水中將優先形成 $Al_2O_3$ ，故鐵水中之O將減少，而妨礙具有使MnS系夾雜物均勻微細地分散之效果之Zr氧化物生成，故須儘可能限制Al量。

另，添加過多之Zr、Ca，將使硬質之ZrN、ZrS、CaO等硬質夾雜物及其團粒大量生成，反而降低切削性及疲勞  
15 特性等機械特性，故須將其添加量控制在微量之範圍。因此，同時控制Zr、Ca、Al之添加量，對於使MnS系夾雜物多量且微細地分散極具效果，藉此而可同時提昇截斷分離性與切削性。

以下，就本發明加以詳細說明。首先，就成分之限定  
20 理由加以說明。另，成分之含量%意指質量百分比。

C：超過0.35%~0.60%

C係為確保伸展強度，且增加延展性、韌性較低之波來體組織分率以獲得良好之截斷分離性而添加者，但添加過多時，波來體組織分率將過大，而使組織粗大化導致降伏

比降低，故須控制在超過0.35%~0.060%之範圍內。較佳範圍則為0.35%以上~0.48%。

Si：0.50~2.50%

5 Si係為藉固溶強化而使肥粒體強化，並降延展性、韌性，以獲得良好之截斷分離性而添加者，但添加過多時，肥粒體組織分率將過大，反而使截斷分離性降低，故須控制在0.50~2.50%之範圍內。較佳範圍則為0.60%~1.50%。

Mn：0.20~2.00%

10 Mn係為藉固溶強化而使肥粒體強化，並降延展性、韌性，以獲得良好之截斷分離性而添加者，但添加過多時，波來體之薄層間隔將縮小，而增加波來體之延展性、韌性，不僅導致截斷分離性降低，且容易生成變韌鐵組織，截斷分離性將大幅降低，故須控制在0.20~2.00%之範圍內。較佳範圍則為0.30~1.00%。

15 P：0.010~0.150%

P係為降低肥粒體及波來體之延展性、韌性以獲得良好之截斷分離性而添加者，但添加過多時，加熱延性將降低，熱加工時容易產生龜裂、損傷，故須控制在0.010~0.150%之範圍內。較佳範圍則為0.030~0.070%。

20 S：0.040~0.150%

S可與Mn結合形成MnS(MnS系夾雜物)，具有添加量增加即可提昇切削性之效果，故可積極添加以取代Pb之切削性提昇效果。進而，一如後述，添加微量之Zr及Ca，且限制Al量時，寬高比較小之MnS系夾雜物將於鋼中多量且微

細地分散，其將形成截斷分割時之龜裂之傳播路徑，故具有提昇截斷分離性之效果。另，若添加過多，則加熱延性將降低，熱加工時容易產生龜裂、損傷，故須控制在0.040~0.015%之範圍內。較佳範圍則為0.060~0.120%。

5 V：0.10~0.50%

V在熱鍛造後之冷卻時主要可形成碳化物、碳氮化物，而藉析出強化使肥粒體強化，而降低延展性、韌性，以獲得良好之截斷分離性，並為提高降伏比之效果而添加，但若添加過多，則其效果將飽和，故須控制在0.10~0.50%之範圍內。較佳範圍則為0.20~0.35%。

10 Zr：0.0005~0.0050%、Ca：0.0005~0.0050%、Al：小於0.010%

同時控制Zr、Ca及Al之添加量，即可使寬高比較小之MnS系夾雜物於鋼中多量且微細地分散。藉此，可使MnS系夾雜物形成截斷分割時龜裂之傳播路徑，而提昇截斷分離性。經由上述微細之MnS系夾雜物之龜裂則將形成分歧與彎曲較少之直線，故截斷分離時之變形量較少，對截斷分離性而言較有利。另，粗大之MnS系夾雜物之量較多時，將發生分隔，而產生與MnS系夾雜物之伸長方向平行之龜裂，導致截斷分離時之變形量增大，而使截斷分離性降低。又，使寬高比較小之MnS系夾雜物於鋼中多量且微細地分散，即便增加S量，亦不致損及疲勞特性等機械特性，而可改善切削性，故同時控制Zr、Ca及Al之添加量，就截斷分離性、切削性雙方之提昇而言，可獲致極重要之效果。

Zr係脫氧元素，可形成Zr氧化物。Zr氧化物可形成MnS系夾雜物之結晶、析出核，故具有增加MnS系夾雜物之結晶、析出部位，並使MnS系夾雜物均勻微細地分散之效果。又，Zr固熔於MnS系夾雜物而形成複合硫化物，並降低其變形能，則有抑制軋延時及熱鍛造時之MnS系夾雜物之延伸之效果。因此，Zr係對MnS系夾雜物之微細分散化及各向異性之改善極為有效之元素。另，若添加過多，則將大量生成硬質之ZrS、ZrN等氧化物以外之硬質夾雜物及其團粒，反而使切削性及疲勞特性等機械性質降低，故須控制在 0.0005~0.0050% 之範圍內。較佳範圍則為 0.0005~0.0030%，更佳之範圍則為0.0010~0.0030%，最佳之範圍則為0.0015~0.0025%。

Ca係脫氧元素，不僅可生成軟質氧化物而提昇切削性，亦可固熔於MnS系夾雜物中而形成複合硫化物，而降低其變形能，因此具有抑制軋延時及熱鍛造時之MnS系夾雜物之延伸之效果。進而，添加微量之Ca，則可藉Ca氧化物複合於Zr氧化物中，而使前述Zr氧化物作為MnS系夾雜物之結晶、析出核之效果為最大。因此，Ca與Zr共同添加特定量時，乃可有效改善MnS系夾雜物之各向異性之元素。另，若添加過多，將大量生成硬質之CaO，反而使切削性降低，故須控制在 0.0005~0.0050%之範圍內。較佳範圍則為0.0005~0.0030%，更佳範圍則為0.0007~0.0025%，最佳範圍則為0.0010~0.0020%。

Al係較強之脫氧元素，可形成 $Al_2O_3$ 。一旦於Zr、Ca添

加鋼中添加Al，將優先形成 $Al_2O_3$ ，故將妨礙具有可使MnS系夾雜物均勻微細地分散之效果之Zr、Ca系氧化物之生成。結果，將大量生成有損截斷分離性及疲勞等機械性質之粗大MnS系夾雜物，故應極力減少Al。又， $Al_2O_3$ 係硬質者，故將成為切削時工具損傷之原因，而加快工具之磨損。因此，必須儘可能地限制Al量，而須控制在小於0.010%。較佳範圍為0.007%以下，更佳範圍係0.004%以下。另，Al之可分析下限量為0.001%。

由上，Zr、Ca及Al之任一成分範圍不符規定，皆無法使寬高比較小之MnS系夾雜物在鋼中多量且微細地分散，而無法提昇截斷分離性、切削性。

N：0.0020~0.0200%

N於熱鍛造後之冷卻時主要可形成V氮化物、V碳氮化物而作為肥粒體之變態核使用，以促進肥粒體之變態，並抑制將大幅損及截斷分離性之變韌鐵組織之生成，因而添加，但若添加過多，則加熱延性將降低，熱加工時容易產生龜裂、損傷，故須控制在0.0020~0.0200%之範圍內。較佳範圍則為0.0040~0.0100%。

本發明中，為進而強化肥粒體，並降低延展性、韌性以獲得良好之截斷分離性，可視必要而添加Cr：0.05~0.25%、Nb：0.005~0.050%及Ti：0.005~0.050%內之1種或2種以上。

Cr：0.05~0.25%

Cr與Mn同樣具有可藉固溶強化而使肥粒體強化，並降

低延展性、韌性而獲得良好之截斷分離性之效果，為獲致該效果，須添加0.05%以上。另，若添加過多，則波來體之薄層間隔將縮小，不僅增加波來體之延展性、韌性而使截斷分離性降低，亦容易生成變韌鐵組織，而使截斷分離性大幅降低，故須控制在 0.25% 以下。較佳範圍則為 0.05~0.10%。

Nb：0.005~0.050%

Nb在熱鍛造後之冷卻時主要可形成碳化物、碳氮化物，而藉析出強化使肥粒體強化，並降低延展性、韌性，而獲得良好之截斷分離性，因而添加，但若添加過多，則其效果將飽和，而須控制在0.005~0.050%之範圍內。較佳範圍則為0.010~0.030%。

Ti：0.005~0.050%

Ti在熱鍛造後之冷卻時主要可形成碳化物、碳氮化物，而藉析出強化使肥粒體強化，並降低延展性、韌性，而獲得良好之截斷分離性，因而添加，但若添加過多，則不僅其效果將飽和，切削性亦可能降低，故須控制在0.005~0.050%之範圍內。較佳範圍則為0.010~0.030%。

Mg：0.0005~0.0050%

Mg係脫氧元素，可形成Mg氧化物。Mg氧化物可成為MnS系夾雜物之結晶、析出核，故具有增加MnS系夾雜物之結晶、析出部位，並使MnS系夾雜物均勻微細地分散之效果。又，Mg可固溶於MnS系夾雜物中而形成複合硫化物，並降低其變形能，而具有抑制軋延時及熱鍛造時之MnS系

夾雜物之延伸之效果。因此，Mg係可有效改善MnS系夾雜物之微細分散及各向異性之元素。另，若添加過多，則將大量生成大型之夾雜物及其團粒，反而降低疲勞特性等機械性質，故須控制在 0.0005~0.0050%之範圍內。較佳範圍則為0.0010~0.0030%。

本發明中，除上述成分以外，在無損本發明之效果之範圍內，可添加Te、Zn、Sn等。

熱軋鋼材之1/4直徑位置上，寬 $1\mu\text{m}$ 以上之MnS系夾雜物對全部MnS系夾雜物之存在個數比例為10%(包括0%)以下，MnS系夾雜物之平均寬高比為10以下，其理由則說明如下。

MnS系夾雜物之形態將影響鋼之截斷分離性及切削性等。第1圖顯示MnS系夾雜物之觀察例者。第1(a)圖所示之比較例中，寬 $1\mu\text{m}$ 以上之MnS系夾雜物大量存在，且寬高比多大於10。相對於此，第1(b)圖所示之本發明例中，MnS系夾雜物較微細，寬 $1\mu\text{m}$ 以上者極少，且寬高比較小者占壓倒性多數。藉使寬高比較小之MnS系夾雜物在鋼中多量且微細地分散，即可使MnS系夾雜物形成截斷分割時龜裂之傳播路徑，而提昇截斷分離性。經由上述寬 $1\mu\text{m}$ 以下之微細MnS系夾雜物之龜裂則將形成分歧與彎曲較少之直線，故截斷分離時之變形量較少，就截斷分離性而言較有利。另，寬高比超過10之MnS系夾雜物之量多時，或寬 $1\mu\text{m}$ 以上之MnS系夾雜物之量多時，將發生分隔，而產生與MnS系夾雜物之伸長方向平行之龜裂，導致截斷分離時之變形

量增大，而使截斷分離性降低。又，使寬高比較小之MnS系夾雜物在鋼中多量且微細地分散，即便S量增加，亦可無損疲勞特性等機械特性而改善切削性。另，寬高比超過10之MnS系夾雜物大量存在時，或寬 $1\mu\text{m}$ 以上之MnS系夾雜物量多時，將損及疲勞特性等機械特性。因此，須限制熱軋後之棒狀鋼之中心與表面之中央部之位置上，寬 $1\mu\text{m}$ 以上之MnS系夾雜物對全部MnS系夾雜物之存在個數比例為10%以下，MnS系夾雜物之平均寬高比則為10以下。較佳範圍則分別為5%以下、8以下。MnS系夾雜物之平均寬高比之範圍為4.5以下則更佳。另，熱軋鋼材中之MnS系夾雜物則不致在熱鍛造前之加熱時成長。

鋼組織中，變韌鐵組織分率為3%以下(包括0%)，其餘部分組織則為肥粒體、波來體組織，其理由說明如下。

本發明之鋼中，基本上在一般溫度下經熱鍛造再經氣冷後之零件之組織即為肥粒體、波來體組織，成分規定於本發明之範圍內之肥粒體、波來體組織可降低延展性、韌性，故截斷分離性優異，但因熱鍛造後之冷卻條件等導致變韌鐵組織混入，則將使組織實質上微細化，而提高延展性、韌性，造成截斷分離性之大幅降低，故宜減少變韌鐵組織，而須使熱鍛造後之冷卻條件等適當化，以抑制變韌鐵之生成，並將變韌鐵之面積比控制在3%以下(包括0%)。變韌鐵組織為3%以下時，其不良影響大致不會出現。在此，所謂肥粒體組織，係指鏡面研磨後，組織出現而進行硝太蝕劑腐蝕後，在100-1000倍之光學顯微鏡觀察下，與

鄰接組織之分界較明顯之白色組織，內部幾乎觀察不到鐵  
碳化物者。所謂波來體組織，則指光學顯微鏡觀察下呈黑  
色或灰色之組織，在1000-20000倍之電子顯微鏡觀察下則  
呈層狀之層狀組織者。變韌鐵組織係上述以外之組織，多  
5 半在光學顯微鏡觀察下呈白色之組織，意指微量之鐵碳化  
物所析出之不定形狀之顆粒。

就本發明之鋼而言，在熱鍛造零件中，變韌鐵組織若  
不超過3%，則熱鍛造後，不限於氣冷，即便施以強制通風  
冷卻等加速冷卻亦無妨，自屬當然。

10 另，Cu、Ni及Mo若為微量，則對本發明之非調質鋼之  
材質不致造成特別之影響，但其等任一皆將因其添加量而  
發生容易產生變韌鐵組織之效果。除防止變韌鐵組織之產  
生，並宜將不可避免之雜質之Cu、Ni共同限制在0.15%以  
下，Mo則限制在0.01%以下。又，若鋼中存在過多之O，則  
15 將與Si、Al、Zr結合而生成硬質氧化物，且其量之增多將  
導致切削性降低，並使Zr氧化物無法進行微細分散，故宜  
加以限制在0.02%以下。

#### 實施例

以下，以實施例進而說明本發明。  
20 藉連續鑄造而製造具有表1所示之組成之轉爐熔製鋼，並視  
需要而經均熱擴散處理、分塊軋延步驟，製成162mm見方  
之軋延材料。其次，藉熱軋而製成直徑為45mm之棒狀鋼形  
狀。表1之比較鋼之網底、底線部分則代表本發明之範圍以  
外。

表 1

鋼 No.	成分(質量百分比)															備考
	C	Si	Mn	P	S	V	Cr	Ti	Nb	Al	Zr	Ca	Mg	N	O	
A	0.43	1.10	0.85	0.050	0.090	0.25	0.10	—	—	—	0.0020	0.0010	—	0.0103	0.0015	—
B	0.40	0.70	0.080	0.050	0.090	0.25	0.10	—	—	—	0.0020	0.0013	—	0.0100	0.0024	—
C	0.43	0.92	0.79	0.049	0.091	0.30	—	—	0.001	0.0022	0.0009	—	—	0.0049	0.0015	—
D	0.40	0.70	0.52	0.052	0.091	0.29	0.05	—	—	0.0021	0.0010	—	—	0.0101	0.0026	—
E	0.36	0.55	0.45	0.065	0.081	0.50	—	—	0.001	0.0011	0.0015	—	—	0.0020	0.0020	—
F	0.60	2.50	0.20	0.010	0.150	0.10	0.05	—	0.006	0.0025	0.0008	—	—	0.0200	0.0025	—
G	0.36	0.50	2.00	0.045	0.095	0.30	—	—	0.010	0.0050	0.0005	0.0010	—	0.0120	0.0004	—
H	0.50	1.30	0.40	0.025	0.122	0.35	—	—	0.001	0.0005	0.0050	—	—	0.0125	0.0020	—
I	0.45	0.61	0.35	0.099	0.088	0.38	0.25	0.005	—	0.007	0.0023	0.0018	—	0.0091	0.0025	—
J	0.39	0.98	1.15	0.055	0.063	0.20	0.12	—	0.020	0.004	0.0018	0.0011	—	0.0069	0.0013	—
K	0.36	0.70	1.00	0.050	0.090	0.30	0.10	0.015	—	0.001	0.0020	0.0010	—	0.0145	0.0021	—
L	0.36	0.70	0.80	0.150	0.040	0.25	0.10	0.019	0.005	—	0.0020	0.0010	—	0.0044	0.0035	—
M	0.42	0.79	0.78	0.045	0.065	0.19	—	0.008	0.005	0.003	0.0015	0.0012	—	0.0139	0.0022	—
N	0.42	1.05	0.84	0.051	0.093	0.25	0.10	—	—	—	—	0.0010	—	0.0105	0.0015	—
O	0.43	1.01	0.83	0.050	0.092	0.25	0.09	—	0.014	0.0020	0.0010	—	—	0.0101	0.0015	—
P	0.42	1.01	0.84	0.049	0.090	0.25	0.10	—	0.001	0.0020	—	—	—	0.0103	0.0015	—
Q	0.43	1.04	0.86	0.049	0.091	0.25	0.10	—	0.003	0.0095	0.0008	—	—	0.0087	0.0009	—
R	0.43	1.10	0.85	0.006	0.091	0.25	0.10	—	0.002	0.0015	0.0011	—	—	0.0077	0.0025	—
S	0.41	1.15	0.80	0.052	0.036	0.25	0.08	—	0.007	0.0022	0.0013	—	—	0.0081	0.0022	—
T	0.28	1.21	0.94	0.050	0.090	0.33	0.11	—	0.008	0.0012	0.0009	—	—	0.0066	0.0019	—
U	0.43	1.10	0.85	0.050	0.090	0.05	0.10	—	—	0.0026	0.0016	—	—	0.0096	0.0018	—
V	0.41	0.89	0.83	0.049	0.089	0.25	0.32	—	0.005	0.0009	0.0014	—	—	0.0110	0.0009	—
W	0.42	1.05	0.86	0.052	0.031	0.25	0.09	—	0.025	—	—	—	—	0.0099	0.0013	0.045

各元素之「—」意指不可避免之雜質程度。

表中之底線代表本發明之範圍外。

其次，為調查熱軋鋼材中之MnS系夾雜物之分散狀態，而由熱軋後之棒狀鋼之中心與表面之中央部位置切出組織觀察用之測試片。為測定MnS系夾雜物之延伸狀況，而以與軋延方向平行之截面作為觀察面。觀察面經鏡面研磨後，再藉影像處理裝置擷取MnS系夾雜物。所擷取之各MnS系夾雜物之軋延方向長、半徑方向厚、寬高比(軋延方向長/半徑方向厚)則予以數值化。測定視場為500倍，1視場面積為 $9000\mu\text{m}^2$ ，已就50視場進行測定。由所得資料已算出平均寬高比及寬 $1\mu\text{m}$ 以上之MnS系夾雜物對全部MnS系夾雜物之存在個數比例。

接著，為調查截斷分離性、組織、機械特性，而藉熱鍛造製作相當於鍛造連桿之測試片。具體而言，將直徑45mm之材料棒狀鋼加熱至 $1150\sim 1280^\circ\text{C}$ 後，進行與棒狀鋼之長向垂直之鍛造而使厚度為20mm，再藉冷卻之氣冷或強制通風冷卻裝置之強制通風冷卻加以冷卻至室溫。製造No.5業經較緩強制通風冷卻，製造No.24則業經較強強制通風冷卻。由冷卻後之鍛造材料，加工製成JIS4號伸展測試片、切削性評價用測試片及相當於連桿大端部形狀之截斷分離性評價用測試片。截斷分離性評價用測試片係80mm×80mm、厚18mm之板形狀中央部上開設有直徑50mm之孔洞者，而直徑50mm之孔洞內面上，已於與鍛造前之材料棒狀鋼之長向垂直之方向上相對成 $180^\circ$ 之2處，施以深1mm、先端曲率0.5mm之 $45^\circ$ 之V凹口加工。進而，開設有直徑8mm之貫通孔，而使中心線位於距凹口加工側之側面

8mm之位置上。

截斷分離性評價之測試裝置由分割式模具與落錘測試機所構成。分割式模具係呈於長方形之鋼材上成型之圓柱沿中心線一分為二之形狀者，其一方已固定，另一方則可移動於軌條上。2個半圓柱之對合面業經楔孔加工。截斷測試時，將測試片嵌入上述分割式模具中，再置入楔件，而加以設置於落錘上。落錘重200Kg，而構成可沿導件而落下。一旦使落錘落下，即打入楔件，測試片而伸展截斷成兩半。另，為避免截斷時測試片與分割式模具分離，故固定其周圍而對分割式模具壓抵測試片。

本實施例中，以100mm之落錘高度進行截斷，並使截斷後之測試片相互貼近而加以螺固，而測定截斷方向及與截斷方向垂直之方向之內徑變化。

又，為觀察鋼組織，而於距截斷面5mm之截面施以硝太蝕劑腐蝕，以進行組織觀察。組織觀察係藉光學顯微鏡以200倍之倍率進行，而將白色之微量碳化物所析出之不定形狀之顆粒視為變韌鐵組織加以計算，並求出面積比。

切削性之評價係採用鑽頭之工具壽命特性。改變鑽頭外周速度而測定鑽頭折損為止之累積孔深。進而，可穿孔至累積孔深1000mm之最大外周速度，即所謂VL1000(m/min)，則作為切削性之指標。具體之評價條件顯示於表3。

上述各種特性之評價結果顯示於表2。關於降伏比，以未滿0.75者為未達目標者。關於截斷分離性，則以變形量

超過 100 $\mu\text{m}$  者為未達目標者。關於切削性，則將 VL1000(m/min) 未滿 40(m/min) 者，判定為切削性較製造 No.22(鋼No.22)之Pb添加鋼大幅降低，而未達目標者。

上述該等評價結果顯示於表2。表2之「MnS寬」、「MnS  
5 平均寬高比」欄位中之MnS，係指MnS系夾雜物，而於表中簡記為MnS。可知製造No.1~13之本發明例皆達成目標，具有優異之截斷分離性與切削性。另，製造No.14~17因Zr、Al、Ca、S量不符本發明之範圍，故無法使MnS系夾雜物微細分散化，而使MnS系夾雜物之平均寬高比完全不符本發明之要件，故截斷分離性不佳。No.14因未添加Zr，No.15  
10 因添加大量Al，故無法生成微細之Zr氧化物，而大量生成寬1 $\mu\text{m}$ 以上之粗大MnS系夾雜物，以致截斷分離性不佳。此外，製造No.15、17分別大量生成硬質夾雜物之 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 、ZrN等，而加速了工具磨損，故切削性不佳。製造No.18之P量  
15 不符本發明之範圍，故截斷分離性未達目標。製造No.19之S量不符本發明之範圍，故微細MnS系夾雜物之量不足，而使截斷分離性、切削性皆未達目標。製造No.20之C量不符本發明之範圍，故延展性、韌性增大，而使截斷分離性未達目標。製造No.21之V量不符本發明之範圍，故V碳氮化  
20 物之析出強化量不足，而使降伏比及截斷分離性未達目標。製造No.22之Cr量不符本發明之範圍，故將混入變韌鐵組織，而使截斷分離性未達目標。製造No.23添加有Pb故切削性優異，但S、Zr、Al、Ca量不符本發明之範圍，故截斷分離性未達目標。製造No.24之成分雖屬本發明之範圍內，

但藉較強強制通風冷卻加速了冷卻速度，故變韌鐵組織分率超過3%，而使截斷分離性未達目標。

表2

製造 No.	鋼 No.	MnS寬 ≥1μm 個數比 例(%)	MnS 平均寬 高比	熱鍛 造後 冷卻	肥粒 體組 織分 率	降伏 強度 MPa	伸展 強度 MPa	降伏 比	變形 量 μm	VL1000 m/min.	備考
1	A	2.5	3.8	氣冷	0	854	1095	0.78	61	51	本發明例
2	B	1.6	4.3	氣冷	0	783	991	0.79	78	48	
3	C	2.1	4.2	氣冷	0	835	1085	0.77	60	55	
4	D	2.2	4.2	氣冷	0	755	956	0.79	85	49	
5	E	8.2	4.0	強制 通風 冷卻	2	833	1041	0.80	67	47	
6	F	2.9	5.8	氣冷	0	911	1199	0.76	43	45	
7	G	3.0	8.5	氣冷	0	957	1182	0.81	46	45	
8	H	4.9	4.1	氣冷	0	891	1173	0.76	44	54	
9	I	3.3	7.2	氣冷	0	812	1055	0.77	56	46	
10	J	1.0	4.4	氣冷	0	837	1060	0.79	67	53	
11	K	2.2	3.9	氣冷	0	856	1031	0.83	70	45	
12	L	1.1	4.0	氣冷	0	786	947	0.83	57	44	
13	M	2.8	4.5	氣冷	0	794	998	0.80	66	47	
14	N	<u>12.3</u>	<u>13.9</u>	氣冷	0	835	1071	0.78	<u>166</u>	43	比較例
15	O	<u>15.0</u>	<u>15.5</u>	氣冷	0	826	1073	0.77	<u>160</u>	<u>28</u>	
16	P	7.1	<u>11.4</u>	氣冷	0	832	1067	0.78	<u>146</u>	45	
17	Q	4.4	<u>12.2</u>	氣冷	0	837	1087	0.77	<u>149</u>	<u>24</u>	
18	R	3.1	4.9	氣冷	0	843	1095	0.77	<u>190</u>	51	
19	S	1.0	3.0	氣冷	0	843	1067	0.79	<u>164</u>	<u>21</u>	
20	T	2.5	4.1	氣冷	0	869	1035	0.84	<u>192</u>	50	
21	U	2.8	4.3	氣冷	0	656	937	0.70	<u>206</u>	51	
22	V	2.1	4.2	氣冷	2	819	1063	0.77	<u>228</u>	47	
23	W	<u>10.5</u>	<u>13.0</u>	氣冷	0	841	1078	0.78	<u>213</u>	54	
24	A	2.5	3.8	強制 通風 冷卻	<u>15</u>	842	1108	0.76	<u>278</u>	41	

5 寬1μm以上之MnS個數比例、MnS平均寬高比、肥粒體組織分率之底線意指本發明之範圍外。

降伏比、變形量、VL1000之底線代表目標未達成。

表3

切削條件		鑽頭		其它	
切削速度	10-70m/min.	3mm直徑		孔深	9mm
切削進給	0.25mm/rev	先端角	118度	工具壽命	至折損為止
切削油	水溶性切削油	材質	高速度鋼		

### 產業之可利用性

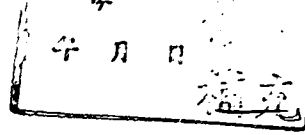
- 5 依據本發明之截斷分割而使用之鋼零件所使用之截斷分離性及切削性優異之熱鍛造用非調質鋼及熱軋鋼材，可採用截斷分割工法，且切削性優異，故可大幅簡化諸如汽車用連桿之製造步驟，並降低成本，且可使零件輕量化。

### 【圖式簡單說明】

- 10 第1圖係顯示鋼中之MnS系夾雜物之存在狀態者，(a)顯示比較例，(b)則顯示本發明例之MnS系夾雜物之存在狀態。

### 【主要元件符號說明】

(無)



## 七、申請專利範圍：

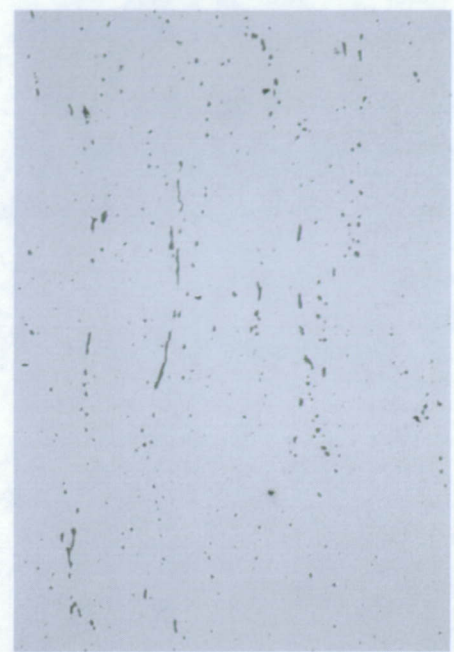
1. 一種截斷分離性及切削性優異之熱鍛造用非調質鋼，以質量百分比表示，含有C：超過0.35%~0.60%、Si：0.50~2.50%、Mn：0.20~2.00%、P：0.030~0.150%、S：0.040~0.150%、V：0.10~0.50%、Zr：0.0005~0.0050%、Ca：0.0005~0.0050%、N：0.0020~0.0200%，並限制Al：小於0.010%，其餘部分實質上由Fe及不可避免之雜質所構成，且熱軋鋼材之1/4直徑位置上寬1 $\mu$ m以上之MnS系夾雜物相對於全部MnS系夾雜物之存在個數比例為10%以下(包括0%)，MnS系夾雜物之平均寬高比為10以下。
2. 如申請專利範圍第1項之截斷分離性及切削性優異之熱鍛造用非調質鋼，以質量百分比表示，其進而含有Cr：0.05~0.25%、Nb：0.005~0.050%、Ti：0.005~0.050%內之1種或2種以上。
3. 如申請專利範圍第1或2項之截斷分離性及切削性優異之熱鍛造用非調質鋼，以質量百分比表示，其進而含有Mg：0.0005~0.0050%。
4. 一種截斷分離性及切削性優異之熱鍛造非調質鋼零件，係由如申請專利範圍第1~3項中任一項之鋼成分所構成，且鋼組織之變韌鐵組織分率為3%以下(包括0%)，其餘部分組織則由肥粒體、波來體組織所構成。

公告本

1/1

第1圖

(b)



(a)



50 μ m