



發明專利說明書

(本說明書格式、順序及粗體字，請勿任意更動，※記號部分請勿填寫)

※申請案號：94/24884

※申請日期：94.7.22

※IPC 分類：C22C38/12

一、發明名稱：(中文/英文)

具優異耐火性之型鋼及其生產方法

SHAPED STEEL EXCELLENT IN FIRE RESISTANCE AND PRODUCING METHOD
THEREFOR

二、申請人：(共 1 人)

姓名或名稱：(中文/英文)

新日本製鐵股份有限公司

NIPPON STEEL CORPORATION

代表人：(中文/英文)

永廣和夫/NAGAHIRO, KAZUO

住居所或營業所地址：(中文/英文)

日本國東京都千代田區大手町二丁目 6 番 3 號

6-3, OTEMACHI 2-CHOME, CHIYODA-KU, TOKYO, JAPAN

國 籍：(中文/英文)

日本/JAPAN

三、發明人：(共 3 人)

姓 名：(中文/英文)

1. 吉田卓/YOSHIDA, SUGURU

2. 江田和彦/EDA, KAZUHIKO

3. 北裕史/KITA, HIROSHI

國 籍：(中文/英文)

日本/JAPAN

四、聲明事項：

☐ 主張專利法第二十二條第二項 ☐ 第一款或 ☐ 第二款規定之事實，其事實發生日期為： 年 月 日。

☒ 申請前已向下列國家（地區）申請專利：

【格式請依：受理國家（地區）、申請日、申請案號 順序註記】

☒ 有主張專利法第二十七條第一項國際優先權：

1. 日本； 2004.07.28； 特願 2004-220337

2. 日本； 2004.07.28； 特願 2004-220454

3. 日本； 2005.07.15； 特願 2005-207185

☐ 無主張專利法第二十七條第一項國際優先權：

☐ 主張專利法第二十九條第一項國內優先權：

【格式請依：申請日、申請案號 順序註記】

☐ 主張專利法第三十條生物材料：

☐ 須寄存生物材料者：

國內生物材料 【格式請依：寄存機構、日期、號碼 順序註記】

國外生物材料 【格式請依：寄存國家、機構、日期、號碼 順序註記】

☐ 不須寄存生物材料者：

所屬技術領域中具有通常知識者易於獲得時，不須寄存。

九、發明說明：

【發明所屬之技術領域】

發明領域

本申請案於2004年7月28日已在日本提出申請並成為
5 日本專利申請案第2004-220337號，於2004年7月28日已在
日本提出申請並成為日本專利申請案第2004-220454號，於
2005年7月15日已在日本提出申請並成為日本專利申請案
第2005-207185號中主張了優先權，其等所有內容已併入本
文以供參考。

10 本發明是關於一種新型型鋼，諸如H-型鋼、I-型鋼、
角鋼、槽鋼等等，其可作為一種建築材料使用，具有一低
屈服比和優異韌性及耐火性，及其生產方法。

【先前技術】

發明背景

15 日本於1987年3月頒佈了關於“設計耐火性結構之新法
規”(“new code to design fire-resistant structures”)的立法。之
後，在高溫下沒有或具有較少耐火性包裝却可確保高強度
之耐火性鋼材料就一直被期望。

關於型鋼，依據趨勢，許多用於確保鋼之耐火性的技
20 術已被提出。舉例而言，已有建議可利用Mo-基碳化物藉由
採用沉澱強化作用來確保高溫下(比如600°C)的強度，譬如
屈強比。

舉例而言，日本專利早期公開號No.9-104944提出一種
利用沉澱強化技術和氧化冶金技術的耐火性型鋼。氧化冶

金技術是一種能控制氧化物數量的技術，該等氧化物是利用Ti、B和Mg對鋼中的溶解氧進行去氧作用而得到的。氧化冶金技術提供了以下效果。

5 在型鋼的生產製程中，型鋼的不同部分分別遭受不同的精軋溫度和肇於該段型鋼形狀不均勻所致的不同冷卻速率，此情況導致了該段型鋼欠缺微結構上的一致性。這種微結構一致性之欠缺，譬如晶粒尺寸的不一致性，導致了該段型鋼裏力學特性方面的不一致性。

10 凸緣部分，尤其是一凸緣部分和腹部部分相交處的倒角部分(見第1圖)，和其他部分相比，被軋製的變形較小且被施於在較高溫度下進行加工。

在一型鋼(例如H-型鋼)的剖面中，倒角部分、1/4凸緣和腹部(見第1圖)三個部分之間在精軋製程的溫度裏可存在約150°C的差異。由該部分歷來軋製溫度的差異所致而取決於部分之不同力學特性應該被消除。

在熱軋製程期間的微觀結構形成中，精軋溫度的依賴程度可藉由分散鐵素體晶粒裏的轉變晶核，比如Ti氧化物，以及因此再強化晶粒裏的轉變態，而加以減少。這導致了細化過顆粒的微觀結構之均勻性/同一性，即力學特性的均勻性。進言之，因為微觀結構的晶粒不但是同一性的而且被細化顆粒過，因此這種做法產生了改善韌性。

為了提供具有低屈服比和具有優異韌性及耐火性的一種型鋼，比如H-型鋼，及其生產方法，本發明者進行了廣泛的調查研究。在廣泛的調查研究期間，本發明者認識到

下列可能的技術問題。

首先，當採用氧化冶金技術產生具優異耐火性的型鋼時，需要步驟複雜的製程，尤其是鑄造板坯(slab)、短條鋼(billet)、方坯(bloom)、近終成形(near-net shape)板坯、鋼錠(ingot)等等。此類複雜步驟包括在加Ti及隨後進一步的Ti添加劑之前的氧含量控制。類似步驟可導致型鋼製造中的低產量和高成本。

下一步，沉澱強化技術促進型鋼的耐火性，比如高溫時的屈強比。但是，在採用了主要包含 Mo_2C 的Mo-基碳化物的情況下，如果成分在特定範圍裏，此類碳化物可在 $600\text{-}650^\circ\text{C}$ 溫度範圍內時固溶於鋼中。因此，由合金碳化物及合金碳氮化物之沉澱強化作用對鋼強度所提供的之促進作用可能會消失。

沉澱強化作用的效果依賴於合金碳氮化物沉澱的總量。合金碳氮化物包括合金碳化物和合金碳氮化物。注意一種或更多種金屬可和碳化物或碳氮化物一起存在。也就是，此處，合金碳化物是指金屬碳化物而不是滲碳體。在下文中，沉澱量由沉澱的摩爾分數(mol fraction)來表示且也可被簡單地稱作“沉澱摩爾分數”。沉澱量依賴於溫度。進言之，類似之溫度依賴性可受其他因素影響，比如鋼的碳含量和基於該等碳化物及碳氮化物的熱力學特性等等。

至於碳含量，如果鋼中的C含量和其他金屬元素的含量，比如Mo、Ti、V、Nb、Cr，相比是足夠的且能夠形成合金碳氮化物，則當溫度降低時合金碳氮化物的沉澱總量

可被增加。這是因為當鋼溫降低時固溶於(存在於固溶態裏)鐵素體裏的碳含量降低，所以能夠形成沉澱的C含量就增加了。

因此，如果C含量高且合金碳化物及碳氮化物的沉澱摩爾分數被過度增加，即使處於相同的熱學條件下，比如相同的溫度降低，室溫時的屈強比也可會被過度增加。

【發明內容】

發明概要

從上述技術問題的分析中，本發明者認識到：i)較佳地，合金碳化物和合金碳氮化物不但具有熱力學穩定性，而且具有在再加熱溫度時被固溶而不是在比如600-650℃溫度時被固溶於鋼裏的特性，以及ii)能夠在再加熱製程裏被溶入一次且隨後在熱軋的冷卻製程裏被沉澱之合金碳化物和合金碳氮化物，可有效地促進沉澱強化作用。

本發明者在經過密切調查之後，認識到在一高溫範圍和一室溫範圍時合適地控制合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱摩爾分數是較佳地，且考量下列專案而決定鋼的成分也是較佳地。

(i)在一室溫範圍內抑制合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱摩爾分數以阻止室溫時的屈強比被過度增加；以及(ii)為了獲得一高溫範圍內的足夠強度，達到合金碳化物和合金碳氮化物一特定的沉澱摩爾分數。

考慮到上述專案，本發明者設計了各種合金碳化物和合金碳氮化物，並且發現合金碳化物和合金碳氮化物的沉

澱總量可藉由在比如能夠形成合金碳化物的金屬元素 Mo、Ti、V、Nb、Cr 和合金碳氮化物的 C 和 N 之間取得數量 (含量) 的一合適平衡來加以控制。又發現熱力學特性可藉由在金屬元素間取得數量 (含量) 的一合適平衡來加以控制。

- 5 更確切地，在 Mo-基合金碳化物比如 Mo_2C 為沉澱 (其在 600-650°C 溫度範圍下可被完全固溶於鋼裏) 之主要成分的情況下，合金碳化物和合金碳氮化物透過沉澱強化作用對鋼強度的促進可能會消失。但是，發現作為 Mo-基合金碳化物的一部分代替品 (即，和 M_2C 類型合金碳化物相比 MCN 類型合金碳氮化物沉澱總量之增加，此處“M”代表金屬而不是鐵)，在高溫範圍內比 M_2C 類型合金碳化物更穩定之 MCN 類型合金碳氮化物的使用，可非常有效地解決上述問題。
- 10

- 換言之，部分代替 Mo 的 V 之所以被加入是為了形成合金碳氮化物而不是 Mo-基合金碳化物，主要基於 V、Nb 和 Mo 之有利的合金碳氮化物的產生可由取得一 V、Nb 和 Mo 之添加總量的合適平衡來加以控制。
- 15

- 當參看比如“一室溫”的表達時，這一般是指從約 0°C 到約 30°C 範圍內的一溫度。但是，注意 300°C 時的數據也可代表室溫時的數據。這是因為合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱總量在室溫和 300°C 之間增加地非常少。而且，本發明中所測量之合金碳化物和合金碳氮化物的這些沉澱主要產生於 300°C 和 600°C 之間。這歸因為一個事實，即當溫度變得較接近于室溫時，鋼中的固溶元素 (比如金屬元素、碳和氮) 之擴散因為沉澱行為而被極度地降低。更確切地，沉澱
- 20

的平衡狀態在室溫和300°C之間幾乎保持不變。因此，在本發明之描述中，300°C溫度時的沉澱狀態也可代表室溫時的溫度狀態。進言之，本發明者已選定600°C的溫度作為一合適的“高溫”，以供測量或評估特定力學特性，以及合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱總量之用。但是，該“高溫”並不局限於600°C且可包括其餘的合適溫度。

本發明的另一個目的是提供一種新型的型鋼，比如H-型鋼，其被用於建築材料且具有一低的屈服比和優異的韌性及耐火性，及其生產方法。該目標可被下列型鋼及其生產方法來完成。

第1項.一種型鋼，其質量百分含量(%)包含：

C:0.03-0.15；

Mo:0.1-0.6；

V $\leq$ 0.35；以及

15 N:0.002-0.012,

及其餘量為鐵和殘餘雜質，其中

(x)600°C時的合金碳化物和合金碳氮化物的一沉澱摩爾分數為0.3%或者更多，以及

(y)300°C時的合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱摩爾分數對600°C時的合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱摩爾分數之一比值為2.0或者更少。

第2項.如第1項之型鋼，其質量百分含量(%)進一步包含：

Si:0.05-0.50；

Mn:0.4-2.0；以及

Al≤0.01,

- 其中V含量之範圍為0.04到0.35%；一凸緣部分具有50%或者更高的一強度比，80%或者更低的一屈服比，以及
- 5 100J或者更多的0°C Charpy衝擊測試之衝擊強度，其中該強度比 = (600°C 時的0.2%實用屈服強度)/(室溫時的屈服強度)。

第3項.如第1項或者第2項之型鋼，其質量百分含量(%)進一步包含一種或多種下列元素：

10 Ti:0.005-0.020；

Nb≤0.06 %；

Cr≤0.7；

Ni≤1.0；以及

Cu≤1.0,

- 15 其中V的含量之範圍為從大於0.20到0.35(質量百分比%)。

第4項.一種方法，其用於在再加熱一鑄鋼後藉由熱軋而生產如第1項之一型鋼，包含步驟：

- (a)再加熱該鑄鋼至1100-1300°C (如在該鑄鋼的表面所
- 20 測量之)；

(b)熱軋該鑄鋼以形成該型鋼；以及

(c)在熱軋結束之後，自然冷卻或快速冷卻然後再自然冷卻該型鋼。

第5項.如第4項之方法，其中該熱軋步驟包括水冷該型

鋼至少一次至700°C或者更低(如在一凸緣部分的該表面處所測量之)然後再在回火製程中進行軋製。

第6項.如第5項之方法，其中快速冷卻步驟以0.5到5.0°C/s的平均冷卻速率來進行實施。

- 5 依據本發明，一種型鋼，比如在高溫下具有優異強度且在室溫下具有優異力學特性的H-型鋼，可藉由形成主要包含合適量的V和Mo之合金碳化物和合金碳氮化物透過特定製程比如熱軋一種包含特定成分的鑄鋼而被獲得。依據本發明，“鑄鋼”包括板坯、短條鋼、方坯、近終成形板坯、
- 10 鋼錠等等。

圖式簡單說明

- 第1圖顯示從H-型鋼1上所取之測試工件(樣本)的位置。第一位置在凸緣2厚度方向($1/2t_2$)處的中心區域和凸緣寬度方向上距離凸緣2的一端為 $1/4(1/4B)$ 總凸緣寬度(B)之
- 15 位置處。第二位置在凸緣2厚度方向($1/2t_2$)的中心區域和凸緣寬度方向上(倒角部分4)的一半($1/2B$)總凸緣寬度(B)之位置處。第三位置在腹部3厚度方向上($1/2t_1$)的中心區域和凸緣寬度方向上的一半($1/2H$)總腹部高度(H)之位置處。

- 第2(a)圖是一曲線圖，顯示關於本發明之一示例的一總
- 20 沉澱摩爾分數(其為 M_2C 類型合金碳化物摩爾分數和MCN類型合金碳氮化物摩爾分數之和)和溫度之間的關係，該示例包含0.35%的V，其中 M_2C 類型合金碳化物部分地包括作為固溶體的V和Nb以及MCN類型合金碳氮化物包括主要成分V和Nb及部分地包括作為固溶體的Mo。第2(a)，2(b)和3

圖的縱軸均是合金碳化物、合金碳氮化物及合金碳化物和合金碳氮化物的總量之沉澱摩爾分數。

第2(b)圖是一曲線圖，顯示總沉澱摩爾分數和溫度之間的關係，相似於第2(a)圖，其中V含量為0.22%。

- 5 第3圖是一曲線圖，顯示溫度和採用傳統技術製成的 M_2C 類型合金碳化物、MCN類型合金碳氮化物以及 M_2C 類型合金碳化物和MCN類型合金碳氮化物之總量的各個沉澱摩爾分數之間的關係。注意傳統方法指得是既不考慮600°C時的合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱摩爾分數，也不考慮300°C時的合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱摩爾分數對600°C時的合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱摩爾分數之比值為2.0或者更少之任何一種方法。

【實施方式】

較佳實施例之詳細說明

- 15 下面對本發明進行更確切描述。本發明之型鋼所要包含的元素描述如下。在該描述中，百分號“%”代表“%質量百分比”。

- 20 C是一種能改善鋼強度的元素。從結構鋼之足夠強度的角度來看，C含量較佳地為0.03%或者更多。C也可影響基底材料的鋼之韌性、熱影響區(heat affected zones)(HAZ)的抗焊縫性和韌性。從此類特性的角度看，C含量較佳地為0.15%或者更少。因此，C含量以0.03到0.15%為佳。

Si在煉鋼製程中是作為一種去氧劑(或除氧劑)作用並且也影響鋼的強度。從結構鋼之足夠強度的角度來看，Si

含量較佳地為0.05%或者更多。Si也影響HAZ處的韌性，因為過量Si可產生會削弱HAZ處韌性之硬化結構的M-A(馬丁體-奧氏體)成份。有鑒於此，Si含量較佳地為0.5%或者更少。因此，Si含量以0.05到0.50%為佳。

5 Mn是一種能改善母相強度和韌性的元素。從這個角度看，Mn的含量較佳地為0.4%或者更多。Mn也可影響HAZ處的抗斷裂強度和韌性。從此類特性的角度看，Mn含量較佳地為2.0%或者更少。因此，Mn含量以0.4到2.0%為佳。

Mo是一種能形成Mo-基合金碳化物的元素。在本發明
10 中，因為Mo合金碳化物被沉澱，所以可以認為型鋼在室溫和高溫下具有優異的強度。為了高溫時型鋼之足夠強度，Mo含量較佳地為0.1%或者更多。Mo也改善了鋼的淬透性。過量Mo因為可極大增加淬透性而可能削弱鋼和HAZ的韌性。從此類特性的角度看，Mo含量較佳地為0.6%或者更
15 少。因此，Mo含量較佳地為0.1到0.6%，更佳地為0.2到0.4%，最佳地為0.2到0.3%。

V是一種能形成合金碳氮化物且促進鋼的沉澱強化作用之元素。在本發明中，當V和Mo一起被使用時，V可被固溶於主要包含Mo的合金碳化物 M_2C 中以形成 $((Mo,V)_2C)$ 。
20 進言之，V容許Mo被固溶於主要包含V的合金碳氮化物 $M(C,N)$ 中以形成 $((Mo,V)(C,N))$ 。

基於熱力學的沉澱特性可藉由調整V和Mo含量將合金碳化物轉變成具有 M_2C 結構的合金碳化物及/或具有 $M(C,N)$ 結構的合金碳氮化物之一者或兩者而被適當地調整。為有

效實施此類轉變，V含量較佳地為0.04%或者更多。

當過量V被添加時，合金碳氮化物的總量可被過度增加且鋼和HAZ處的韌性可被削弱。因此，V含量較佳地為0.35%或者更少。

- 5 另一方面，為了確保600°C時型鋼之耐火性的足夠強度，舉例而言，較佳地是鋼中有足夠量的沉澱合金碳氮化物。為此，V含量以超過0.20%為佳。因此，V含量較佳地為超過0.20到0.35%。

- 為了保持耐火性，具有一 M_2C 結構的V-基合金碳化物的沉澱被主要控制。但是，為了有效改善耐火性，更佳地是形成具有 $M(C,N)$ 結構之合金碳氮化物被主要控制。從這個角度出發，V含量以超過0.20%為佳。
- 10

- N是一種能夠形成合金碳氮化物的元素。為了得到足夠的沉澱，N含量較佳地為0.002%或者更多。進言之，因為過量N可導致削弱鋼的韌性，故N含量較佳地為0.012%或者更少。因此，N含量較佳地為0.002到0.012%。
- 15

- Al在煉鋼製程中是作為一種強去氧劑(除氧劑)作用。但是，Al可化合N以形成AlN，其導致了合金碳氮化物(沉澱)總量的減少。因此，Al含量較佳地為0.01%或者更少。

- 20 進言之，在本發明中，其他可選擇的成分也可被添加。

Nb相似於V和Ti，是一種能形成合金碳氮化物，比如 $M(C,N)$ ，且促進沉澱強化作用的元素。但是，當Nb含量超過0.06%時，沉澱強化作用可能不會進一步地改善本發明的鋼強度，因為在1100-1300°C時不溶的合金碳氮化物的總

量、熱量溫度會在熱軋之前增加。

從藉由沉澱合金碳氮化物來改善強度的角度出發，Nb含量較佳地為0.02%或者更多。因此，Nb含量以0.02到0.06%為佳。

- 5 Ti是一種相似於Nb和V的元素，其能形成例如M(C,N)的合金碳氮化物且促進沉澱強化作用。在本發明中，Ti固溶於例如M(C,N)的合金碳氮化物中，其藉由添加V或V和Nb的化合物而形成，從而形成了例如(V, Ti)(C, N)或(V,Ti,Nb)(C, N)的合金碳氮化物。因此，Ti影響合金碳氮化物于高溫時的穩定性。
- 10

- 更確切些，例如M(C,N)的合金碳氮化物在Ti存在時能把熱穩定性範圍延伸至更高的溫度。但是，當Ti含量超過0.02%時，其可能不再促進沉澱強化作用，因為在熱軋之前所施加的加熱溫度下，比如1100-1300°C，不會變得固溶的合金碳氮化物之總量增加了。因此，Ti含量較佳地為0.02%或者更少。
- 15

- Cr這種元素不但能夠藉由增加鋼的淬透性和沉澱強化作用而改善室溫和高溫下的強度，而且能夠阻止鋼表面的晶粒邊界被氧化(晶界氧化)，且因此改善鋼表面的特性，比如光滑度和均勻度。但是，當存在過量Cr時，母相的韌性和HAZ處的韌性可被削弱。從這個角度出發，Cr含量較佳地為0.7%或者更少。
- 20

Ni是一種能改善母鋼韌性的元素。但是，從成本角度看，Ni含量較佳地為1.0%或者更少。

Cu是一種能改善鋼強度的元素。但是，當存在過量Cu時，鋼的淬透性可被過度增加因而鋼的韌性和HAZ處的韌性可被削弱。從這個角度出發，Cu的含量較佳地為1.0%或者更少。

- 5 合金碳化物和合金碳氮化物的結構與合金碳化物和合金碳氮化物沉澱的摩爾分數可採用電子顯微鏡透過觀察和分析來進行測量。作為一簡單方法，計算熱力學平衡的一軟體程式可被使用。

- 關於可用于本發明中的軟體，舉例而言，
10 “Thermo-Calc”（美國Thermo Calc Software製造）可被用於計算熱力學平衡。作為一個數據庫，舉例而言，“SSOL”也可被用於進行分析。但是，只要軟體和數據可靠，關於可用于本發明的軟體和數據庫不存在強加限制。

- 在本發明中，當合金碳氮化物的沉澱摩爾分數被計算
15 時，兩類合金碳化物和合金碳氮化物之總量，即，代表MCN類合金碳氮化物的具有一面心立方結構的合金碳氮化物之沉澱摩爾分數，以及代表 M_2C 類合金碳化物的具有一六角緊密堆積結構的合金碳化物之沉澱摩爾分數，在此被界定為合金碳化物和合金碳氮化物沉澱的摩爾分數。因此，發
20 明人既計算合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱總量，又將其等匯總，然後他們把合金碳化物和合金碳氮化物的總沉澱總量應用為沉澱摩爾分數。在這種計算情況下，合金碳化物和合金碳氮化物之確切沉澱摩爾分數是關於各種元素和不同溫度而被估算的。

較佳地，V可被添加，部分地代替Mo，因為Mo傾向于形成於600-650°C溫度範圍內可完全固溶於鋼裏的Mo-基合金碳化物，從而不能在此類高溫下促進沉澱強化。本發明中V含量在0.35%或者更少範圍內時，若干溫度時的力學預測(mechanical future)，比如室溫和高溫，是關於各種合金碳化物和合金碳氮化物以及不同溫度時其等之不同沉澱摩爾分數而加以估算的。如此做是為了研究C含量和N含量之間的一合適平衡，焦點集中於合金碳化物和合金碳氮化物所含的Mo和V上。

較佳地，假定主要包含Mo且V及/或Nb也可被固溶於其中之合金碳化物為“ M_2C 類合金碳化物”，而主要包含V和Nb且Mo也可被固溶於其中之合金碳氮化物為“MCN類型合金碳氮化物”，透過計算熱力學平衡而對合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱摩爾分數加以估算。因為採用持續冷卻的實際製程中之沉澱摩爾分數稍微不同於上面所計算的摩爾分數，所以做些修正為佳。

600°C時的力學特性，尤其是0.2%的實用屈服應力(0.2% proof stress)，較佳得到優異的耐火性。0.2%的實用屈服應力較佳地為157MPa或者更多。

變化用於本發明中的C和N元素之平衡，在合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱摩爾分數為0-1.0%範圍內對型鋼的特性進行評估。由此發現合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱摩爾分數較佳地為0.3%或者更多。

進言之，為了解決室溫時屈服比被過量增加之問題，

合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱摩爾分數之合適比值，即合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱摩爾分數在300°C和600°C時的比值，以及在若干高溫 and 室溫時的合適力學特性，均被研究。為了同時獲得抑制室溫時之過量增加強度和優異耐火性，較佳地發現滿足下列條件：i)凸緣部分的抗拉強度為400MPa或者更多；ii)0°C時Charpy衝擊試驗的衝擊強度為100J或者更多；以及iii)600°C時的0.2%實用屈服應力為157MPa或者更多。條件i)和ii)主要用於室溫時的特性而條件iii)主要用於耐火性。

10 在用來部分地代替Mo之V存在的情況下透過變化用於本發明中的C和N元素之平衡，在合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱摩爾分數為0-5.0%範圍內對型鋼的特性進行評估。由此發現合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱摩爾分數在300°C和600°C時的比值以2.0或者更少為佳。

15 從上述研究中得知，具有優異的特性的合金碳化物和合金碳氮化物之沉澱可被重新獲得，如第2(a)和(b)圖所示。在第2(a)和(b)圖中，部分地包含V和Nb固溶體的M₂C類型的合金碳化物和主要包含V、Nb及部分包含Mo固溶體的MCN類型的合金碳氮化物之總量，以及M₂C類型的合金
20 碳化物和MCN類型的合金碳氮化物之總和，被顯示。

第2(a)圖顯示了一V含量為0.35%例子。600°C時的合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱摩爾分數為0.52%，其在本發明的範圍之內(0.3或者更多)。當溫度從600°C變到300°C時，合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱摩爾分數從約0.52%

增加到約0.54%。其等之比值約是1.03，滿足本發明之2.0%或者更少的條件。

第2(b)圖顯示了一V含量為0.22%例子。600°C時的合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱摩爾分數為0.52%，其在本發明
5 明的範圍之內(0.3或者更多)。當溫度從600°C變到300°C時，合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱摩爾分數從約0.52%增加到約0.59%。其等之間的比值約是1.14，滿足本發明之2.0%或者更少的條件。

因此，發現上述組份設計可同時獲得抑制室溫時強度
10 之過量增加和600°C時的優異耐火性。

另一方面，第3圖顯示一傳統方法被施加在其組份處於本發明範圍內的鋼上之結果。如第3圖所示，600°C時的合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱摩爾分數在本發明的範圍之內(0.30%或者更多)。但是，當溫度從600°C變到300°C
15 時，合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱摩爾分數顯著地從約0.61%增加到約1.42%。300°C和600°C時的沉澱摩爾分數之比為2.3，其在本發明範圍(2.0或者更少)之外。第3圖顯示該傳統方法有問題因為300°C時的強度過分高了。應該強調地是傳統方法指得是既不考慮600°C時的合金碳化物和合
20 金碳氮化物的沉澱摩爾分數，也不考慮300°C時的合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱摩爾分數對600°C時的合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱摩爾分數之比為2.0或者更少之任何一種方法。

沉澱比如合金碳化物和合金碳氮化物之尺寸對強度有

影響。依據所期望的強度，較佳地製造細化顆粒至，舉例而言，10-1000nm尺寸的沉澱。較佳地，固溶退火在熱軋之前實施而於熱軋之後的冷卻期裏形成沉澱，或者藉由把鋼溫保持在約600°C而形成沉澱。

- 5 在本發明裏，關於具有穩定的較少依賴溫度(僅指300°C到600°C的溫度範圍)性的沉澱總量之MCN類型的合金碳氮化物和具有溫度依賴性的沉澱總量之 M_2C 類型的合金碳化物之間的沉澱總量之比，是不存在明確限制的。但是，
- 10 可以說該比值，即MCN類型的合金碳氮化物之沉澱/ M_2C 類型的合金碳化物之沉澱(後文稱作MCN/ M_2C 之比)，大於藉由傳統方法所取得的。舉例而言，0.7或者更多的MCN/ M_2C 之比在高溫時，例如600°C，提供一重要影響。但是當 M_2C 的總量被減少時，MCN/ M_2C 之比可能不會是一決定因素。換言之，0.7或者更多的MCN/ M_2C 之比不是本發明的一必要
- 15 條件。

- 熱軋製程中的限制之原因如下所述。首先鑄鋼，比如板坯、短條鋼、方坯、近終成形板坯、鋼錠等等，被再加熱至1100到1300°C之間。限制溫度的原因是為了在熱軋型鋼製程中確保一足夠的溫度以容許鑄鋼在奧氏體範圍內被
- 20 加工以及藉由把合金碳化物和合金碳氮化物一次製造成固溶體而充分發展沉澱強化作用。

 再加熱之後，該鑄鋼要遭受一熱軋製程。該熱軋製程基本上包括由有槽軋輥(groove rolling)所實施的一滾軋(break-down)製程、中間軋製(intermediate rolling)製程和精

軋(finishing rolling)製程。該中間軋製製程可由包括一軋邊機(edger rolling machine)和一萬能軋製機(universal rolling machine)在內的一組中間萬能軋製機中的任何一者來加以實施，而該精軋製程可由一萬能軋製機來進行實施。上述

5 製程也包括一採用斜軋(skew roll)、供控制型鋼腹部高度之用的軋製製程。

在上面軋製製程的滾軋製程中，鑄鋼在寬度方向上被多個軋輥軋製，每個軋輥具有一其底部寬度相互不同的槽且該底部部分在槽底的中間具有一突出部分。這是為了確

10 保一合適的凸緣寬度和腹部高度。

在中間軋製製程中，一合適的凸緣寬度可藉由軋邊機獲得而合適的腹部厚度而凸緣厚度可藉由萬能軋製機獲得。進言之，在精軋製程中，具有預定尺寸的型鋼被形成同時凸緣部分的表面溫度被保持在，例如 800°C 或者更高。

15 本發明可被較佳地應用於一種型鋼上，其腹部厚度範圍為 9mm 到 40mm，凸緣厚度範圍為 12mm 到 60mm，腹部高度約為 500mm 且凸緣寬度範圍為 200mm 到 500mm。

在再加熱之後的熱軋製程中，較佳地是型鋼至少被水冷一次至 700°C 或者更低(測量於凸緣部分的表面處)，然後

20 再在回火製程(heat returning)中被軋製。

如上所述，倒角和凸緣部分的溫度通常高於腹部部分的，這歸因於型鋼之形狀。為了減少溫度的不均勻性，凸緣部分的水冷和回火製程中的軋製至少被實施一次。較佳地，這種水冷和軋製的迴圈製程可依據型鋼尺寸和軋製道

次(rolling passes)數量而被重複地進行。

在本發明中，完成熱軋製程之後，較佳地型鋼或被自然冷卻或被快速冷卻例如至少一次，然後再被自然冷卻。在該冷卻製程中，鋼的微觀結構被細化顆粒，其使得室溫
5 時的強度，高溫時的韌性和強度都得到改善。

在快速冷卻實施于自然冷卻之前的情況下，平均冷卻速率應該在 0.5 到 5.0°C/s 之間為佳，以便於微觀結構可被進一步細化顆粒。

本發明中，在實施上述冷卻製程之後，具有下列力學
10 特性並具優異耐火性的型鋼可被製造。換言之，舉例而言：力學特性，其中由 600°C 時的 0.2% 的實用屈服應力/室溫時的屈服強度所界定之強度比為 50% 或者更高，室溫時的屈服率為 80% 或者更低且 0°C 時的 Charpy 衝擊吸收能量為 100J 或者更多；力學特性，其中室溫時凸緣部分的抗拉強
15 度為 400Mpa 等級(級別)，600°C 時的 0.2% 的實用屈服應力為 157Mpa 或者更多且 0°C 時的 Charpy 衝擊吸收能量為 100J 或者更多；以及力學特性，其中室溫時凸緣部分的抗拉強度為 490Mpa 等級，600°C 時的 0.2% 的實用屈服應力為 217Mpa 或者更多且 0°C 時的 Charpy 衝擊吸收能量為 100J
20 或者更多。

示例

本發明之示例如下所述。但是示例中所述條件僅僅是揭示性的而本發明並不受限於這些條件。在不脫離本發明之實質時本發明可被實施到其餘各種條件裏從而實現本發

明之目的。

該等示例中所用之方坯鋼和短條鋼在煉鋼轉爐裏被熔融，其等具有表1所示之成分/組成物且600°C和300°C時的沉澱摩爾分數藉由“Thermo-Calc”透過平衡計算而被預定，
5 以及約240-300mm厚度的方坯和短條鋼在連續鑄造製程中被鑄造。在表1中，“tr”表示“檢測不到”或“不可避免的雜質”。

對比鋼之示例“a-g”的條件均在本發明之範圍以外。示例“a-c”之成分條件在本發明之範圍以內，但是600°C時合金
10 碳化物和合金碳氮化物的沉澱摩爾分數卻不在本發明之範圍以內(0.3%及更多)。至於示例“d-g”，300°C的合金碳化物和合金碳氮化物之沉澱摩爾分數對600°C的合金碳化物和合金碳氮化物之沉澱摩爾分數之各個比值，即(300°C的摩爾分數)/(600°C的摩爾分數)，均在本發明之範圍(2.0及更少)
15 以外。

在表1中，最右欄裏所顯示的300°C的合金碳化物和合金碳氮化物之沉澱摩爾分數對600°C的合金碳化物和合金
20 碳氮化物之沉澱摩爾分數之比值與透過300°C和600°C的合金碳化物和合金碳氮化物之各個沉澱摩爾分數的計算值並不完全相同。該差異是由有效數字(significant digits)引起的，因為合金碳化物和合金碳氮化物之各個沉澱摩爾分數被計算到三個十進制位，其已被舍入了。

每個鑄鋼被再加熱至1100到1300°C然後再遭受熱軋製程以形成一預定尺寸的H-型鋼，該熱軋製程包括由一有槽

軋軋所實施的滾軋製程、一包括一軋邊機和一萬能軋製機在內的一組中間萬能軋製機所實施之中間軋製和一由一萬能軋製機所實施之精軋製程。

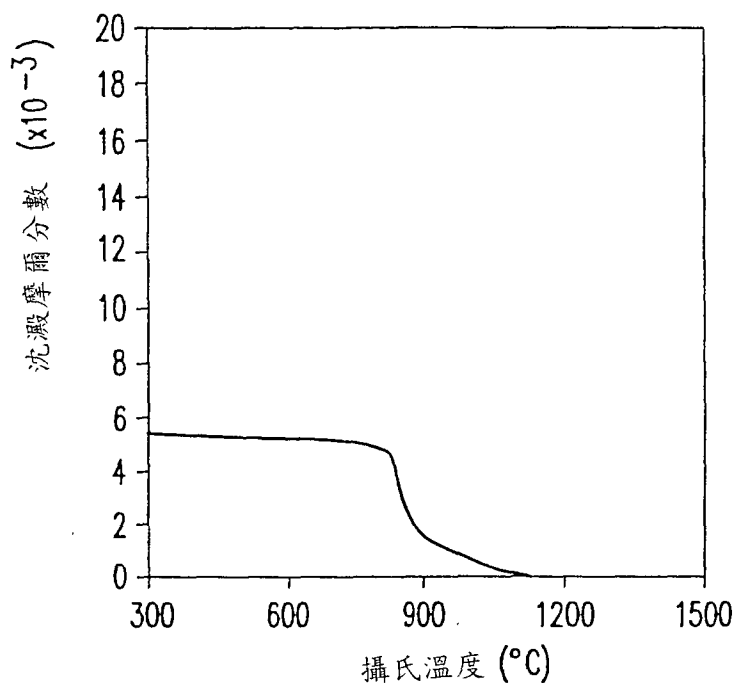
在上述熱軋製程中，H-型鋼的腹部高度由一熱軋製程
5 採用一斜軋來加以控制。

被製造成的H-型鋼，其腹部厚度之範圍為9mm到40mm，凸緣厚度之範圍為12mm到60mm，腹部高度約為500mm以及凸緣寬度之範圍為200mm到500mm。

第1圖顯示了H-型鋼的一C-剖面，其是由橫向(而不是
10 縱向)切割鋼所產生之。所製造的H-型鋼之力學特性是利用測試工件(樣本)透過大量試驗而被獲得。第1圖顯示了測試工件(樣本)之所取位置。第一位置在凸緣2厚度方向上($1/2t_2$)的中心區域和凸緣寬度方向上距離凸緣2的一端為 $1/4(1/4B)$ 總凸緣寬度(B)之位置處。第二位置在凸緣2厚度方向上
15 ($1/2t_2$)的中心區域和凸緣寬度方向上(倒角部分)的一半($1/2B$)總凸緣寬度(B)位置處。第三位置在腹部3厚度方向上的中心區域($1/2t_1$)和凸緣寬度方向上的一半($1/2H$)總腹部高度(H)位置處。上面($1/4B$)位置處的力學特性可代表H-型鋼凸緣部分的力學特性。但是，上面三個位置處的力學特
20 性被測量並且三個位置處的力學特性之平均值和腹部部分(第三位置)的力學特性之值均被檢查以確認腹部處之力學特性的過量強度可被防止。換言之，腹部部分值對三個位置處的平均值之比已被計算。

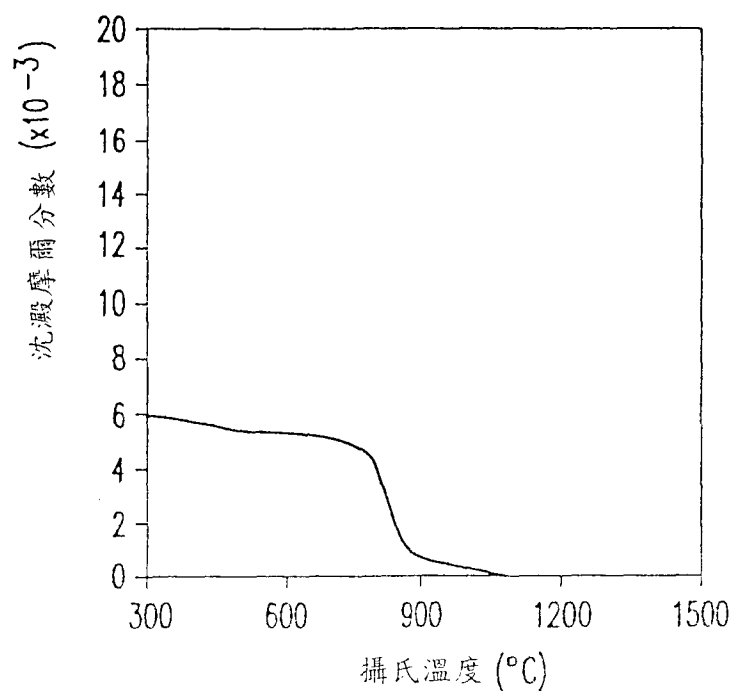
表2揭示了上面測試的結果，即，室溫時的屈服強度，

成分：0.05C-0.15Si-0.7Mn-0.3Mo-0.35V-0.006Nb-0.004N
 600°C時的（ M_2C 類型碳化物+MCN類型碳氮化物）
 的沈澱摩爾分數：0.53%
 300°C時的摩爾分數對600°C時的摩爾分數之比值：1.03

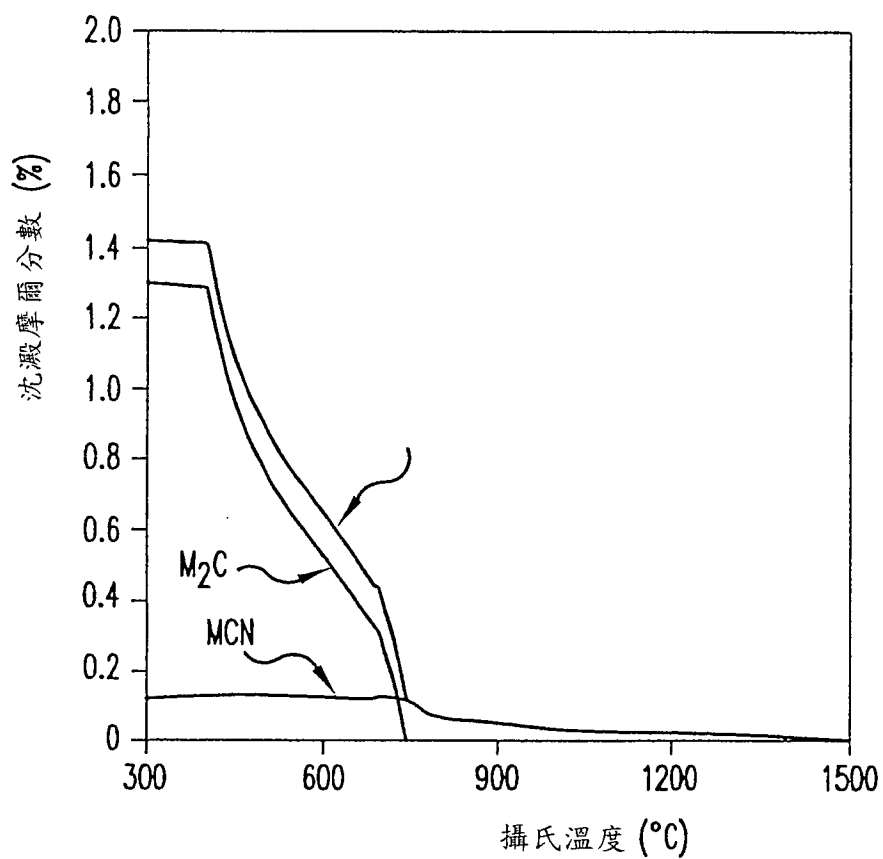


第2(a)圖

成分：0.05C-0.15Si-0.7Mn-0.3Mo-0.22V-0.002Nb-0.004N
 600°C時的（ M_2C 類型碳化物+MCN類型碳氮化物）
 的沈澱摩爾分數：0.52%
 300°C時的摩爾分數對600°C時的摩爾分數之比值：1.14



第2(b)圖



傳統成分 0.10C-0.20Si-1.30Mn-0.008Ti
-0.55Mo-0.06V-0.007N

第 3 圖

七、指定代表圖：

(一)本案指定代表圖為：第 (2a) 圖。

(二)本代表圖之元件符號簡單說明：

(無)

八、本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式：

98年1月6日修(正)換頁 P. 26~P. 33

室溫時的抗拉強度，室溫時的屈服比，0°C時的Charpy衝擊吸收能量(依據JIS的3點平均值，該樣本是JIS NO.4(所有尺寸)，帶有2mmV形槽口)，依據JIS A2的600°C時的0.2%實用屈服應力，以及600°C時的0.2%實用屈服應力對室溫時的屈服強度之比，舉例而言，依據IS NO. 13A或13B，依賴於型鋼的厚度。至於Charpy衝擊試驗，表2中的數據代表在Charpy衝擊試驗中具有低於H-型鋼剖面中任何其餘部位之值的倒角部分(1/2B)處的測量值。至於600°C時的0.2%實用屈服應力，表2中的數據代表凸緣部分內的(1/4B)位置處之測量值。該(1/4B)位置處之測量值代表H-型鋼的強度。鋼需要兩個不同等級(級別)的強度。一個是SN400等級，其室溫時的抗拉強度為400MPa及更多，另一個是SN490等級，其室溫時的抗拉強度為490 MPa及更多。關於SN400等級，其強度約是400-520MPa之示例被顯示。關於SN490等級，其強度約是500-611MPa之示例被顯示。在表2中，依據該等等級對結果進行描述。又，腹部部分的力學特性值對三個位置處的平均值之比被計算且隨之列出。

表 I 高 V 含量系統

	編號	C	Si	Mn	Mo	V	N	Al	Ti	Nb	Cr	Ni	Cu	透過熱力學平衡計算推估之金屬碳化物和金屬氮化物沉澱		
														在 600 °C 之摩爾分數 (%)	在 300 °C 之摩爾分數 (室溫/一般溫度) (%)	摩爾分數比： 300°C/600°C
本發明之 H- 型鋼	1	0.05	0.20	0.70	0.30	0.25	0.0043	0.010	t r	t r	t r	t r	t r	0.53	0.54	1.03
	2	0.05	0.20	0.60	0.15	0.35	0.0045	0.008	t r	t r	t r	t r	t r	0.54	0.55	1.03
	3	0.10	0.20	0.60	0.40	0.30	0.0045	0.008	t r	t r	t r	t r	t r	0.98	1.12	1.15
	4	0.05	0.15	1.00	0.30	0.20	0.0040	0.008	t r	t r	t r	t r	t r	0.52	0.60	1.17
	5	0.07	0.10	1.05	0.30	0.35	0.0041	0.008	t r	t r	t r	t r	t r	0.73	0.75	1.03
	6	0.05	0.15	1.30	0.30	0.20	0.0070	0.008	t r	t r	t r	t r	t r	0.54	0.63	1.18
	7	0.06	0.10	1.00	0.30	0.30	0.0073	0.008	t r	t r	0.2	t r	t r	0.65	0.67	1.03
	8	0.05	0.10	1.05	0.25	0.20	0.0071	0.010	t r	0.03	t r	t r	t r	0.54	0.61	1.14
	9	0.06	0.15	1.20	0.30	0.25	0.0070	0.010	0.012	tr	t r	t r	t r	0.64	0.73	1.14
	10	0.05	0.20	1.20	0.30	0.20	0.0070	0.010	0.008	0.02	t r	0.7	0.7	0.54	0.62	1.16
	11	0.05	0.15	0.70	0.30	0.21	0.0041	0.010	t r	t r	t r	t r	t r	0.52	0.60	1.16
	12	0.10	0.20	0.60	0.40	0.25	0.0045	0.008	t r	t r	t r	t r	t r	0.89	1.16	1.31
	13	0.06	0.15	0.72	0.40	0.10	0.0044	0.009	t r	0.05	t r	t r	t r	0.60	0.76	1.27
	14	0.05	0.15	0.60	0.30	0.30	0.0047	0.008	t r	t r	t r	0.8	0.8	0.54	0.59	1.11
	15	0.12	0.10	1.01	0.40	0.35	0.0042	0.010	t r	t r	t r	t r	t r	1.11	1.35	1.21
	16	0.05	0.15	1.30	0.30	0.20	0.0070	0.008	t r	t r	t r	t r	t r	0.42	0.63	1.50
	17	0.08	0.10	1.00	0.30	0.30	0.0073	0.008	t r	t r	t r	t r	t r	0.68	0.90	1.32
	18	0.05	0.10	1.05	0.20	0.21	0.0071	0.010	t r	0.03	t r	t r	t r	0.54	0.60	1.12
	19	0.06	0.20	1.10	0.30	0.15	0.0070	0.010	0.012	t r	0.6	t r	t r	0.37	0.63	1.73
	20	0.05	0.20	1.00	0.30	0.20	0.0070	0.010	0.008	t r	0.2	t r	t r	0.43	0.64	1.48
比較之 H- 型鋼	a	0.10	0.15	0.71	0.30	t r	0.0042	0.010	t r	0.02	t r	t r	t r	0.24	0.92	3.79
	b	0.10	0.15	0.72	0.30	t r	0.0042	t r	t r	0.04	t r	t r	t r	0.25	0.95	3.85
	c	0.10	0.15	0.75	0.30	t r	0.0044	0.010	t r	0.06	t r	t r	t r	0.27	1.06	3.87
	d	0.10	0.15	0.99	0.30	0.07	0.0073	0.008	0.010	0.04	0.2	t r	t r	0.41	1.38	3.37
	e	0.10	0.15	1.00	0.30	0.07	0.0074	0.008	0.010	0.06	0.2	t r	t r	0.34	1.36	3.97
	f	0.12	0.15	1.00	0.30	0.07	0.0071	0.001	0.005	0.04	0.2	t r	t r	0.41	1.65	3.97
	g	0.12	0.15	1.00	0.30	0.07	0.0073	0.001	0.010	0.06	0.2	t r	t r	0.45	1.63	3.61

表 2 高 V 含量系統

成分	強度等級	軋製時水冷卻	快速冷卻 (0.5~50℃ /s)	凸緣/腹部之厚度 (mm)	H-型鋼之 部位	室溫時的力學特性							高溫時的力學特性	
						屈服強度 YP (MPa)	抗拉強度 TS (MPa)	屈服比 (%)	屈服強度比: 腹部/平均	強拉強度比: 腹部/平均	0℃ 時的 Charpy 衝擊吸 收能量 (J) *1	600℃ 時的 0.2% 實用屈服 應力 PS(MPa) *2	強度比: (600℃ 時的 0.2% 實用屈 服應力)/(室溫時的屈服 強度) (%) *3	
1	SN400 級	n/a	n/a	20/35	腹部部位 平均	334 322	426 415	78.4 77.6	104	1.03	389	182	54.5	
2		應用	n/a	14/26	腹部部位 平均	338 327	427 418	79.2 78.2	1.03	1.02	346	185	54.7	
3		應用	n/a	13/21	腹部部位 平均	349 335	441 432	79.1 77.5	1.04	1.02	264	191	54.7	
4	SN490 級	應用	應用	13/21	腹部部位 平均	384 379	502 498	78.5 76.1	1.04	1.01	217	221	56.1	
5		應用	n/a	14/26	腹部部位 平均	417 406	542 533	76.9 76.2	1.03	1.02	280	229	54.9	
6		應用	n/a	14/26	腹部部位 平均	432 416	579 567	74.6 73.4	1.04	1.02	455	231	53.5	
7		應用	應用	18/28	腹部部位 平均	389 375	513 505	75.8 74.3	1.04	1.02	189	235	60.4	
8		應用	n/a	20/35	腹部部位 平均	424 406	554 545	76.5 74.5	1.04	1.02	251	233	55.0	
9		應用	n/a	20/35	腹部部位 平均	417 408	548 542	76.1 75.3	1.02	1.01	261	222	53.2	

本發明

之 H-型 鋼	10		應用	n/a	11/18	腹部部位 平均	438	568	76.8 74.7	1.03	1.01	191	228	52.3
	11	SN400 級	n/a	n/a	20/35	腹部部位 平均	329	431	76.3	1.04	1.02	297	179	54.4
	12		應用	n/a	13/24	腹部部位 平均	317	421	75.3	1.03	1.05	331	182	53.4
	13			n/a		腹部部位 平均	341	430	79.3	1.04	1.04	221	184	55.6
	14		應用	應用	13/21	腹部部位 平均	331	425	77.9	1.05	1.03	201	234	58.8
	15	SN490 級	應用	n/a	13/24	腹部部位 平均	378	527	71.7	1.04	1.03	287	246	55.8
	16		應用	n/a	13/24	腹部部位 平均	441	567	77.8	1.04	1.03	174	241	56.7
	17		應用	應用	18/28	腹部部位 平均	425	534	79.6	1.05	1.04	189	246	57.2
	18		應用	n/a	20/35	腹部部位 平均	407	517	78.7	1.04	1.04	284	227	55.2
	19	SN400 級	應用	n/a	18/34	腹部部位 平均	430	566	76.0	1.05	1.03	241	155	40.6
	20		應用	n/a	11/18	腹部部位 平均	411	543	75.7	1.05	1.13	386	124	41.5
	a		應用	n/a	20/35	腹部部位 平均	411	546	75.3	1.04	1.11	179	152	41.6
	b		應用	n/a	13/21	腹部部位 平均	397	526	75.5	1.04	1.09	97	155	40.6
	c		應用	n/a	13/21	腹部部位 平均	440	571	77.1	1.04	1.03	241	237	
比較之			應用	n/a	20/35	腹部部位 平均	425	555	76.6	1.05	1.04	189	246	57.2
			應用	n/a	18/34	腹部部位 平均	411	546	75.3	1.04	1.04	284	227	55.2
			應用	n/a	11/18	腹部部位 平均	440	571	77.1	1.04	1.03	241	237	

H-型鋼													
d	應用	n/a	14/26	平均	342	476	71.8	1.1	1.09	197	206	49.6	
				腹部部位	415	575	72.2						
				平均	377	529	71.3						
				腹部部位	426	570	74.7						
				平均	382	520	73.5						
				腹部部位	424	611	69.4						
				平均	389	584	69.0						
				腹部部位	433	591	73.3						
e	應用	n/a	14/26	平均	399	547	72.9	1.09	1.08	49	227	52.4	
				腹部部位	433	591	73.3						
				平均	399	547	72.9						
				腹部部位	426	570	74.7						
				平均	382	520	73.5						
				腹部部位	424	611	69.4						
				平均	389	584	69.0						
				腹部部位	433	591	73.3						
f	應用	n/a	13/21	平均	399	547	72.9	1.09	1.08	86	225	53.1	
				腹部部位	433	591	73.3						
				平均	399	547	72.9						
				腹部部位	426	570	74.7						
				平均	382	520	73.5						
				腹部部位	424	611	69.4						
				平均	389	584	69.0						
				腹部部位	433	591	73.3						
g	應用	n/a	20/35	平均	399	547	72.9	1.09	1.08	49	227	52.4	
				腹部部位	433	591	73.3						
				平均	399	547	72.9						
				腹部部位	426	570	74.7						
				平均	382	520	73.5						
				腹部部位	424	611	69.4						
				平均	389	584	69.0						
				腹部部位	433	591	73.3						
顯著數據代表未滿足目標特性。													

目標特性:

SN400 級	235-355	400-510	<80			100 <	157 <	50 <
SN490 級	325-445	490-610	<80			100 <	217 <	50 <

- *1 Charpy 衝擊測試用之測試片的位置：凸緣 1/2 B (倒角部位)
- *2 高溫時抗拉測試用之測試片的位置：凸緣 1/4 B
- *3 室溫下腹部部位的屈服強度; 600 °C 時在凸緣 1/4 B 處之 0.2 % 實用強度

本發明的強度滿足了諸如成分以及合金碳化物和合金
碳氮化物之沉澱摩爾分數的條件。本發明鋼的力學特性達
到了高溫(600°C)和室溫下兩者的目標特性，比如屈服強
度、抗拉強度、0°C時的Charpy衝擊吸收能量，尤其是鋼的
5 凸緣部分之強度比被界定為(600°C時的0.2%實用屈服應
力)/(室溫時的屈服強度)和室溫時的屈服比。

所對比示例，儘管具有和本發明一樣的鋼成分，卻不
滿足室溫和高溫下的力學特性中之至少一項，因為它們不
滿足本發明中的合金碳化物和合金碳氮化物之沉澱摩爾分
10 數的要求。

和本發明(100J或者更多)的鋼相比較，“c，f，g”的對
比鋼在0°C時的Charpy衝擊吸收能量方面是不夠的。屬於等
級SN400的對比鋼“a，b”沒有達到600°C時的0.2%實用屈服
應力之目標值，即157MPa及更多。屬於等級SN490的對比
15 鋼“d，e”，分別具有一600°C時的0.2%實用屈服應力206、
212MPa，其等沒有達到217MPa及更多的目標值。對比鋼
“d，e”的強度比沒有達到50%或者更多的目標值。

如前所述，透過形成在添加量V和Mo之合適平衡下主
要由V和Mo製成之合金碳化物和合金碳氮化物，本發明提
20 供具優異耐火性和具高溫下所期望的強度以及室溫下的力
學特性之型鋼。

本發明之型鋼作為一種建築材料非常有用並且具有很
好的工業應用。

在本申請案裏所參考之所有被引用的專利、申請案、

與此有關的申請案,以及臨時申請案均被併入本文以供參考。

所陳述之本發明顯然可被許多途徑進行變化。類似變化不被認為脫離了本發明之精神和範圍,且所有對該技藝之熟練技工為顯然的類似修正都涵蓋在下列申請專利範圍之內。

【圖式簡單說明】

第1圖顯示從H-型鋼1上所取之測試工件(樣本)的位置。第一位置在凸緣2厚度方向($1/2t_2$)處的中心區域和凸緣寬度方向上距離凸緣2的一端為 $1/4(1/4B)$ 總凸緣寬度(B)之位置處。第二位置在凸緣2厚度方向($1/2t_2$)的中心區域和凸緣寬度方向上(倒角部分4)的一半($1/2B$)總凸緣寬度(B)之位置處。第三位置在腹部3厚度方向上($1/2t_1$)的中心區域和凸緣寬度方向上的一半($1/2H$)總腹部高度(H)之位置處。

第2(a)圖是一曲線圖,顯示關於本發明之一示例的一總沉澱摩爾分數(其為 M_2C 類型合金碳化物摩爾分數和MCN類型合金碳氮化物摩爾分數之和)和溫度之間的關係,該示例包含0.35%的V,其中 M_2C 類型合金碳化物部分地包括作為固溶體的V和Nb以及MCN類型合金碳氮化物包括主要成分V和Nb及部分地包括作為固溶體的Mo。第2(a), 2(b)和3圖的縱軸均是合金碳化物、合金碳氮化物及合金碳化物和合金碳氮化物的總量之沉澱摩爾分數。

第2(b)圖是一曲線圖,顯示總沉澱摩爾分數和溫度之間

的關係，相似於第2(a)圖，其中V含量為0.22%。

第3圖是一曲線圖，顯示溫度和採用傳統技術製成的 M_2C 類型合金碳化物、MCN類型合金碳氮化物以及 M_2C 類型合金碳化物和MCN類型合金碳氮化物之總量的各個沉澱摩爾分數之間的關係。注意傳統方法指得是既不考慮600℃時的合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱摩爾分數，也不考慮300℃時的合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱摩爾分數對600℃時的合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱摩爾分數之比值為2.0或者更少之任何一種方法。

10

【主要元件符號說明】

1…H-型鋼

2…凸緣

3…腹部

4…倒角部分

五、中文發明摘要：

98年1月6日 發明人 王替換頁

一種型鋼，比如 H-型鋼，具優異耐火性，其一凸緣部分具有 50% 或者更高的強度比，80% 或者更低的屈服比，以及 100J 或者更高的 0 °C Charpy 衝擊測試的衝擊強度，其中強度比 = (600°C 時的 0.2% 實用屈服強度)/(室溫時的屈服強度)，及其一生產方法被提供。該型鋼包含質量百分比 (%)：C: 0.03-0.15；Mo: 0.1-0.6；V ≤ 0.35；和 N: 0.002-0.012，及其餘量為鐵和殘餘雜質，其中 (x) 600°C 時的合金碳化物和合金碳氮化物的一沉澱摩爾分數為 0.3% 或者更多，以及 (y) 300°C 時的合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱摩爾分數對 600°C 時的合金碳化物和合金碳氮化物的沉澱摩爾分數之一比值為 2.0 或者更少。

六、英文發明摘要：

A shaped steel, such as H-shaped steel, excellent in fire resistance, where a flange portion has 50% or more of a ratio of strength, 80 % or less of yield ratio, and 100 J or more of impact strength of Charpy impact test at 0 °C, wherein the ratio of strength = (proof stress of 0.2% at 600°C)/(yield strength at room temperature), and a producing method thereof are provided. The shaped steel comprises in mass percent (%): C: 0.03-0.15; Mo: 0.1- 0.6; V ≤ 0.35; and N: 0.002-0.012, and the balance being iron and residual impurities, wherein (x) a mol fraction of precipitate of alloy carbides and alloy carbonitrides at 600°C is 0.3 % or more, and (y) the ratio of the mol fraction of precipitate of alloy carbides and alloy carbonitrides at 300°C to the mol fraction of precipitate of alloy carbides and alloy carbonitrides at 600°C is 2.0 or less.

十、申請專利範圍：

98.1.6

1. 一種型鋼，其包含，以質量百分比計(%)：

C:0.06-0.15；

Mo:0.1-0.4；

5 V:0.04-0.35；以及

N:0.002-0.012，

以及其餘量為鐵和殘餘雜質，其中

(x)600°C時的複數合金碳化物和複數合金碳氮化物
的一沉澱摩爾分數為0.3%或者更多，以及

10 (y)300°C時的複數合金碳化物和複數合金碳氮化物
的一沉澱摩爾分數對600°C時的複數合金碳化物和複數
合金碳氮化物的該沉澱摩爾分數之一比值為2.0或者更
少。

2. 如申請專利範圍第1項之型鋼，進一步包含：

15 Si:0.05-0.50；

Mn:0.4-2.0；以及

Al≤0.01，

其中該V含量範圍為從0.04到0.35(質量百分比%)；
該型鋼的一凸緣部分具有50%或者更高的一強度比，
20 80%或者更低的一屈服比，以及100J或者更高的0°C
Charpy衝擊測試之衝擊強度，其中該強度比=(600°C時
的0.2%實用屈服強度)/(室溫時的屈服強度)。

3. 如申請專利範圍第1項或第2項之型鋼，其質量百分含量
(%)進一步包含一種或多種下列複數元素：

Ti:0.005-0.020 ;

Nb $\leq$ 0.06% ;

Cr $\leq$ 0.7 ;

Ni $\leq$ 1.0 ; 以及

5 Cu $\leq$ 1.0,

其中該V含量範圍為從超過0.20到0.35之間(質量百分比%)。

4. 一種方法，用於在再加熱一鑄鋼後藉由熱軋而生產如申請專利範圍第1項之一型鋼，包含複數步驟：

10 (a)再加熱該鑄鋼至1100-1300°C ；

(b)熱軋該鑄鋼以形成該型鋼；以及

(c)在該熱軋結束之後，自然冷卻或快速冷卻然後再自然冷卻該型鋼。

5. 如申請專利範圍第4項之方法，其中該熱軋步驟包括水
15 冷該型鋼至少一次至700°C 或者更低(如該型鋼的一凸緣部分之一表面處所測量之)然後再在一回火製程中進行軋製。

6. 如申請專利範圍第5項之方法，其中該快速冷卻步驟以
20 0.5到5.0°C /s的一平均冷卻速率進行實施。