

公告本

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：94124502

※申請日期：94.7.20

※IPC 分類：C22C38/00

一、發明名稱：(中文/英文)

具優異高溫強度之熔接結構用 490Mpa 級高張力鋼及其製造方法

490MPa GRADE HIGH STRENGTH WELDABLE STRUCTURAL STEEL HAVING
EXCELLENT IN HIGH TEMPERATURE STRENGTH

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 4 人)

姓 名：(中文/英文)

1. 水谷泰/MIZUTANI, YASUSHI

2. 渡部義之/WATANABE, YOSHIYUKI

3. 植森龍治/UEMORI, RYUUJI

4. 熊谷達也/KUMAGAI, TATSUYA

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； 2004.07.21； 特願 2004-213511

☐ 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】

技術領域

本發明係有關於一種在 600°C 以上 800°C 以下之溫度範圍內，於1小時左右較短時間內之高溫強度優異之熔接結構用高張力鋼及其製造方法，且該高張力鋼可用於建築、土木、海洋結構物、造船及各種貯存容器等一般性熔接結構物。本發明之主要對象物是厚板(厚鋼板)，但亦包含鋼管或型鋼等。

10 【先前技術】

背景技術

一般的熔接結構用鋼材強度，約從 350°C 開始下降，且其容許溫度約為 500°C 。因此，該等鋼材使用於大樓或事務所、住家、立體停車場等建築物時，為確保火災時的安全性，必須施行充分的耐火被覆；且建築相關法令也規定須使火災時之鋼材溫度不超過 350°C 以上。這是由於前述鋼材之耐力(降伏強度)在 350°C 時會變為常溫時之 $2/3$ 倍左右，低於所需強度之緣故。實際上，如前述之耐火被覆對建築成本有很大的影響。

20 為了解決如上述之課題，開發出具備高溫耐力之「耐火鋼」(例如，參照特開平2-77523號公報、特開平10-68044號公報)。前述「耐火鋼」分別於 600°C 、 700°C 之耐力，可維持在常溫下規格最小耐力(降伏強度)的 $2/3$ 以上。然而，前述「耐火鋼」皆僅表示出特定溫度下的耐力，全無言及

較其所示溫度更高溫下之耐力。特別地，超過700°C之溫度時，由於進入因鋼成分而部分開始變態之溫度領域，有耐力(降伏強度)急速下降之疑慮，故製造可反映設計之安定實用鋼極為困難。

- 5 先前本發明人曾針對可確保700~800°C之高溫強度之鋼及其製造方法進行發明(例如，請參照特開2004-43961號公報)，其鋼成分中必須添加B，使組織控制較為容易，特別是可達成建築結構用鋼之低降伏比。然而，如一般所知，B也會使淬火性增大等，為功過兼半之元素。例如，熔接輸入熱較小時，熔接熱影響部會明顯硬化而使韌性變差；相反地，熔接輸入熱太大時，B會於沃斯田鐵晶粒間界析出，而無法有效利用B的淬火性，且會使組織粗大、韌性變差，故產生熔接輸入熱範圍受限等問題。

- 而作為建築結構用鋼，由耐震性的觀點來看，降伏比
15 必須要低，JIS之「建築結構用壓延鋼材」規格也規定降伏比須在80%以下。本發明人先前之發明，便是依循前述要求而完成者。然而，平成12年6月開始施行之修訂建築基準法，將迄今之使用規定修正為性能規定，包括將新技術、新材料早期實用化等規定。關於建築用鋼材，在建築基準
20 法37條中，可使用第1項：為JIS材且被許可作為建築結構用而使用者；及第2項：因應各種必要性能評定鋼材性能且由國土交通大臣認定者。因此，本發明人專心一意地研發不受JIS建築用鋼材之降伏比規定限制、迄今所要求之高溫強度、及熔接性優異，且在廣大熱輸入範圍內具優異熔接

部韌性之鋼材，終於完成本發明。

【發明內容】

發明揭示

如上所述，利用鋼材構成建築物時，因通常之鋼材高溫強度(耐力=降伏應力)較低，無耐火被覆或耐火被覆較少時便無法利用，不得不加上昂貴的耐火被覆。又，即使是新開發的鋼材，其保證耐火溫度也僅在600~700℃、有其限度，因此進行研發一種可在700~800℃時不使用耐火被覆並可因此而省略加覆耐火被覆工程之鋼材。

10 本發明之目的係提供一種600℃以上800℃以下之溫度範圍內高溫強度優異之熔接結構用高強力鋼，以及可工業化且穩定地供給該鋼之製造方法。

本發明為克服上述課題，將鋼成分或顯微組織等限定於適當範圍內以達成目的，其要旨如下：

15 (1)一種高溫強度優異之熔接結構用490MPa級高張力鋼，其鋼成分以質量%計，含有：

C：0.005%以上、小於0.040%；

Si：0.5%以下；

Mn：0.1~小於0.5%；

20 P：0.02%以下；

S：0.01%以下；

Mo：0.3~1.5%；

Nb：0.03~0.15%；

Al：0.06%以下；及

N：0.006%以下，

且定義為：

$$P_{CM}=C+Si/30+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5B$$

- 5 之熔接裂痕敏感性組成 P_{CM} 為0.15%以下，並且實質上不含
有B，而剩餘部分由鐵及不可避免之雜質所構成，又，顯微
組織為肥粒鐵與韌鋼之混合組織主體，且該韌鋼分率為20
～90%。

- (2)如(1)之高溫強度優異之熔接結構用490MPa級高張
10 力鋼，係以質量%計，更含有：

Cu：0.05～1.0%；

Ni：0.05～1.0%；

Cr：0.05～1.0%；

V：0.01～0.1%；

15 Ti：0.005～0.025%；

Ca：0.0005～0.004%；

REM：0.0005～0.004%；及

Mg：0.0001～0.006%

之1種或2種以上者。

- 20 (3)如(1)或(2)之高溫強度優異之熔接結構用490MPa級
高張力鋼，其中與板厚1/4厚位置之壓延方向平行之斷面之
舊沃斯田鐵晶粒的平均圓相當直徑，為120 μ m以下。

(4)一種高溫強度優異之熔接結構用490MPa級高張力
鋼之製造方法，係將如(1)或(2)之鋼成分所構成之鋼片或鑄

片，再加熱至1100~1250℃之溫度範圍後，使1100℃以下之累積壓下率為30%以上並以850℃以上的溫度壓延，然後放冷或由800℃以上的溫度加速冷卻至650℃以下的溫度。

【實施方式】

5 較佳實施例之詳細說明

以下詳細說明本發明。

針對高溫強度，可藉由複合添加Mo及Nb，促進析出高溫時安定之碳氮化物，同時使顯微組織韌鋼化之差排密度增大，並且藉由固溶Mo及Nb延遲差排回復。特別地，為顯
10 現本發明目的之700~800℃之極高溫下的強度，以先前技術來看，必須添加更多量的Mo，但與確保熔接用結構鋼之優異熔接性、熔接部韌性之觀點相反，與高溫強度並存是極為困難之事。

由本發明人之研究可發現：根據得到合金元素的適當
15 性和組織控制，特別是高溫下母相組織的熱安定性和適切的整合析出強化效果、以及差排回復延遲效果，可使優異熔接性、熔接部韌性與高溫強度並存。

首先，說明本發明如申請專利範圍般限定鋼成分之理由。

20 C為影響鋼材特性效果最為顯著之元素，因此必須控制在極小範圍內，其限定範圍為0.005%以上、小於0.040%。C量小於0.005%，強度會不足；多於0.040%以上，則會使Mo添加量較大的本發明之熔接性、熔接部韌性變差，且在壓延結束後的冷卻速度過大時，會增加韌鋼的生成分率、

提高強度過強的危險性。而且，以相當火災之高溫加熱時，為了保持韌鋼及肥粒鐵之混合母相組織熱力學上的安定，維持Mo、Nb、V、Ti之複合碳氮化析出物間的整合性，並且確保強化效果，必須將C量控制在小於0.040%。

- 5 Si為可用於去氧之元素，因具有置換型的固溶強化作用，故可增加常溫時的母材強度，但特別在超過600°C時，並不具有改善高溫強度的效果。又，添加過多會使熔接性、熔接部韌性變差，故限定其上限為0.5%。且鋼中即使只有Ti、Al也可進行去氧，由熔接部韌性或淬火性等觀點來看，
- 10 Si量越低越好，沒有一定要添加的必要。

- Mn為確保強度、韌性上不可缺之元素；置換型固溶強化元素Mn，雖可有效提昇常溫時的強度，但對於特別是超過600°C的高溫強度，便無太大的改善效果。因此，如本發明之含有比較下較多量Mo之鋼，由熔接性提昇即 P_{CM} 低落
- 15 之觀點來看，必須將Mn量限為小於0.5%。將Mn量的上限壓低，對連續鑄造板鋼之中心偏析這點也較為有利。又，關於下限，因與母材強度及韌性調整有關，故必須添加0.1%以上。

- P及S對本發明鋼而言為雜質，含量越低越好。P會於晶
- 20 粒間界偏析而助長破壞晶粒間界，S會形成以MnS為代表之硫化物，使母材及熔接部的韌性變差，故分別以0.02%、0.01%為上限。

Mo可顯現、維持本發明鋼之高溫強度，與Nb同為必要且不可或缺的元素。單就高溫強度之觀點來看，添加越多

Mo越有利，但考慮到母材強度或熔接性、熔接部韌性，Mo添加量仍應有所節制。壓低C含量之本發明之後述之 P_{CM} 若為範圍內(0.16%以下)，則Mo含量可至1.5%。複合添加Mo與Nb，或更添加後述可使高溫強度增加之V、Ti，皆可穩定地確保高溫強度，故Mo必須添加0.3%以上。

Nb為必須與Mo複合添加之元素。首先，Nb一般的效果為：可使沃斯田鐵的再結晶溫度上升，且使熱軋時控制壓延的效果發揮至最大。又，Nb有助於在壓延前再加熱時之加熱沃斯田鐵的細粒化。且，Nb具有因析出強化及抑制差排回復而提高高溫強度的效果，藉由複合添加Mo，有助於再提高高溫強度。Nb含量小於0.03%，則700℃及800℃時之析出強化及抑制差排回復之效果很小；含量超過0.15%，則相對於添加量硬化的比例會減少，不僅不符合經濟效益，還會使熔接部的韌性變差。基於以上理由，Nb的含量限定為0.03~0.15%之範圍內。

Al為可用於去氧之元素，但以Si或Ti去氧便以十分足夠，故本發明中不限定其含量下限(包含0%)。然而，若Al量太多，則不僅會使鋼的潔淨度惡化，還會使熔接部韌性變差，故設其上限為0.06%。

N雖為鋼中無法避免的雜質，但添加Nb及後述之Ti時，N可與Nb結合形成碳氮化物而使強度增加，並可形成TiN提高鋼的性質。因此，N量最少必須含有0.001%。然而，N量的增加有損於熔接部韌性、熔接性，本發明中設其上限為0.006%。又，該上限並沒有非做特性上之限定不可含義，

而只是於本發明人已確認之範圍內予以限定而已。

接下來說明可依需要含有之Cu、Ni、Cr、V、Ti及Ca、REM、Mg之添加理由與其添加量範圍。

於基本成分中再添加前述元素之主要目的，係無損本發明鋼之優異特徵，而可使強度、韌性等特性更佳。因此，該等元素之添加量自然必須加以限制。

Cu不會為熔接性、熔接部韌性帶來明顯的不良影響，並可增加母材的強度、韌性。為了發揮該等效果，至少須添加0.05%以上。另一方面，由於添加過剩會使熔接性惡化，且可能增加熱軋時發生Cu裂痕的危險性，故限定上限為1.0%。又，已知可藉由添加與Cu量相應之適量Ni來避免Cu裂痕，且熔接性也與C量為首之其他合金元素量有關，故其上限沒有非限定不可之含意。

Ni具有與Cu大致相同之效果，特別具有可大幅增加母材韌性之效果。為了確實享受前述效果，須至少添加0.05%以上。另一方面，若添加過剩則即使是Ni也會使熔接性變差，同時由於Ni為較昂貴之元素，故有損經濟性。因此，在本發明鋼中，考慮以490MPa級鋼為目標，將上限設為1.0%。

若欲使母材強度增加，可因應需要添加Cr。欲與來自鐵廢料等之循環性元素之微量混入有明確區別，且確實享受Cr之功效，則最少須添加0.05%以上。而添加過多時，則和其他元素一樣，會使熔接性或熔接部韌性等變差，故Cr上限限定為1.0%。

前述Cu、Ni、Cr不僅有助於加強母材之機械性能，對於耐氣候性也有其功效。為達到以上目的，最好能在無損熔接性、熔接部韌性之範圍內積極地添加上述元素。

5 V包含可加強高溫強度之效果，且與Nb具有大致相同之效果、作用，但其效果較Nb小。又，由 P_{CM} 之式中也包含V可知：V對於淬火性、熔接性也有影響。因此，欲確實享受添加V之效果，將下限設為0.01%，且為排除V所帶來之不良影響，將上限設為0.1%。

10 Ti與Nb、V等同樣可增加高溫強度，除此之外，特別嚴格要求母材及熔接部韌性時，以添加Ti為佳。這是因為Ti於Al量較少時(例如0.003%以下)，與O結合形成以 Ti_2O_3 為主成分之析出物，可作為晶粒內變態肥粒鐵之生成核，使熔接部韌性增加。又，Ti與N結合且細微析出於板鋼中，可抑制加熱時沃斯田鐵晶粒的粗大化，使壓延組織細微
15 化，且存在於鋼板中之細微TiN可於熔接時使熔接熱影響部組織細粒化。為了達到以上效果，最少需要0.005%的Ti。然而，Ti量過多時會形成TiC，會使低溫韌性或熔接性等變差，故其上限為0.025%。

Ca、REM與雜質S結合，且可提高韌性或抑制熔接部
20 因擴散性氫而產生斷裂，但含量過多時則會形成粗大的內含物，對韌性產生不良的影響，故兩者皆限定於0.0005~0.004%之範圍內。由於兩元素具有大致相同之功效，如欲得到上述效果，只要至少加入其中一者即可。

Mg具有抑制熱影響部沃斯田鐵晶粒成長而使其細粒

化之作用，且可使熔接部強韌化。欲達成以上效果，Mg含量必須大於等於0.0001%。另一方面，一旦添加量增加，相對於添加量之效果比例便會變小，而失去經濟效益，故Mg之含量上限設為0.006%。

5 又，本發明之重點在於不刻意添加B，若會超過含量標準而成為製鋼程序中之污染物，則實質上不含有B。添加微量的B可使淬火性明顯提高，且使用於高張力鋼時，有利於控制組織或增加強度等，但同時也具有使熔接性或熔接部韌性變差的危險性。本發明為達到更提高高溫特性以及熔
10 接結構用鋼使用性之目的，避免刻意添加B，實質上不具有B。

即使鋼之各成分如上述限定，若全體成分系不適切，依然無法得到本發明特徵之優異特性。特別地，根據較本發明人先前之專利(特願2004-43961號)，為大幅改善熔接
15 性、熔接部韌性，將 P_{CM} 之值限定為0.15%以下。在此將表示熔接裂痕敏感性之指數 P_{CM} 依下式加以定義：

$$P_{CM}=C+Si/30+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5B$$

一般而言， P_{CM} 越低熔接性越優異， P_{CM} 若在0.22%以下，即不需要進行熔接時(為防止熔接冷裂)的預熱。在高張
20 力鋼，特別是如本發明之高溫強度優異之高張力鋼，並且實質上不含有明顯提高淬火性之元素B的鋼中， P_{CM} 在0.15%以下，為極低之值。

此外，本發明也對顯微組織加以限定。僅限定鋼成分，雖亦可確保熔接結構用鋼之優異熔接性或熔接部韌性，但

卻無法滿足高溫特性或490MPa級鋼之基本特性(尤其是強度)。因此，為合乎本發明之目的，須限定顯微組織係以肥粒鐵及韌鋼之混合組織為主體，且其中之韌鋼分率為20~90%。這條件是因為韌鋼分率若太低，則難以確保490MPa級之常溫強度及高溫強度，而若韌鋼分率太高，則會增加超過JIS等所規定之490MPa級鋼強度範圍之危險性的緣故。且上述條件為本發明人為了依實驗結果使本發明之特徵明確所做的限定，並沒有非限定不可之含意。

另，該等顯微組織以板厚斷面方向1/4厚之位置處為代表。又，組織名稱之「韌鋼」為業者廣泛使用之名稱，但由其多樣性變化測定分率之際，因其領域之特定之點可能產生模糊不明確之地帶。此時，也可依組織構成上的另一組織「肥粒鐵」進行判定，此時之肥粒鐵分率為10~80%。在此所指之肥粒鐵為不含雪明碳體之花邊狀或擬花邊狀肥粒鐵(不包括針狀肥粒鐵)。

壓延後變態前之沃斯田鐵晶粒徑，若欲控制如本發明之添加較多Mo之鋼的韌性(高韌化)，必須加以適當地限定。該沃斯田鐵晶粒徑越細，則最終變態組織也會越細而使韌性提昇。為得到不比通常之低Mo鋼遜色之韌性，於鋼板之最終壓延方向之板厚斷面方向1/4厚位置之該沃斯田鐵晶粒徑，限定其平均圓相當直徑為120 μ m以下。依板厚或鋼成分的不同，也有超過120 μ m依然可得到充分韌性的例子，該限定為確實可穩定地確保韌性而對晶粒徑所做的限制，故並沒有非限制不可的含意。另，沃斯田鐵晶粒徑

有時也會難以判別，此時，將以板厚1/4厚位置為中心，使用與鋼板之最終壓延方向成直角採取具切口之衝擊試驗片，例如JIS Z 2202 2mm之V切口試驗片，以充分之低溫進行脆性破壞時之斷裂面單位定義為可看作沃斯田鐵晶粒徑之有效結晶粒徑，並測定其平均圓相當直徑，此時必須同樣為120 μ m以下。

以如上述所限定之組織(組織、組織分率、舊沃斯田鐵晶粒徑等)及高溫特性為首之本發明目的之優異諸特性，可透過以下所限定之製造方法輕易地獲得。

10 對具有所需鋼成分之鋼片或鑄片進行之再加熱，其溫度範圍限定為1100~1250 $^{\circ}$ C。下限之1100 $^{\circ}$ C是為了保持Mo、Nb及因應需要而添加之V、Ti成為可確保第一目的之高溫特性之固溶狀態。為達成該目的，再加熱溫度越高越佳，但是由於加熱之沃斯田鐵晶粒會變粗大，由母材韌性
15 之觀點來看不甚理想，故限定上限為1250 $^{\circ}$ C。

限定壓延條件，最直接的原因是為了控制壓延後變態前之沃斯田鐵晶粒徑成為如上述般較細之晶粒，主要的原因是為了確保韌性。因此，壓延時於1100 $^{\circ}$ C以下之累積壓下量必須為30%以上。為了以低溫域之壓下使Mo、Nb或因
20 應需要而添加之V、Ti以碳化物之型態析出，壓延終了溫度限定於850 $^{\circ}$ C以上。

由組織控制的觀點來看，壓延後的冷卻也應加以限定。因鋼成分之不同，較薄者依放冷之冷卻速度即可得到所需之組織，但對較厚者而言，放冷之冷卻速度不夠快速，

有時必須進行加速冷卻。此時之加速冷卻，製造厚鋼板時以水冷之方式最為常見，不過不一定要採取水冷式。又，加速冷卻的目的是提昇變態區域之冷卻速度以控制組織，故須由800℃以上的溫度加速冷卻至650℃以下的溫度。

- 5 另外，本發明之高溫強度以600℃至800℃為目標，其定量之目標為高溫時的降伏應力與常溫降伏應力之比 p (=高溫降伏應力/常溫降伏應力)，於鋼材溫度 $T(^{\circ}\text{C})$ 在600℃以上800℃以下的範圍內， $p \geq -0.0033 \times T + 2.80$ 。

實施例

- 10 以轉爐-連續鑄造-厚板工程製造各種鋼成分之鋼板(厚度12~88mm)，調查依據JIS之斜y型熔接裂痕試驗之根裂的有無以及熔接再現熱循環之相當小輸入熱與超大輸入熱熔接之再現HAZ(熱影響區；Heat Affected Zone)韌性，作為該等機械性能及熔接性、熔接部韌性之評價。表1顯示比較例
- 15 及本發明例之鋼成分，表2顯示製造條件，表3顯示組織及諸特性之調查結果。

- 本發明例皆滿足本發明之限定範圍，包含高溫強度、再現HAZ韌性等各種特性也都極為良好。相對之下，由於比較例之鋼成分、製造條件、組織等至少有一項以上不符
- 20 合本發明之限定範圍，可知相對於本發明例，比較例之特性較差。即，比較例19之C量較低，故韌鋼分率較低，常溫強度、高溫強度(比)也都較低。比較例20之C量較高，故韌鋼分率較高，常溫強度也較高；又，母材韌性、再現HAZ韌性也都較差。比較例21因Mo量較低、加速冷卻開始溫度

也較低，故韌鋼分率較低，高溫強度(比)也較低。比較例22因Nb量較低，再加上加熱溫度、壓延終了溫度較低，加速冷卻停止溫度較高，故常溫強度、高溫強度(比)較低。比較例23因添加B，適用加速冷卻時，韌鋼分率較高，母材韌性較差；又，再現HAZ韌性也較差。比較例24之Mn量較高，再加上 P_{CM} 也較高， 1100°C 以下之累積壓下量也較低，故韌鋼分率增高、作為490MPa級鋼之母材強度過剩，母材韌性、再現HAZ韌性也較差。

另，例如比較例24之 P_{CM} 較本發明之限定範圍為高，但也僅為0.185%左右，每個例子皆無發生斜y型熔接裂痕試驗之根裂。

表 1

區分	鋼	化學成分 (mass%, N&B : ppm)														REM	Mg	B	P _{Ca}
		C	Si	Mn	P	S	Mo	Nb	Al	N	Cu	Ni	Cr	V	Ti	Ca			
本發明例	1	0.028	0.33	0.15	0.006	0.003	1.29	0.040	0.031	30									0.133
	2	0.020	0.14	0.18	0.004	0.003	0.80	0.039	0.004	53			0.52		0.007				0.113
	3	0.018	0.15	0.33	0.008	0.003	0.50	0.120	0.035	34	0.95	0.90			0.015				0.135
	4	0.026	0.22	0.30	0.003	0.001	1.10	0.040	0.033	32				0.033	0.020	0.0015			0.122
	5	0.035	0.10	0.38	0.004	0.004	1.12	0.032	0.003	42				0.058	0.009				0.135
	6	0.038	0.14	0.20	0.008	0.005	0.80	0.050	0.004	26									0.112
	7	0.035	0.20	0.40	0.008	0.003	0.40	0.140	0.020	52		0.30			0.012				0.093
	8	0.026	0.08	0.36	0.004	0.005	0.50	0.056	0.035	26			0.75	0.045	0.021		0.0030		0.122
	9	0.027	0.15	0.22	0.006	0.007	1.10	0.055	0.022	47					0.015				0.116
	10	0.024	0.20	0.20	0.008	0.008	1.18	0.048	0.006	36									0.119
	11	0.026	0.25	0.20	0.004	0.003	1.25	0.059	0.033	33					0.008		0.0020		0.128
	12	0.027	0.14	0.28	0.008	0.002	0.80	0.080	0.025	29			0.20	0.031			0.0022		0.112
	13	0.024	0.05	0.22	0.006	0.003	1.45	0.100	0.030	33					0.011		0.0015		0.133
	14	0.027	0.15	0.20	0.005	0.002	0.90	0.040	0.004	38	0.30	0.15			0.008	0.0012			0.120
	15	0.006	0.28	0.18	0.004	0.003	1.30	0.050	0.030	29	0.50	0.40			0.012				0.143
	16	0.029	0.12	0.49	0.004	0.007	0.90	0.039	0.044	29					0.012		0.0011		0.118
比較例	17	0.035	0.20	0.15	0.007	0.003	0.60	0.039	0.006	45				0.045		0.0018			0.094
	18	0.028	0.09	0.12	0.007	0.005	1.30	0.035	0.012	37				0.038	0.012				0.132
	19	0.001	0.20	0.45	0.006	0.006	0.80	0.049	0.025	31			0.50		0.010				0.109
	20	0.045	0.19	0.30	0.008	0.005	0.65	0.050	0.026	30			0.35		0.011				0.127
	21	0.032	0.20	0.31	0.008	0.005	0.24	0.050	0.025	28			0.35		0.010				0.088
	22	0.033	0.20	0.30	0.008	0.005	0.55	0.010	0.024	32			0.35		0.009				0.109
	23	0.032	0.18	0.30	0.007	0.008	0.54	0.048	0.026	35			0.34		0.010			10	0.111
	24	0.034	0.18	0.80	0.008	0.004	1.20	0.049	0.026	24			0.50		0.010				0.185

表 2

區 分	鋼	加熱溫度 (℃)	壓延終了 溫度 (℃)	1100℃以下的 累積壓下率 (%)	加速冷卻 開始溫度 (℃)	加速冷卻 停止溫度 (℃)	板厚 (mm)
本 發 明 例	1	1150	880	80	—	—	12
	2	1200	900	60	—	—	32
	3	1100	880	50	850	500	50
	4	1150	910	70	—	—	25
	5	1100	870	50	—	—	50
	6	1100	900	40	880	480	70
	7	1100	970	30	820	450	80
	8	1100	950	50	820	530	50
	9	1150	990	60	—	—	32
	10	1100	970	60	—	—	32
	11	1250	1000	60	—	—	40
	12	1100	960	50	—	—	45
	13	1150	920	60	850	580	32
	14	1100	900	60	850	400	32
	15	1150	880	50	820	550	40
	16	1100	900	50	860	350	40
	17	1050	860	50	810	480	40
	18	1100	960	70	900	570	20
比 較 例	19	1150	950	50	—	—	60
	20	1150	925	60	830	500	32
	21	1150	940	50	780	520	45
	22	1050	830	35	820	650	75
	23	1250	850	60	850	570	32
	24	1200	920	20	870	480	80

表 3

區分	鋼	常溫降 伏應力 (MPa)	常溫拉 張應力 (MPa)	降伏應力對常溫 降伏應力之比 p			vT _{rs} (°C)	母材組織之 韌鋼分率 (%)	普沃斯田 鐵晶粒徑 (μm)	再現HAZ韌性 vT _g (J)		根裂
				600°C	700°C	800°C				熱歷程1	熱歷程2	
本發明例	1	476	541	0.87	0.61	0.25	-45	54	50	89	69	No crack
	2	451	537	0.85	0.57	0.24	-31	52	71	82	62	No crack
	3	438	534	0.86	0.57	0.25	-36	61	63	97	84	No crack
	4	442	533	0.87	0.55	0.25	-40	29	47	87	64	No crack
	5	407	509	0.87	0.55	0.25	-35	37	74	83	67	No crack
	6	421	547	0.90	0.58	0.24	-31	65	83	79	65	No crack
	7	425	545	0.88	0.57	0.22	-34	57	109	78	69	No crack
	8	433	548	0.86	0.54	0.27	-37	60	68	80	88	No crack
	9	419	530	0.86	0.59	0.25	-30	42	55	82	65	No crack
	10	410	516	0.85	0.59	0.24	-32	48	61	96	63	No crack
	11	431	553	0.85	0.58	0.24	-30	51	97	88	69	No crack
	12	424	523	0.85	0.59	0.22	-28	45	60	90	83	No crack
	13	451	564	0.85	0.58	0.25	-35	64	64	79	86	No crack
	14	462	570	0.84	0.58	0.24	-32	67	52	86	71	No crack
	15	433	528	0.86	0.59	0.25	-38	59	67	82	68	No crack
	16	415	532	0.86	0.62	0.24	-35	65	55	83	74	No crack
	17	442	526	0.84	0.62	0.24	-32	62	58	91	67	No crack
	18	480	571	0.85	0.61	0.23	-37	76	46	88	66	No crack
比較例	19	322	478	0.69	0.46	0.14	-47	16	59	78	96	No crack
	20	517	631	0.81	0.52	0.17	-3	96	62	31	22	No crack
	21	392	501	0.72	0.44	0.15	-49	18	51	80	56	No crack
	22	358	484	0.78	0.45	0.14	-21	47	70	83	61	No crack
	23	465	566	0.86	0.57	0.23	-3	95	68	13	16	No crack
	24	481	628	0.83	0.55	0.22	-1	93	132	38	19	No crack

拉張試驗片：板厚40mm以下 JIS Z 2201 1A號(全厚)，大於板厚

50mm JIS Z 2201 4號(1/4厚)，相對壓沿方向之直角方

向

5 夏比(Charpy)衝擊試驗片：JIS Z 2202 2mmV切口，壓延方向

高溫拉張試驗片：圓形棒(8mm或10mmφ)，1/4厚位置，壓延方向與

直角方向

熱歷程1：1400°C×1秒，800→500°C之冷卻時間8秒

熱歷程2：1400°C×30秒，800→500°C之冷卻時間330秒

10 產業上利用之可能性

利用本發明之鋼成分、製造方法所製造出之鋼材，顯微組織可滿足本發明之限定範圍，由實施例可證實其高溫

強度、熔接性、熔接部韌性皆相當優異。即，具有遠遠凌駕習知之僅可保證至600℃左右高溫特性之耐火鋼之高溫特性之熔接結構用鋼，可工業化地大量穩定生產，並例如作為建築用途，可大幅擴大適用之建築物或完全無耐火被覆等。

【圖式簡單說明】

無

【主要元件符號說明】

無

五、中文發明摘要：

本發明提供一種600°C以上800°C以下之溫度範圍內高溫強度優異之熔接結構用490MPa級高張力鋼及其製造方法，該高張力鋼含有C：0.005%以上、小於0.040%；Si：0.5%以下；Mn：0.1～小於0.5%；P：0.02%以下；S：0.01%以下；Mo：0.3～1.5%；Nb：0.03～0.15%；Al：0.06%以下；及N：0.006%以下，並可依需要含有Cu、Ni、Cr、V、Ti、Ca、REM、Mg，且定義為

$P_{CM}=C+Si/30+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5B$ 之熔接裂痕敏感性組成 P_{CM} 為0.15%以下，並且實質上不含有B，而剩餘部分由鐵及不可避免之雜質所構成，又，顯微組織為肥粒鐵與韌鋼之混合組織主體，且該韌鋼分率為20～90%。

六、英文發明摘要：

The present invention provides a 490MPa grade high strength weldable structural steel having excellent in high temperature strength at more than 600°C and less than 800°C and a method of producing the same. This high strength weldable structural steel contains, in mass, C at more than 0.005% and less than 0.040%, Si at less than 0.5%, Mn at less than 0.5%, P at less than 0.02%, S at less than 0.01%, Mo at 0.3 - 1.5%, Nb at 0.03 - 0.15%, Al at less than 0.06%, N at less than 0.006%, and further contains one or more of Cu, Ni, Cr, V, Ti, Ca, REM or Mg, if necessary, and satisfy the welding crack sensitivity equation of $P_{CM} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B < 0.15$, and without containing B, and the remainder Fe and unavoidable impurities, and further the microstructure of this high strength weldable structural steel has a mixed structure composed of ferrite and bainite, where the ratio of bainite is 20 - 90%.

十、申請專利範圍：

1. 一種高溫強度優異之熔接結構用490MPa級高張力鋼，

其鋼成分以質量%計，含有：

C：0.005%以上、小於0.040%；

Si：0.5%以下；

Mn：0.1～小於0.5%；

P：0.02%以下；

S：0.01%以下；

Mo：0.3～1.5%；

Nb：0.03～0.15%；

Al：0.06%以下；及

N：0.006%以下，

且定義為：

$$P_{CM}=C+Si/30+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5B$$

之熔接裂痕敏感性組成 P_{CM} 為0.15%以下，並且實質上不含有B，而剩餘部分由鐵及不可避免之雜質所構成，又，顯微組織為肥粒鐵與韌鋼之混合組織主體，且該韌鋼分率為20～90%。

2. 如申請專利範圍第1項之高溫強度優異之熔接結構用490MPa級高張力鋼，係以質量%計，更含有：

Cu：0.05～1.0%；

Ni：0.05～1.0%；

Cr：0.05～1.0%；

V : 0.01~0.1% ;

Ti : 0.005~0.025% ;

Ca : 0.0005~0.004% ;

REM : 0.0005~0.004% ; 及

5 Mg : 0.0001~0.006%

之1種或2種以上者。

3. 如申請專利範圍第1或2項之高溫強度優異之熔接結構用490MPa級高張力鋼，其中與板厚1/4厚位置之壓延方向平行之斷面之舊沃斯田鐵晶粒的平均圓相當直徑，為
10 120 μ m以下。

4. 一種高溫強度優異之熔接結構用490MPa級高張力鋼之製造方法，係將如申請專利範圍1或2項之鋼成分所構成之鋼片或鑄片，再加熱至1100~1250°C之溫度範圍後，使1100°C以下之累積壓下率為30%以上並以850°C以上的溫度壓延，然後放冷或由800°C以上的溫度加速冷卻至650°C以下的溫度。
15

七、指定代表圖：

(一)本案指定代表圖：第（ 無 ）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：