

發明專利說明書 200426224

(本申請書格式、順序及粗體字，請勿任意更動，※記號部分請勿填寫)

※申請案號：93114304

※申請日期：93年05月20日

※IPC分類：

C21D 9/08, C22C 38/00

壹、發明名稱：

(中) 氣囊系統用鋼管及其製造方法

(外) エアバッグシステム用鋼管とその製造方法

貳、申請人：(共 1 人)

1. 姓名：(中) 住友金屬工業股份有限公司

(英) SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.

代表人：(中) 1. 下妻博

(英)

地址：(中) 日本國大阪府大阪市中央區北浜四丁目五番三三號

(英)

國籍：(中英) 日本

JAPAN

參、發明人：(共 2 人)

1. 姓名：(中) 荒井勇次

(英) ARAI, YUJI

地址：(中) 日本國大阪府大阪市中央區北浜四丁目五番三三號 住友金屬工業股份有限公司內

(英) 日本国大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号 住友金属工業株式会社内

2. 姓名：(中) 近藤邦夫

(英) KONDO, KUNIO

地址：(中) 日本國大阪府大阪市中央區北浜四丁目五番三三號 住友金屬工業股份有限公司內

(英) 日本国大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号 住友金属工業株式会社内

肆、聲明事項：

◎本案申請前已向下列國家(地區)申請專利 主張國際優先權：

【格式請依：受理國家(地區)；申請日；申請案號數 順序註記】

發明專利說明書 200426224

(本申請書格式、順序及粗體字，請勿任意更動，※記號部分請勿填寫)

※申請案號：93114304

※申請日期：93年05月20日

※IPC分類：

C21D 9/08, C22C 38/00

壹、發明名稱：

(中) 氣囊系統用鋼管及其製造方法

(外) エアバッグシステム用鋼管とその製造方法

貳、申請人：(共 1 人)

1. 姓名：(中) 住友金屬工業股份有限公司

(英) SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.

代表人：(中) 1. 下妻博

(英)

地址：(中) 日本國大阪府大阪市中央區北浜四丁目五番三三號

(英)

國籍：(中英) 日本

JAPAN

參、發明人：(共 2 人)

1. 姓名：(中) 荒井勇次

(英) ARAI, YUJI

地址：(中) 日本國大阪府大阪市中央區北浜四丁目五番三三號 住友金屬工業股份有限公司內

(英) 日本国大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号 住友金属工業株式会社内

2. 姓名：(中) 近藤邦夫

(英) KONDO, KUNIO

地址：(中) 日本國大阪府大阪市中央區北浜四丁目五番三三號 住友金屬工業股份有限公司內

(英) 日本国大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号 住友金属工業株式会社内

肆、聲明事項：

◎本案申請前已向下列國家(地區)申請專利 主張國際優先權：

【格式請依：受理國家(地區)；申請日；申請案號數 順序註記】

1. 日本 ; 2003/05/21 ; 2003-143764 有主張優先權

(1)

玖、發明說明**【發明所屬之技術領域】**

本發明係有關兼具張力強度1000 MPa以上之高強度與高韌性之適於氣囊系統用鋼管。本發明又有關此鋼管之製造方法。本發明特別有關針對輕薄鋼管於-40℃，更於-80℃下進行內壓爆破試驗後，仍不致呈脆性破損面之具有高強度與高韌性氣囊系統用鋼管及其製造方法者。

【先前技術】

近年來，汽車產業中，積極促進增加車輛安全性裝置之導入。該裝置之一例者為氣囊系統者，此係於撞擊時，駕駛於駕駛盤、儀表控盤等撞擊等，其與駕駛之間以氣體等展開氣囊、吸收駕駛之運動能量後可意圖減少傷害。

先行之氣囊系統係使用爆發性藥品後產生氣囊展開用之氣體。惟，氣囊展開速度之應答性與氣體壓力之調整須要，於鋼管填入氣囊展開用高壓氣體之另類氣囊系統，其適用廣泛。

後者之氣囊種類係於通稱為蓄電池之鋼管內使展開用氣體保持高壓。於撞擊時其蓄電池內使用之氣體一口氣於氣囊內噴放。其結果，做為展開用高壓氣蓄電池使用鋼管中於極短時間下以極大變形速度負荷應力。因此，與先行加壓缸、襯膠管類單構造物為相異者，做為氣囊系統之蓄電池所使用之鋼管被要求高度尺寸精度、加工性及溶接性，更亦被要求高強度與良好耐爆破性者。

(2)

適用於蓄電池之氣囊系統用鋼管及其製造方法被揭示於如：特開平 10-140238 號、特開平 10-140249 號、特開平 10-140250 號、特開平 10-140283 號、特開平 10-212549 號、特開 2002-294339 號、特開平 11-199929 號、特開 2001-49343 號、特開 2002-194501 號公報。

於該各公報所載之技術均意圖為高強度高韌性氣囊系統用鋼管者，惟，做為張力強度者以 590 MPa 以上為目標，由其實施例亦證明張力強度頂多為 947 MPa 者。

該各公報所載技術亦僅針對既存之氣囊系統取得足夠性能者。惟，近年來逐漸強化汽車輕量化指向之同時，亦被要求氣囊系統之小型、輕量化者。因此，目前被期待一種蓄電池壓力更高壓化、鋼管更輕薄化者。

【發明內容】

本發明係提供一種適於做為高強度、高韌性之氣囊系統用（亦即，氣囊系統之蓄電池用）使用之鋼管。此鋼管可於該現狀下滿足所期待之各種特性者。本發明又提供一種此鋼管之製造方法者。

本發明者發現於提供具高張力強度，亦具良好耐爆破性、蓄電池壓力之高壓化、鋼管輕薄化上可充份應對之氣囊系統用鋼管中，該鋼管務必具有下記特性者。

(a) 1000 MPa 以上之張力強度，及

(b) 單梁式撞擊試驗中至少於 -40°C 下顯示 100% 延伸性爆破面，較佳者於 -60°C 下 100% 延伸性爆破面，更

(3)

佳者於 -80°C 下 100% 延伸性爆破面之韌性者。

另外，由安全性面「耐爆破性」呈良好者亦極為重要者，此良好耐爆破性係指於 -40°C 下之靜水壓的內壓爆破試驗中，證明未出現脆性破壞，且，龜裂不會波及鋼管總長者。如此耐爆破性更被期待於 -80°C 之內壓爆破試驗亦能顯現者。

本發明於兼具至少為 1000 MPa 之高強度與單梁式撞擊試驗下至少於 -40°C 下呈 100% 延伸性爆破面之高韌性之同時，亦具備該良好耐爆破性之鋼管藉由選擇特定之鋼組成後，可實用之。

本發明之一形態，適於氣囊系統用（氣囊系統之蓄電池形成用）之鋼管為含有質量%為 C：0.05～0.20%、Si：0.1～1.0%、P：0.025% 以下、S：0.010% 以下、Cr：0.05～1.0%、Al：0.10% 以下，以及滿足下式（1）及（2）量之 Ti 與 Mn 某一方或兩者，殘餘部份具有鐵及不純物所成之鋼管成者（式中，元素記號代表其元素之質量%者）。

$$\text{Ti} \leq 0.02\% \quad \dots \dots (1)$$

$$0.4 \leq \text{Mn} + 40 \times \text{Ti} \leq 1.2 \quad \dots \dots (2)$$

此鋼管為具有 1000 MPa 以上之張力強度者。

該鋼組成更可含有 1 種或 2 種以上之 Mo：0.05～0.50%、Ni：0.05～1.5%、V：0.01～0.2%、及 B：0.0003～0.005% 者。

此鋼組成更可含有或 2 種 Cu：0.05～0.5%、及 Nb：

(4)

0.003 ~ 0.1% 者。

此鋼組成更可含有 1 種或 2 種以上 Ca : 0.0003 ~ 0.01%、Mg : 0.0003 ~ 0.01%、及 REM : 0.0003 ~ 0.01% 者。

本發明另一形態之氣囊系統用鋼管之製造方法係由具有該鋼組成之鋼藉由含製管及隨後之冷軋加工方法後，進行所定尺寸鋼管之成型，之後，使冷軋加工之鋼管於 A_{c1} 變形點以上溫度下進行加熱後，進行急冷，再於 A_{c1} 變形點以下之溫度進行回火者。

此方法之理想形態係使冷軋加工之鋼管加熱至 A_{c3} 點以上，更佳者為 900 ~ 1000°C 之溫度者。此加熱其昇溫速度為 10°C / 秒以上之急速加熱，如：藉由高周波誘導加熱後進行者宜。隨後之急冷至少使 850 ~ 500°C 之溫度範圍以 20°C / 秒以上之冷卻速度下進行者宜。藉由此，可製造出急冷後 γ 粒度為具有 11 以上（號碼越大， γ 粒度越微細）之細粒組織之鋼管者。此鋼管於 -80°C 之內壓爆破試驗中亦顯示無明顯促使龜裂缺點，極具良好耐爆破性者。

以上列舉之專利公報均未被揭示滿足該 (1) 及 (2) 式本發明所有之鋼組成，且滿足 1000 MPa 以上高強度及於 -40°C 下具 100% 延伸性爆破面之高韌性兩特者。以此等專利公報所揭示之代表性鋼之張力強度做成與 (Mn + 40x Ti) 之數值關係，示於圖 2。

【實施方式】

以下進行本發明更詳細之說明。本明細書中鋼組成所

(5)

示之「%」未特別明示下代表「質量%」者。

(A) 鋼之化學組成

本發明之一形態之氣囊系統用鋼管為具有前述之特定鋼組成，此鋼組成具有滿足下式(1)及(2)之Ti及Mn含量：

$$\text{Ti} \leq 0.02\% \quad \dots \dots (1)$$

$$0.4 \leq \text{Mn} + 40 \times \text{Ti} \leq 1.2 \quad \dots \dots (2)$$

Ti與Mn之任一方含量亦可為0%者。

本發明特定鋼組成中限定各元種含量於上述範圍者，其理由如下。

C：0.05～0.20%

碳(C)為廉價，可有效提昇鋼強度之元素者。當其含量不足0.05%則不易取得所期待之1000 MPa以上張力強度者，反之，超出0.20%則降低加工性及焊接性。理想之C含量為0.08～0.20%，更佳者為0.12～0.17%。

Si：0.1～1.0%

矽(Si)除具有脫酸作用之外，提高鋼之淬火性後，可提昇強度之元素者。考量Si之此等作用後，以含有0.1%以上之量者宜。惟，該含量若超出1.0%則降低韌性。理想之Si含量以0.2～0.5%者。

P：0.025%以下

磷(P)當粒界偏析時則降低韌性。特別是該含量超出0.025%將明顯降低韌性。P含量以0.020%以下為宜，

(6)

0.015% 以下為更佳者。

S：0.010% 以下

硫（S）特別是鋼管T方向，亦即，降低鋼管圓周方向之韌性。特別是該含量超出0.010%時，將明顯降低鋼管T方向之韌性。S含量以0.005%以下者宜，0.003%以下為更佳者。

Cr：0.05～1.0%

鉻（Cr）為有效提昇鋼強度與韌性之元素者。當其含量不足0.05%則不易取得1000 MPa之強度。惟，該含量超出1.0%則將降低焊接部韌性。理想之Cr含量為0.2～0.8%，更佳者為0.4～0.7%。

Al：0.10% 以下

鋁（Al）具有脫酸作用，有效提昇韌性及加工性之元素者。惟，含量超出0.10%則明顯出現質受損。Al含量即使存在不純物亦可，因此，並無特定下限，一般以0.005%以上者宜。Al含量之理想範圍為0.005～0.05%者。本發明之Al含量係指酸可溶Al（亦即「Sol. Al」）之含量。

以該特定鋼組成為前提下，為確保做為氣囊系統用鋼管之韌性，同時可取得1000 MPa以上強度者，使Mn及Ti含量調整為滿足該式（1）及式（2）者。

Ti：0～0.02%

鈦（Ti）於本發明鋼組成中添加與否均可。若添加時，以滿足（1）式為0.02%以下者。並未特別限定下限，亦包含不純物存在時。

(7)

Ti之添加具有脫酸作用之元素者。更與N相互之親和力極強，高溫下，做為Ti氮化物安定存在之。因此，可寄望抑制熱軋時之結晶粒成長，提昇韌性者。為取得此Ti作用，Ti之含量以0.003%以上者宜。惟，Ti含量超出0.02%則反而降低韌性。因此，Ti之添加時，該含量以0.003~0.02%者宜。

Mn：1.2%以下

錳（Mn）具有脫酸作用者，且，鋼之淬火性後可有效提昇強度及韌性之元素者，因此，最大可含1.2%者。該含量不足0.20%則無法取得充份之強度與韌性，因此，理想之Mn含量為0.20%以上者宜。反之，Mn含量超出1.0%則產生MnS之粗大化，熱軋延長，降低韌性。因此，Mn之含量以0.20~1.0%者宜，較佳者為0.4~0.8%。

Ti與Mn之含量調整呈滿足該（2）式者。當（ $Mn + 40 \times Ti$ ）之值為不足0.4%或超出1.2%時，則無法取得所期待之高強度及／或高韌性者。理想之（ $Mn + 40 \times Ti$ ）值以0.6%以上，1.0%以下者。

更為改善鋼強度、耐爆破性、及／或焊接性時，除加入上述記成份之外，不同情況下，可於本發明鋼管之鋼組成中添加後述範圍之1種或2種以上Mo、Ni、Cu、V、Nb、B、Ca、Mg及REM者。

Mo、Ni、B、V：

鋼（Mo）、鎳（Ni）、硼（B）及釩（V）均提高淬

(8)

火性作用，因此，亦可任意添加1種或2種以上此等成份者。

Mo更藉由固溶強化、析出強化，亦具提高強度之作用。此等Mo之作用即使含不純物量仍可取得，當Mo為0.05%以上之含量則取得效果更為明顯。惟，當Mo含量超出0.50%時，則焊接部硬化，降低韌性。因此，添加Mo之含量以0.05~0.50%者宜，更佳者為0.1~0.35%。

Ni更有提高韌性之作用。此等Ni之作用即使含不純物仍可取得，而，Ni含0.05%以上之量所取得效果更為明顯。惟，Ni為高價之元素，特別是當其含量超出1.5%時，則成本明顯上昇。因此，添加Ni含量以0.05~1.5%者宜，更佳者為0.1~1.0%。

B之淬火性提昇作用即使含不純物量仍可取得，B含量為0.0003%以上其取得效果更為明顯，惟，B含量超出0.005%則降低韌性。因此，理想之添加B含量以0.0003~0.005%者。更佳之B含量為0.0003~0.002%者。

V更藉由析出強化，亦有提高強度之作用。此V之作用於含有0.01%以上時將發揮效果，惟，超出0.2%時，將降低韌性者。因此，所添加V之含量以0.01~0.2%者佳。理想之V含量為0.03~0.10%者。

Cu、Nb：

鋼（Cu）及鈮（Nb）均具提高韌性之作用，因此，亦可任意含有此等1種或2種成份。

(9)

Cu之韌性提昇作用即使含不純物量仍可取得，Cu含量為0.05%以上時，取得其效果更為明顯，更佳者為0.1%者。惟，Cu使鋼之熱加工性下降，因此，含Cu時，亦含Ni將可確保熱加工性為較佳者。另外，當Cu含量超出0.5%時，則即使與Ni進行複合添加仍未能確保良好之熱加工性。因此，添加時之Cu含量以0.05~0.5者宜。

Nb含不純物量仍可取得提昇韌性之作用，而，Nb含量為0.003%以上則取得效果更為明顯，若為0.005%以上則更為理想。惟，Nb含量超出0.1%則反而降低韌性。因此，添加時Nb之含量以0.003~0.1%者宜。更理想之Nb含量為0.003~0.03%，最佳者為0.005~0.02%。

於高強度氣囊系統用鋼管為更確保良好耐爆破性時，亦可任意含有1種或2種以上鈣（Ca）、鎂（Mg）及稀土類金屬元素（REM）之成份。

此等元素均改善韌性之異構性，提昇鋼管之T方向韌性，藉由此具有更提昇耐爆破性之作用者。此效果即使含不純物量仍可取得，而，任意元素含0.0003%之量則取得效果更為明顯。惟，任意元素含量超出0.01%時，則介在物呈組合狀產生質受損問題。因此，此等元素之添加含量分別0.0003~0.01%者宜，更佳者為0.0005~0.003%。

(B) 製管

取得本發明之氣囊系統用鋼管時，以調整上述化學組成鋼做為基材，製造無連接孔鋼管或焊接管。又以無連接

(10)

孔鋼管之信賴性較佳。該無連接孔鋼管、焊接管之製管法並未特別限定。

(C) 冷加工

如上記所製造之無連接孔鋼管或焊接管係於選擇附與所定尺寸精度、表面性狀於鋼管之條件下，進行冷加工。冷加工只要取得所定之尺寸精度與表面性狀者即可，其方法未限定。做為有用之冷加工例者如：冷抽伸及冷軋例。冷加工之加工度亦未特別限定，一般加工度以減面率為3%為上者宜。降低冷加工之加工意義下，亦可於冷加工前加入中間軟化熱處理。

(D) 熱處理

上記(C)之冷加工後，為於鋼管確保所期待之張力強度之同時，提高T方向韌性，亦確保耐爆破性而進行熱處理。於鋼管為具張力強度為1000 MPa以上之高強度與耐爆破性，由 A_{c1} 變形點以上溫度進行加熱後急冷之後，再以 A_{c1} 變形點以下之溫度進行回火。

急冷前之加熱溫度為不足 A_{c1} 變形點時，良好T方向韌性，因此，無法確保良好之耐爆破性。該加熱溫度以奧氏體域之 A_{c3} 變形點以上溫度者宜。

高溫長時間之加熱於鋼管表面產生鋼垢變多，降低尺寸精度與表面性狀，亦降低耐爆破性，因此，該加熱急速加熱呈所定之加熱溫度後，短時間維持者宜。此急速加熱

(11)

以 $10^{\circ}\text{C} / \text{秒}$ 以上之昇溫速度進行者宜。該急速加熱可藉由高周波誘導加熱、直接通電加熱後達成，而，加熱方法並未限定。理想之加熱方法為高周波誘導加熱者。

特別是此短時間加熱時，理想加熱溫度為 $900 \sim 1000^{\circ}\text{C}$ 者，最佳者為 $900 \sim 960^{\circ}\text{C}$ 。當加熱溫度低於 900°C 時，則於短時間加熱中無法完全進行奧氏體化，亦未能取得正常之組織。反之，加熱溫度超出 1000°C 則 γ 粒子呈粗大化、降低韌性。

加熱至 A_{c1} 變形點以上溫度時之加熱氣氛由其抑制表面鋼垢之產生面觀之，儘量為氧電位低之環境者宜，於還原性氣氛者為更佳者。

加熱至 A_{c1} 變形點以上，更佳者為 A_{c3} 變形點以上之溫度後之冷卻為安定且確實取得所期待之 1000 MPa 以上張力強度，做成急冷（具體而言， $850 \sim 500^{\circ}\text{C}$ 之溫度範圍中平均為 $5^{\circ}\text{C} / \text{秒}$ 以上之冷卻速度）者。此冷卻速度更做成 $20^{\circ}\text{C} / \text{秒}$ 以上為較佳。此急冷可藉由淬火等實現之。

藉由高周波誘導加熱後，急速加熱至 $900 \sim 1000^{\circ}\text{C}$ 之溫度後， $850 \sim 500^{\circ}\text{C}$ 之溫度範圍中冷卻速度為 $20^{\circ}\text{C} / \text{秒}$ 以上之急冷後，可防止 γ 粒之粗大化、淬火後之 γ 粒度（舊奧氏體粒之粒度，JIS G0551 所載之 Bechet-Beaujard 法所測定者）為粒度號碼 11 以上之細粒者為其特徵之可安定實現密緻之淬火組織者。具該組織之本發明鋼管其韌性特別良好，於 -80°C 之內壓爆破試驗中亦無明顯促使龜裂之良好的耐爆破性顯示之。

(12)

急冷後冷卻至常溫附近之鋼管為附與所期待之1000 MPa以上之張力強度與耐爆破性，以變形點以下之溫度進行回火。此回火時 γ 粒度未變化之。回火之溫度超出 A_{c1} 變形點時則不易安定且確保該特。此回火以藉由450~700℃之溫度範圍下維持10分鐘以上後進行者宜。回火之後，亦可以適當直線等進行矯正彎曲。

該本發明之張力強度為1000 MPa以上，於單梁式撞擊試驗下顯示-40℃以上，較佳為-60℃以上，更佳為-80℃以上呈100%延伸性爆破面，-40℃，較佳者為-80℃之內壓爆破試驗中無明顯促使龜裂出現，可實現具備高韌性之氣囊系統用鋼管者。因此，本發明可提供一種可充份對應蓄電池壓力之高壓化、鋼管之輕薄化的高強度氣囊系統用鋼管者。

[實施例]

以下，藉由實施例進行本發明作用效果之更詳細說明。此等實施例均未受限其任何意義，考量其示例者。以下實施例所使用鋼之 A_{c1} 變形點為700~760℃者， A_{c3} 變形點為820~880℃者。

[實施例 1]

使用具有表1所示化學成份之鋼壞段，加熱至1250℃後，藉由一般曼內斯曼穿孔芯棒式無縫管軋械研磨方式之穿孔與壓延後，呈外徑70 mm、厚度4.1 mm之公稱尺寸進

(13)

行熱軋製管後，製造無連接孔鋼管。再使該無連接孔鋼管以低溫進行抽伸加工後，做成外徑 60.33 mm、厚度 3.35 mm 者。此鋼管以一般之工作集射爐加熱至 920℃ 為 10 分鐘後（昇溫速度為 0.3℃ / 秒），進行淬火後，以一般工作集射爐（氣氛：大氣）於 A_{c1} 變形點以下之溫度下進行回火。如此，各鋼組成各製造回火條件變化後張力強度變化之 3 種氣囊系統用鋼管。水淬火於 850 ~ 500℃ 之溫度範圍之冷卻速度進行呈 20℃ 以上者。

由各鋼管切取一定之長度後，將其於室溫下往管長度方向切斷後展開。由展開之管由其 T 方向採取之 JIS Z 2002 所規定之寬度為 2.5 mm 之 V 切口單梁試驗片進行使用後，進行單梁撞擊試驗。同樣使用由 T 方向採取之 JIS Z 2201 所規定之 11 號試驗片，依 JIS Z 2241 所規定之金屬材料張力試驗方法為基準進行張力試驗。此時可確保取得延伸性爆破面率 100% 之下限溫度（以下，做成 $vTrs 100$ ）與張力強度之關係示於表 2 及圖 1。

另外，使用由各鋼管切取 250 mm 長度之鋼管，進行爆破試驗。焊接此 250 mm 長度鋼管之兩端後，進行閉鏈，藉由 -40℃ 之液體增加所加入內壓後使管進行爆破。耐爆破性係藉由任意爆破管之某端部視其是否出現促使龜裂進行評定之。其結果亦示於表 2。

(14)

表 1

鋼種	鋼組成(質量%)											Mn+40Ti	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Cu	Ni	Nb	Ti		sol.Al
A	0.11	0.30	1.62	0.015	0.002	0.82	—	—	—	—	0.042	0.031	3.3*
B	0.13	0.31	1.42	0.013	0.002	0.61	0.31	0.31	0.25	0.021	0.031	0.031	2.66*
C	0.16	0.31	0.74	0.015	0.002	0.61	0.31	0.30	0.24	0.021	0.011	0.031	1.18
D	0.15	0.30	0.50	0.014	0.002	0.61	0.31	0.31	0.25	0.021	0.007	0.032	0.78
E	0.11	0.30	0.18	0.012	0.002	0.62	—	—	0.07	0.008	0.005	0.031	0.38*

*本發明範圍外

(15)

表 2

鋼種	鋼管 No.	TS(MPa)	vTrs100(°C)	-40 °C 爆破試驗 之脆性龜裂進展
A	a	1085	-15	有
	b	1054	-20	有
	c	1005	-35	有
B	d	930	-40	無
	e	862	-55	無
	f	775	-60	無
C	g	1075	-40	無
	g	1035	-55	無
	i	1007	-65	無
D	j	1102	-80	無
	k	1054	-100	無
	l	1008	-110	無
E	m	800	-65	無
	n	762	-75	無
	o	684	-80	無

由表 2 及圖 1 證明，Mn 含量高，(Mn + 40Ti) 之值為超出式 (2) 範圍之鋼時，使強度做成 1000 MPa 以上後，其 vTrs 100 高於 -40°C。因此，鋼 A 之鋼管 a、b、c 中，-40°C 下靜水壓之爆破試驗中促使脆性龜裂進行，不適於做為氣囊系統用鋼管者。鋼 B 之鋼管 d、e、f 中欲滿足

(16)

$vTrs100 \leq -40^\circ\text{C}$ 時，無法使強度做成 1000 MPa 以上者。另外，降低 Mn 後，該 $(Mn + 40Ti)$ 之值使式 (2) 之範圍不在下側之鋼 E 時，無法取得均勻之淬火組織，即使調整回火之溫度不僅仍未能取得 1000 MPa 之強度，甚至未能達到鋼 B 之鋼管 d、e、f 強度之水準。

伴隨張力強度之上昇， $vTrs100$ 出現上昇傾向。鋼種 A 中，雖超越張力強度 1000 MPa，而 $vTrs100$ 大幅超出 -40°C 。惟，鋼組成爲特定鋼組成之範圍內者，滿足前述式 (1) 及 (2) 之鋼種 C 及 D 之鋼管 g~l 於張力強度 1000 MPa 以上之範圍者， $vTrs100$ 爲滿足 -40°C 者。

[實施例 2]

使用具表 3 所示之化學組成鋼壞壞段後，加熱至 1250°C 之後，藉由一般曼內斯曼穿孔芯棒式無縫管軋械研磨方式之穿孔與熱軋後，取得外徑 70 mm、厚度 4.1 mm 之無連接孔鋼管，將此鋼管以一般方法進行低溫抽伸加工（低溫抽取加工）後，完成外徑 60.33 mm、厚度 3.35 mm 者。

表 3 之鋼 1~22 其成份爲滿足本發明所規定條件之鋼者，鋼 23~27 其成份爲不在本發明規定條件範圍內之鋼者。

將藉由低溫抽伸加工所完成之鋼管與實施例 1 同法，以一般工作集射爐加熱至 920°C ，維持此溫度 10 分鐘後，進行水淬火，之後，以一般工作集射爐於爲回火之 Ac_1 點以下之溫度下進行加熱 30 分鐘。

針對熱處理之各鋼管進行張力試驗，單梁撞擊試驗及

(17)

爆破試驗之各種試驗。

單梁撞擊試驗與實施例1同法，使用於室溫下由展開鋼管之外圍方向（T方向）所採取JIS Z 2202所規定之寬度2.5 mm之V切口單梁試驗片進行之，藉由vTrs100評定韌性。

張力試驗係使用單梁試驗片相同所採取JIS Z 2201所規定之11號試驗片，依JIS Z 2241所規定之金屬材料張力試驗方法為基準進行之。

內壓爆破試驗中，由各鋼管各切取5支250 mm長之鋼管，焊接各250 mm長度鋼管之兩端，進行閉鏈後，藉由液體加入內壓後觀察-40℃下爆破時龜裂之促進度。5支試驗中，任意端部龜裂促進之鋼管數進行評定其耐爆破性。

該各試驗結果示於表4。

[實施例3]

除變更熱處理條件之外，與實施例2同法，製造具表3所示組成之無連接孔鋼管。

本實施例中，使如實施例2所載進行穿孔，熱軋，及低溫中心加工所完成之鋼管利用高周波誘導加熱裝置，以約20℃/秒之加熱速度下加熱至920℃。管溫度到達920℃後，維持高周波誘導加熱5秒鐘。之後，與實施例2同法進行水淬火，再以一般工作集射爐進行為回之加熱30分鐘。

針對各鋼管藉由JIS G 0551 Bechet-Beaujard法進行檢

(18)

測鋼之 γ 粒度。又，與實施例2同法測定張力強度與 $vTrs$ 。內壓爆破試驗與實施例1同法，惟，非為 $-40^{\circ}C$ ，而於 $-80^{\circ}C$ 下進行，爆破鋼管中任意端部龜裂之進行與否進行評定之。此等結果併於表4示之。

由表4證明，本發明具鋼組成之鋼No.1~22中，如實施例2藉由爐加熱進行淬火時，其張力強度仍為1000 MPa以上，T方向之單染試驗中 $vTrs_{100}$ 為 $-40^{\circ}C$ 以下， $-40^{\circ}C$ 之爆破試驗中亦無出現龜裂進行至端部者。又如實施例3之藉由高周波誘導加熱之急速加熱與短時間維持後進行淬火後，其淬火組織之 γ 粒度為11.0%以上之細粒，通常，張力強度更為提昇， $vTrs$ 呈 $-90^{\circ}C$ 以下，韌性亦更為提升。其結果示於 $-80^{\circ}C$ 之爆破試驗中未出現龜裂進行者。

鋼組成為含有Mo、Ni、V、B時，相較於未含此者，其淬火性較為良好，亦較易取得均質之淬火回火組織，強度與韌性均勻度佳，無降低韌性，更提昇強度者。

鋼組成為含Cu、Nb、Ca、Mg、REM時，相較於未含者，其 $vTrs_{100}$ 為更低溫者，韌性更為良好者。

鋼號碼23其含Mn量高於本發明範圍，未滿足式(2)，降低韌性，因此，實施例2之爐加熱淬火下之 $vTrs_{100}$ 亦為 $-35^{\circ}C$ 之耐爆破性低者。

鋼號碼24其 $(Mn+40Ti)$ 之值為式(2)不在上限側者，韌性低，因此，實施例2之爐加熱淬火下之 $vTrs$ 為 $-20^{\circ}C$ ，耐爆破性亦極低。

鋼號碼25其 $(Mn+40Ti)$ 之值為式(2)不在下限側

(19)

者，亦無法藉由調整回火溫度取得張力強度1000 MPa者。

鋼號碼26其Cr含量高於本發明範圍，焊接部韌性降低，因此，實施例2之爐加熱淬火下之 $vTrs$ 為 $-20^{\circ}C$ ，耐爆破性降低者。

試驗號碼27中，含Cr含量低於本發明者，淬火性降低，因此呈不均勻組織，即使調整回火溫度仍未能取得1000 Mpa，亦無法滿足耐爆破性。

以上比較例之鋼即使藉由如實施例3之高周波誘導加熱進行淬火其 $vTrs$ 仍未呈 $-80^{\circ}C$ ，於 $-80^{\circ}C$ 之爆破試驗中出現急促龜裂者。

圖2中係比較本發明與先行技術者，本發明實施例及前述專利文獻所示之公開公報中滿足特定鋼組成範圍之實施例式(2)中 $(Mn + 40Ti)$ 值與張力強度相互之關係圖者。由圖2顯示滿足式(2)後，可提昇至強度1000 MPa超級者。

以上係針對本發明理想形態之說明，惟，此等僅為示例者，本發明並未受限於此。在不超出本發明範圍下，該業者可針對以上所說明形態進行各種變更。

(20)

表 3

鋼 No.	鋼組成 (質量 %)															Mn+40 Ti		
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	Al	Mo	Ni	V	B	Cu	Nb	Ca		Mg	REM
1	0.15	0.31	0.81	0.008	0.001	0.60	0.008	0.035	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.13
2	0.15	0.30	0.55	0.015	0.002	0.56	0.001	0.035	0.29	-	-	-	-	-	-	-	-	0.59
3	0.14	0.31	0.45	0.015	0.002	0.52	0.002	0.029	-	0.22	-	-	-	-	-	-	-	0.53
4	0.16	0.29	0.53	0.011	0.003	0.64	0.009	0.032	-	-	0.05	-	-	-	-	-	-	0.89
5	0.16	0.34	0.41	0.012	0.003	0.61	0.011	0.033	-	-	-	0.0011	-	-	-	-	-	0.85
6	0.09	0.31	0.47	0.009	0.002	0.60	0.013	0.033	0.32	0.25	-	-	-	-	-	-	-	0.99
7	0.12	0.35	0.44	0.011	0.004	0.12	0.012	0.028	0.31	0.24	0.03	-	-	-	-	-	-	0.92
8	0.15	0.31	0.45	0.008	0.003	0.56	0.011	0.033	0.17	-	-	0.0021	-	-	-	-	-	0.89
9	0.16	0.35	0.45	0.009	0.003	0.58	0.013	0.025	-	-	-	-	0.33	-	-	-	-	0.97
10	0.13	0.27	0.43	0.012	0.003	0.55	0.011	0.022	-	-	-	-	-	0.018	-	-	-	0.87
11	0.14	0.33	0.51	0.012	0.003	0.21	0.009	0.035	0.33	-	-	-	0.31	-	-	-	-	0.87
12	0.15	0.30	0.50	0.008	0.001	0.60	0.011	0.035	0.32	0.24	-	-	0.32	0.025	-	-	-	0.94
13	0.15	0.30	0.51	0.015	0.002	0.62	0.008	0.029	-	-	-	-	-	-	0.0023	-	-	0.83
14	0.14	0.32	0.44	0.013	0.002	0.66	0.009	0.032	-	-	-	-	-	-	-	0.008	-	0.80
15	0.16	0.29	0.55	0.012	0.003	0.64	0.011	0.033	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0015	0.99
16	0.14	0.33	0.49	0.011	0.003	0.33	0.011	0.022	-	-	-	-	-	-	0.0015	0.0012	-	0.93
17	0.16	0.34	0.52	0.012	0.003	0.59	0.013	0.033	0.31	-	-	-	-	-	0.0021	-	-	1.04
18	0.09	0.36	0.47	0.009	0.002	0.60	0.012	0.028	0.15	-	0.05	0.0022	-	0.018	-	-	-	0.95
19	0.16	0.36	0.51	0.011	0.004	0.60	0.011	0.033	0.29	-	-	-	0.23	0.10	0.0022	-	-	0.95
20	0.15	0.32	0.45	0.008	0.003	0.56	0.013	0.025	-	-	-	-	0.25	0.21	0.0021	0.0011	-	0.97
21	0.16	0.33	0.43	0.009	0.003	0.58	0.011	0.022	0.30	0.25	-	-	0.30	0.22	0.0023	-	-	0.87
22	0.14	0.34	0.45	0.015	0.003	0.63	0.013	0.025	0.30	0.31	0.04	-	0.18	0.008	0.0012	0.0008	0.0007	0.97
23	0.15	0.31	1.51	0.008	0.001	0.60	0.009	0.035	-	-	-	-	0.31	0.019	-	-	-	1.87*
24	0.16	0.30	0.62	0.015	0.002	0.56	0.019	0.035	0.29	-	-	-	-	-	-	-	-	1.36*
25	0.12	0.31	0.23	0.008	0.001	0.56	0.04	0.035	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.39*
26	0.15	0.30	0.70	0.015	0.002	1.54*	0.011	0.035	-	-	0.02	-	-	-	-	-	-	1.14
27	0.15	0.30	0.65	0.015	0.002	-*	0.011	0.035	0.29	-	-	-	-	0.021	-	-	-	1.09

*本發明範圍外

(21)

表 4

鋼 No.	實施例2:爐加熱淬火 (920°C×10分)			實施例3:高周波誘導加熱淬火 (920°C×5秒)			備考	
	TS (MPa)	vTrs100 (°C)	-40°C 爆破性能 ¹⁾	γ 粒度	TS (MPa)	vTrs100 (°C)		-80°C 爆破性能 ²⁾
1	1011	-40	0	11.0	1023	-90	無	發明例
2	1011	-40	0	12.0	1050	-100	無	
3	1005	-40	0	11.5	1021	-100	無	
4	1012	-40	0	12.0	1025	-100	無	
5	1008	-45	0	12.0	1026	-100	無	
6	1025	-65	0	11.5	1035	-110	無	
7	1033	-65	0	12.0	1045	-110	無	
8	1015	-45	0	12.0	1021	-100	無	
9	1022	-50	0	11.5	1037	-90	無	
10	1015	-70	0	12.0	1023	-100	無	
11	1053	-70	0	11.5	1017	-110	無	
12	1073	-80	0	12.5	1112	-120	無	
13	1015	-50	0	11.0	1010	-100	無	
14	1013	-45	0	11.0	1012	-90	無	
15	1011	-45	0	11.0	1019	-90	無	
16	1021	-50	0	11.5	1030	-90	無	
17	1053	-50	0	11.5	1070	-90	無	
18	1056	-70	0	11.5	1086	-90	無	
19	1071	-100	0	12.0	1120	-120	無	
20	1087	-80	0	12.5	1134	-100	無	
21	1131	-80	0	12.5	1162	-90	無	
22	1150	-80	0	12.5	1170	-90	無	
23	1023	-15	0	11.5	1058	-60	有	比較例
24	1008	-20	0	11.0	1027	-60	有	
25	840	-40	0	10.5	984	-60	有	
26	1005	-20	0	12.5	1180	-60	有	
27	765	-35	0	10.0	954	-70	有	

¹⁾ 所試驗 5 支鋼管中，均促使龜裂至端部之鋼管數、

²⁾ 所試驗鋼管是否促使龜裂至任意端部者。

(22)

【圖式簡單說明】

圖 1 代表鋼管外圍方向之張力強度與 $vTrs$ 100 相互關係之曲線圖者，而

圖 2 代表本發明及該專利公報之實施例所揭示之鋼的 $(Mn + 40 \times Ti)$ 數值與鋼管外圍方向張力強度相互關係之曲線圖者。

伍、中文發明摘要

發明名稱：氣囊系統用鋼管及其製造方法

本發明係提供一種高強度之氣囊系統用鋼管為含 C：0.05～0.20%、Si：0.1～1.0%、P：0.025%以下、S：0.010%以下、Cr：0.05～1.0%、Al：0.10%以下，且滿足（1） $Ti \leq 0.02\%$ 及（2） $0.4 \leq Mn + 40 \times Ti \leq 1.2$ 之 Ti 與 Mn 之至少一種，殘餘部份具有 Fe 所成之鋼組成者。此鋼組成物更含有（i）：Mo：0.05～0.50%、Ni：0.05～1.5%、V：0.01～0.2%、B：0.0003～0.005% 中之一種或 2 種以上；（ii）Cu：0.05～0.5% 及 Nb：0.003～0.1% 中之 1 種或 2 種以上；及／或（iii）Ca：0.0003～0.01%、Mg：0.0003～0.01% 及 REM：0.0003～0.01% 中 1 種或 2 種以上亦可。鋼管於製管後呈所定尺寸進行冷軋成型後，進行於 A_{c1} 變形點以上之加熱、急冷，再進行於 A_{c1} 變形點以下之回火。

陸、英文發明摘要

發明名稱：

(1)

拾、申請專利範圍

1. 一種氣囊系統用鋼管，其特徵係具有質量%之 C : 0.05 ~ 0.20%、Si : 0.1 ~ 1.0%、P : 0.025% 以下、S : 0.010% 以下、Cr : 0.05 ~ 1.0%、Al : 0.10% 以下，滿足下式 (1) 及 (2) 之 Ti 與 Mn 至少一方、Mo : 0 ~ 0.50%、Ni : 0 ~ 1.5%、V : 0 ~ 0.2%、B : 0 ~ 0.005%、Cu : 0 ~ 0.5%、Nb : 0 ~ 0.1%、Ca : 0 ~ 0.01%、Mg : 0 ~ 0.01%、REM : 0 ~ 0.01%，殘餘部份由 Fe 及不純物所成之實質的鋼組成，張力強度為 1000 MPa 以上者。

$$Ti \leq 0.02\% \quad \dots \dots (1)$$

$$0.4 \leq Mn + 40 \times Ti \leq 1.2 \quad \dots \dots (2)$$

惟，式 (1) 中元素記號代表該元素之質量%者。

2. 如申請專利範圍第 1 項之氣囊系統用鋼管，其中該鋼組成爲含有 0.20 質量% 以上之 Mn 者。

3. 如申請專利範圍第 1 項之氣囊系統用鋼管，其中該鋼組成爲含有 1 種或 2 種以上之質量% 爲 Mo : 0.05 ~ 0.5%、Ni : 0.05 ~ 1.5%、V : 0.01 ~ 0.2%、B : 0.0003 ~ 0.005% 者。

4. 如申請專利範圍第 1 項之氣囊系統用鋼管，其中該鋼組成爲含有 1 種或 2 種之質量% 爲 Cu : 0.05 ~ 0.5 及 Nb : 0.003 ~ 0.1% 者。

5. 如申請專利範圍第 1 項之氣囊系統用鋼管，其中該鋼組成爲含有 1 種或 2 種以上之質量% 爲 Ca : 0.0003 ~ 0.01%、Mg : 0.0003 ~ 0.01% 及 REM : 0.0003 ~ 0.01% 者。

(2)

6. 如申請專利範圍第1項至第5項中任一項之氣囊系統用鋼管，其中該 γ 粒度為具有11以上之鋼組織者。

7. 一種氣囊系統用鋼管之製造方法，其特徵係藉由含有由如申請專利範圍第1項至第5項中任一項之鋼組成之鋼之製管及隨後之冷加工方法進行成型鋼管後，使冷加工之鋼管於 A_{c1} 變形點以上之溫度下進行加熱後進行急冷之後，再於 A_{c1} 變形點以下之溫度進行回火者。

8. 如申請專利範圍第7項之方法，其中該冷加工鋼管之加熱步驟中加熱溫度為 A_{c3} 變形點以上之溫度者。

9. 如申請專利範圍第8項之方法，其中該加熱溫度為 $900\sim 1000^{\circ}\text{C}$ 者。

10. 如申請專利範圍第7項之方法，其中該方法係使該加熱藉由昇溫速度為 $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上之急速加熱後進行者。

11. 如申請專利範圍第10項之方法，其中該方法係藉由高周波誘導加熱進行加熱者。

12. 如申請專利範圍第7項至第11項中任一項之方法，其中該方法係至少 $850\sim 500^{\circ}\text{C}$ 之溫度範圍以 $20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上之冷卻速度進行急冷者。

圖1

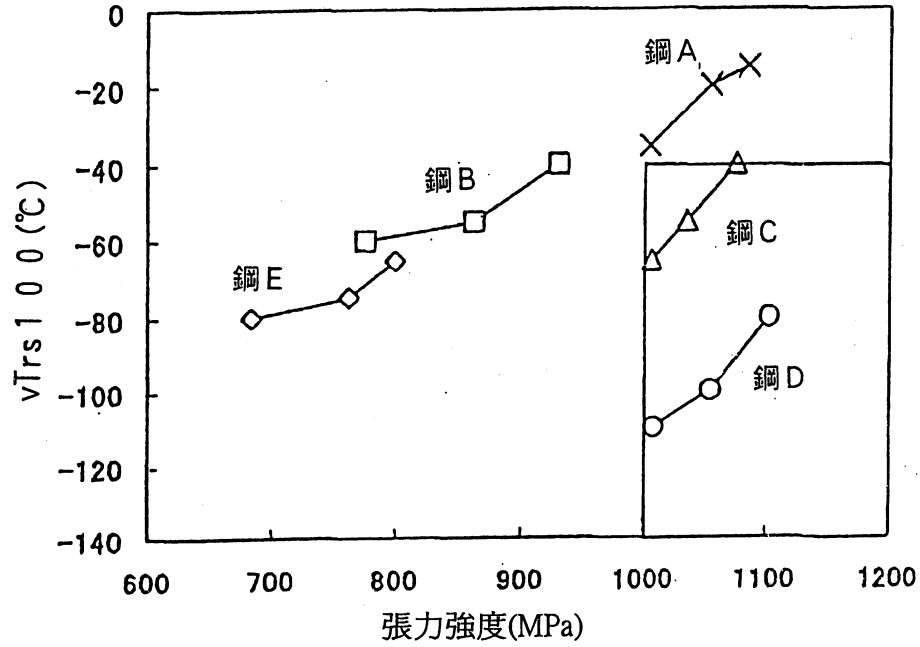
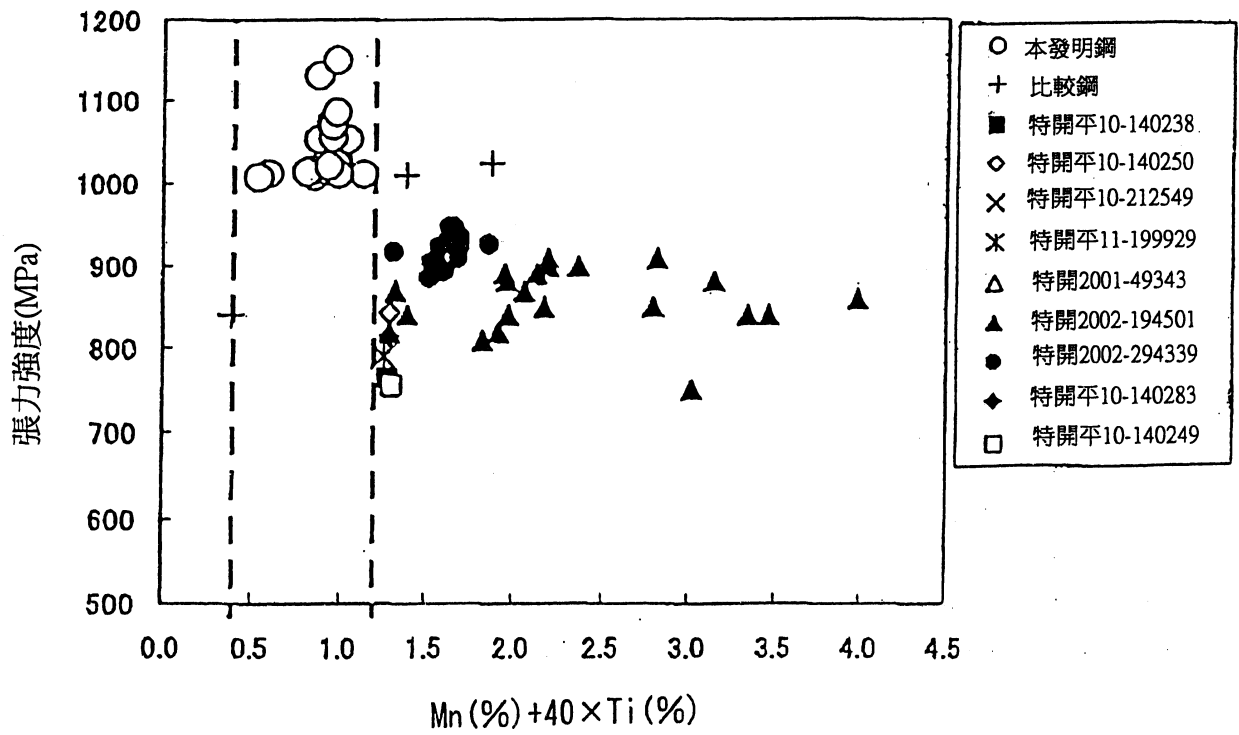


圖2



- 柒、(一)、本案指定代表圖為：第 2 圖
(二)、本代表圖之元件代表符號簡單說明：無

捌、本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式：