[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl.
C22C 38/00 (2006.01)
C22C 38/12 (2006.01)
C22C 38/50 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01)

[12] 发明专利申请公布说明书

[21] 申请号 200580024206.7

[43] 公开日 2007 年 6 月 27 日

[11] 公开号 CN 1989264A

[22] 申请日 2005.7.8
[21] 申请号 200580024206.7
[30] 优先权
[32] 2004. 7.21 [33] JP [31] 213511/2004
[86] 国际申请 PCT/JP2005/013101 2005.7.8
[87] 国际公布 WO2006/009091 日 2006.1.26
[85] 进入国家阶段日期 2007.1.18
[71] 申请人 新日本制铁株式会社
地址 日本东京都
[72] 发明人 水谷泰 渡部义之 植森龙治
熊谷达也

[74] 专利代理机构 北京市中咨律师事务所
代理人 段承恩 田 欣

权利要求书 1 页 说明书 13 页

[54] 发明名称

高温强度优异的焊接结构用 490MPa 级高强度钢及其制造方法

[57] 摘要

本发明提供一种在 600℃～800℃的温度范围的高温强度优异的焊接结构用高强度钢及其制造方法，本发明的高温强度优异的焊接结构用 490MPa 级高强度钢，其特征在于，含有 C：0.005％以上小于 0.040％、Si：0.5％以下、Mn：0.1％～小于 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、N：0.006％以下，根据需要含有 Cu、Ni、Cr、V、Ti、Ca、REM、Mg，且定义为 P_{CM} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B 的焊接裂纹敏感性组成 P_{CM} 为 0.15％以下，实质上不含 B，其余量由铁和不可避免的杂质组成，显微组织为铁素体和贝氏体的混合组织主体，其贝氏体的分率为 20～90％。

1. 一种高温强度优异的焊接结构用 490MPa 级高强度钢，其特征在于，钢成分按质量%计含有 C：0.005%以上小于 0.040%、Si：0.5%以下、Mn：0.1%～小于 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、N：0.006%以下，且定义为 P_{CM}=C+Si/30+Mn/20 +Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5B 的焊接裂纹敏感性组成 P_{CM} 为 0.15%以下，实质上不含 B，其余量由铁和不可避免的杂质组成，显微组织为铁素体和贝氏体的混合组织主体，其贝氏体的分率为 20～90%。

2.根据权利要求 1 所述的高温强度优异的焊接结构用 490MPa 级高强度钢，其特征在于，上述钢按质量%计进一步含有 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%、Mg：0.0001～0.006%之中的任意 1 种或 2 种以上。

3. 根据权利要求 1 或 2 所述的高温强度优异的焊接结构用 490MPa 级高强度钢，其特征在于，板厚度的 1/4 厚度位置的与轧制方向平行的截面的原始奥氏体晶粒的平均圆相当径为 120μm 以下。

4. 一种高温强度优异的焊接结构用 490MPa 级高强度钢的制造方法，其特征在于，将包含权利要求 1 或 2 所述的钢成分的钢坯或铸坯再加热至 1100～1250℃的温度范围后，将在 1100℃以下的累积压下量规定为 30%以上，在 850℃以上的温度进行轧制，然后自然冷却，或者从 800℃以上的温度加速冷却到 650℃以下的温度为止。

高温强度优异的焊接结构用 490MPa 级高强度钢及其制造方法

技术领域

本发明涉及用于建筑、土木、海洋结构体、造船、各种储槽容器等的一般焊接结构体的、在 600℃-800℃的温度范围内 1 小时左右的较短时间内高温强度优异的焊接结构用高强度钢及其制造方法。本发明主要以厚板（厚钢板）为对象，但也包括钢管和型钢等。

背景技术

一般的焊接结构用钢材的强度，从约 350℃开始强度降低，其容许温度为约 500℃。因此，将这些钢材用于大厦和办公楼、住房、立体停车场等建筑物的场合，为了确保在火灾中的安全性，附带有实施充分耐火被覆的义务，在与建筑相关的各种法令中，规定火灾时钢材温度不能达到 350℃以上。这是因为，上述钢材的弹性极限应力（屈服强度）在 350℃左右，变为常温的 2/3 左右，低于必要的强度。实际情况是这样的耐火被覆给建设成本带来很大的影响。

为了解决这样的课题，曾开发出具备高温时的弹性极限应力的“耐火钢”（ 参照例如特开平 2-77523 号公报、特开平 10-68044 号公报）。上述耐火钢分别是在 600℃、700℃下的弹性极限应力能够维持在常温下的标准最小弹性极限应力（屈服强度）的 2/3 以上的钢。但是，都只是表示在特定温度下的弹性极限应力，关于在比其更高的温度下的弹性极限应力完全没有提到。特别是超过 700℃的温度，根据钢成分的不同有时部分地进入开始相变的温度区，因此担心弹性极限应力（屈服强度）急剧下降，能够反映设计那样的稳定的实用钢制造极其困难。

先前本发明者们曾发明了能够确保在 700～800℃下的高温强度的钢

及其制造方法（例如参照特开2004-43961号公报）。由于在钢成分中必须添加硼（B），因此组织控制容易，特别是能达成作为建筑结构用钢的低屈服比。但是，正如通常知道的那样，B使淬透性增大等，优点和缺点各半。例如在小线能量焊接时，焊接热影响区显著硬化，因此韧性差，相反当焊接线能量过大时，在奥氏体晶界析出，不能有效利用B的淬透性，组织变得粗大，韧性差，因此存在焊接线能量范围受限的问题。

但是，作为建筑结构用钢，从抗震性的观点出发要求具有低屈服比，在JIS的“建筑结构用轧制钢材”标准中也规定屈服比为80%以下。本发明者们先前的发明是注重这一要求的发明。但是，日本平成12年6月实行的修正过的建筑基准法，由以前的使用规定修改为性能规定，包括了将新的技术、材料早期地实用化的内容。关于建筑用钢材，按建筑基准法37条可使用下述钢材，即该条第1项：JIS材中作为建筑结构用途允许使用的钢材、第2项：根据需要的各种性能评价了钢材的性能而且经国土交通大臣认定的钢材。因此，本发明者们不受JIS建筑用钢材中的屈服比的规定的约束，潜心研讨不用说高温强度、连焊接性、在宽的线能量范围内的焊接区韧性也优异的钢材，从而完成了本申请发明。

发明内容

如上述那样，在建筑物中利用钢材的场合，通常的钢材由于高温强度（弹性极限应力=屈服应力）较低，因此在无被覆或减少耐火被覆时不能利用，必须施以高价的耐火被覆。另外，即使是新开发的钢材，其耐火温度达到600～700℃的保证已经是极限，因此希望开发在700～800℃下无耐火被覆地使用以及由此可以省略耐火被覆工序的钢材。

本发明的目的在于，提供在600℃-800℃的温度范围的高温强度优异的焊接结构用高强度钢、以及工业上可稳定地供给该钢的制造方法。

本发明为了解决上述课题，通过将钢成分和显微组织等限定在适宜的范围而达到目的，其要旨如下。

（1）一种高温强度优异的焊接结构用490MPa级高强度钢，其特征在

于，钢成分按质量%计含有 C：0.005%以上小于 0.040%、Si：0.5%以下、Mn：0.1%～小于 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、N：0.006%以下，且定义为 P_{CM}=C+Si/30+Mn/20 +Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5B 的焊接裂纹敏感性组成 P_{CM} 为 0.15%以下，实质上不含 B，其余量由铁和不可避免的杂质组成，显微组织为铁素体和贝氏体的混合组织主体，其贝氏体的分率为 20～90%。

（2）根据上述（1）所述的高温强度优异的焊接结构用 490MPa 级高强度钢，其特征在于，上述钢按质量%计进一步含有 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%、Mg：0.0001～0.006%之中的任意 1 种或 2 种以上。

（3）根据上述（1）或（2）所述的高温强度优异的焊接结构用 490MPa 级高强度钢，其特征在于，板厚度的 1/4 厚度位置的与轧制方向平行的截面的原始奥氏体晶粒的平均圆相当径为 120μm 以下。

（4）一种高温强度优异的焊接结构用 490MPa 级高强度钢的制造方法，其特征在于，将包含上述（1）或（2）所述的钢成分的钢坯或铸坯再加热至 1100～1250℃的温度范围后，将在 1100℃以下的累积压下量规定为 30%以上，在 850℃以上的温度进行轧制，然后自然冷却，或者从 800℃以上的温度加速冷却到 650℃以下的温度为止。

具体实施方式

以下，说明本发明的详细方案。

关于高温强度，通过 Mo 和 Nb 的复合添加，在高温时促进稳定的碳氮化物的析出的同时，由于显微组织的贝氏体化而使位错密度增大，而且，由于固溶 Mo 和 Nb 的作用使位错回复延迟，这些对体现高温强度有效。特别是为了体现作为本发明目标的在 700～800℃这一极高的温度下的强度，按以往的知识见解推断，必须添加大量的 Mo，但这与确保作为焊接

结构用钢的优异的焊接性、和焊接区韧性的观点相悖，与高温强度兼备是极为困难的。

根据本发明者们的研究发现，通过合金元素的适宜化和组织控制、特别是通过获得高温下的母相组织的热稳定性和适宜的共格析出强化效果及延迟位错回复效果，能够同时获得优异的焊接性、焊接区韧性和高温强度。

首先，对于本发明按照权利要求的范围限定钢成分的理由进行说明。

C：是对钢材特性具有最显著的影响效果的元素，必须控制在狭窄的范围，限定范围为 0.005%以上、不足 0.040%。当 C 量不足 0.005%时强度不足，当 C 量为 0.040%以上时，在 Mo 添加量多的本发明中，使焊接性、焊接区韧性劣化，同时在轧制终了后的冷却速度过大的场合，贝氏体的生成分率增加，强度超过的危险性提高。此外，为了在相当于火灾的高温加热时，在热力学上稳定地保持贝氏体和铁素体的混合母相组织、且维持与 Mo、Nb、V、Ti 的复合碳氮化析出物的共格性、确保强化效果，也需要使 C 小于 0.040%。

Si：是脱氧钢中所含有的元素，由于具有置换型的固溶强化作用，因此对提高常温下的母材强度有效，但是不具有改善特别是超过 600℃的高温强度的效果。另外，当较多地添加时，焊接性、焊接区韧性劣化，因此上限限定为 0.5%。钢的脱氧只采用 Ti、Al 也是可以的，从焊接区韧性和淬透性等的观点出发，Si 越低越优选，不一定必须添加。

Mn：是在确保强度和韧性上不可缺少的元素，作为置换型的固溶强化元素的 Mn，对提高常温下的强度有效，但对特别是超过 600℃的高温强度没有太大的改善效果。因此，在象本发明那样的含有较多量的 Mo 的钢中，从提高焊接性、即减低 P_{CM} 的观点出发，需要小于 0.5%。通过将 Mn 的上限抑制得低，从连铸板坯的中心偏析的方面来看也是有利的。再者，关于下限，从母材的强度、韧性调整的角度出发，需要添加 0.1%以上。

P 和 S：在本发明钢中是杂质，越低越优选。P 偏析于晶界，助长晶界破坏，S 形成以 MnS 为代表的硫化物，使母材和焊接区的韧性劣化，因此 P 和 S 的上限分别规定为 0.02%、0.01%。

Mo：在本发明钢中，从体现和维持高温强度的观点出发是与 Nb 并列必不可缺少的元素。单从高温强度的观点出发，越较多地添加越有利，但如果也考虑母材强度、焊接性、焊接区韧性，则应该进行限制。在将 C 抑制得低的本发明中，如果是后述的 P_{CM} 的范围内（0.16%以下），则 Mo 容许到 1.5%为止。其下限，为了即使与 Nb 复合添加、或者进一步添加后述的对提高高温强度有效的 V、Ti 也稳定地确保高温强度，需要添加 0.3%以上。

Nb：是必须与 Mo 一起复合添加的元素。首先，作为 Nb 的一般效果，Nb 是在使奥氏体的再结晶温度升高、最大限度地发挥热轧时的控制轧制效果方面有用的元素。另外，也有助于在轧制之前的再加热时的加热的奥氏体的晶粒细化。而且，由于析出强化和抑制位错回复而具有提高高温强度的效果，通过与 Mo 复合添加，有助于进一步提高高温强度。在不足 0.03%时，在 700℃和 800℃下的析出硬化和抑制位错回复的效果小，在超过 0.15%时，相对于添加量硬化的程度减小，不仅经济上不理想，而且焊接区的韧性也劣化。基于这些原因，Nb 限定为 0.03～0.15%的范围。

Al：一般是脱氧钢中所含有的元素，但脱氧只采用 Si 或 Ti 就已经足够，在本发明中，其下限不限定（包括 0%）。但是，Al 量增多时，不仅钢的洁净度变差，而且焊接区的韧性也劣化，因此上限规定为 0.06%。

N：是作为不可避免的杂质而在钢中含有的元素，在添加 Nb 和后述的 Ti 的场合，其与 Nb 结合、形成碳氮化物，使强度增加，形成 TiN，提高钢的性能。因此 N 量需要最低为 0.001%。但是，N 量的增加对焊接区韧性、焊接性有害，在本发明中其上限为 0.006%。再者，该上限并不一定是特性上的界限的意义，是在本发明者们确认的范围内限定的数值。

其次，对可根据需要含有的 Cu、Ni、Cr、V、Ti、和 Ca、REM、Mg 的添加理由及其添加量范围进行说明。

在基本成分中进一步添加这些元素的主要目的，是为了在不损害本发明钢的优异特征的情况下提高强度、韧性等特性。因此，这些元素是其添加量应自然而然地被限制的性质的元素。

Cu：不会对焊接性、焊接区韧性造成显著的不良影响，而且使母材的强度、韧性提高。为了使这些效果得到发挥，必须至少添加 0.05%以上。另一方面，过剩添加不仅焊接性劣化，而且热轧时也会增大 Cu 裂纹发生的危险性，因此上限限定为 1.0%。再者，已知 Cu 裂纹本身可根据 Cu 含量添加适量的 Ni 来避免，焊接性也与以 C 量为首的其它合金元素量有关系，因此上限不一定具有界限的意义。

Ni：显示与 Cu 大致同样的效果，特别是对母材韧性的提高具有很大的效果。为了切实地获得这些效果，必须至少添加 0.05%以上。另一方面，过剩的添加，即便是 Ni 也使焊接性劣化，同时 Ni 是比较高价的元素，因此也会损害经济性，所以在本发明中，也考虑到以 490MPa 级钢为目标，将 1.0%定为上限。

Cr：为了使母材强度提高可以根据需要添加。为了能够与来自废料等的掺杂元素的微量混入明确地区别、且切实地获得效果，需要添加最低限 0.05%以上。过多的添加，与其它元素一样，使焊接性和焊接区韧性劣化，所以上限限定为 1.0%。

上述 Cu、Ni、Cr，不只对母材的机械特性有效，对耐气候性也有效，在那样的目的下，优选在不会较大地损害焊接性、焊接区韧性的范围内主动地添加。

V：是也包括提高高温强度在内、具有与 Nb 大致同样的效果和作用的元素，但与 Nb 相比，其效果小。另外，从 V 也纳入 P_{CM} 式中知道，对淬透性、焊接性也造成影响。因此，为了切实得到 V 的添加效果，将下限规定为 0.01%的同时，为了排除不良影响，将上限规定为 0.1%。

Ti：与 Nb、V 等一样对提高高温强度有效。除此以外，特别是在对母材和焊接区韧性的要求严格的场合，优选添加。其原因是，在 Al 量少时（例如 0.003%以下），Ti 与 O 结合、形成以 Ti_2O_3 为主成分的析出物，成为生成晶粒内相变铁素体的核，使焊接区韧性提高。另外，Ti 与 N 结合、形成 TiN 而在板坯中微细析出，抑制加热时的奥氏体晶粒的粗大化，对轧制组织的微细化有效。另外，钢板中存在的微细 TiN，在焊接时使焊接热影

响区组织晶粒细化。为了得到这些效果，Ti 需要最低为 0.005%。但是，过多时形成 TiC，使低温韧性、焊接性劣化，因此其上限为 0.025%。

Ca、REM: 与杂质 S 结合，具有提高韧性、抑制焊接区的由扩散氢引起的裂纹的作用，但过多时形成粗大的夹杂物，对韧性造成不良影响，因此将它们均限定在 0.0005～0.004%的范围。由于两种元素具有大致相同的效果，因此为了得到上述的效果，至少添加任一方即可。

Mg: 在焊接热影响区中具有抑制奥氏体晶粒长大、细化晶粒的作用，可谋求焊接区的强韧化。为了得到这样的效果，需要 Mg≥0.0001%。另一方面，当添加量增加时，与添加量相应的效果余量变小，且失去经济性，因此上限规定为 0.006%。

再者，在本发明中，B 并不是有意添加的，如果超过作为炼钢工序中的污染物而含有的水平，实际上不含 B 是必要的。B 微量添加可显著提高淬透性，因此在用于高强度钢中的场合，在控制组织、提高强度的方面是有利的，但也同时具有使焊接性和焊接区韧性劣化的危险性。本发明除了高温特性外、还以进一步提高作为焊接结构用钢的使用性能为目的，禁忌有意添加 B，实际上规定不含 B。

当即使将钢的各个成分按照上述那样进行限定，成分系整体也不合适时，不能得到作为本发明的特征的优异特性。特别是从本发明者们早先的专利（日本专利申请 2004-43961 号）来看，是谋求使焊接性、焊接区韧性大大改善的，因此将 P_{CM} 的值限定为 0.15%以下。在此，所谓 P_{CM}，是表示焊接裂纹敏感性的指数，由下式定义。

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

通常，P_{CM} 越低，焊接性越优异，如果为 0.22%以下，则可以说焊接时不需要预热（为了防止焊接冷裂纹）。对于高强度钢、其中象本发明那样的高温强度优异的、而且实质上不含显著提高淬透性的元素 B 的高强度钢而言，P_{CM} 为 0.15%以下是极低的值。

此外，在本发明中，也限定显微组织。只限定钢成分时可以确保作为焊接结构用钢的优异的焊接性和焊接区韧性，但是不能满足高温特性、尤

其是作为 490MPa 级钢的基本特性（特别是强度）。因此，作为适于本发明目的的显微组织，是铁素体与贝氏体的混合组织主体，其中的贝氏体的分率限定在 20～90%。这是基于当贝氏体分率低时，难以确保 490MPa 级的常温强度和高温强度，当贝氏体分率过高时，超过 JIS 等所规定的 490MPa 级钢的强度范围的危险性增大这一本发明者们的实验结果，为了明确本发明的特征而限定的，并不一定具有界限的意义。

再者，这些显微组织，是代表板厚截面方向 1/4 厚度位置的显微组织。另外，作为组织名称的“贝氏体”的称谓，是本领域技术人员广泛使用的，在从变化的多样形态等中测定分率时，在该区域的特定的点上具有产生不明确的可能性。这种场合，也有用组织构成上的另一种组织“铁素体”判定的方法。这种场合的铁素体分率为 10～80%。在此所称的铁素体为不含渗碳体的多边形或准多边形铁素体（不包括针状铁素体）。

轧制后的相变前的奥氏体粒径，为了控制本发明那样的添加较高的 Mo 的钢的韧性（高韧化），需要适宜地限定。该奥氏体晶粒越细小，最终相变组织也越微细，使韧性提高。为了得到不逊色于通常的低 Mo 钢的韧性，将钢板的最终轧制方向的板厚截面方向 1/4 厚度位置的该奥氏体粒径按平均圆相当直径限定为 120μm 以下。根据板厚和钢成分不同，也有即使超过 120μm 也能得到充分的韧性的情况，但由于是作为能够切实地稳定确保韧性的粒径而进行限定的，因此并不一定是界限的含义。再者，奥氏体粒径的判别未必容易的情况也不少。在这样的场合，使用以板厚 1/4 厚度位置为中心、在与钢板的最终轧制方向垂直的方向取样的带缺口的冲击试验片、例如 JIS Z 2202 的 2mmV 型缺口试验片等，将在充分低的温度下使其脆性破坏时的断裂面单元定义为可换读为奥氏体粒径的有效晶粒粒径，测定其平均圆相当直径，在这种场合也同样需要为 120μm 以下。

按上述那样限定的组织（组织、组织分率、原始奥氏体粒径等）和以高温特性为首的本发明目标的优异的各种特性，可以通过按照以下那样限定制造方法而容易地获得。

具有规定的钢成分的钢坯或铸坯的再加热，限定在 1100～1250℃的温

度范围。下限1100℃是因为，以确保高温特性为第1目的，为了使Mo、Nb和根据需要添加的V、Ti形成为固溶状态。为了该目的，再加热温度越高越优选，但加热的奥氏体晶粒粗大化，从母材韧性的观点出发不优选，因此上限限定为1250℃。

轧制条件的限定，是为了直接将轧制后相变前的奥氏体粒径按照上述那样控制成为较细的晶粒，主要为了确保韧性。为此，轧制时需要使在1100℃以下的累积压下量为30%以上。轧制终了温度，作为用于在低温区的压下时Mo、Nb或根据需要添加的V、Ti以碳化物形式析出的下限温度，限定在850℃以上。

轧制后的冷却，也应该从组织控制的观点出发进行限定。虽然也取决于钢成分，但在钢厚度较薄的场合，即使采用自然冷却程度的冷却速度也能够得到规定的组织，但在钢厚度较厚时，采用自然冷却时，冷却速度变慢，有时需要加速冷却。这种场合的加速冷却，在厚钢板制造中最一般的是水冷，但不一定必须水冷。另外，加速冷却的目的是为了组织控制而提高相变区的冷速，因此需要从800℃以上的温度进行加速冷却到650℃以下的温度。

再者，在本发明中，所谓高温强度，以600～800℃为目标，其定量的目标是，高温时的屈服应力与常温屈服应力之比 p（=高温屈服应力/常温屈服应力），在钢材温度 T（℃）为 600℃～800℃的范围为 $p \geqslant -0.0033\times T+2.80$。

实施例

采用转炉-连铸-厚板工序制造各种钢成分的钢板（厚度12～80mm），来评价其机械性质和焊接性、焊接区韧性，调查了基于JIS标准的斜Y型坡口焊接裂纹试验中的根部裂纹的有无、和利用焊接模拟热循环得到的相当于小线能量焊接和超大线能量焊接的模拟HAZ韧性。表1分别表示出比较例和本发明例的钢成分、制造条件、组织以及各种特性的调查结果。

本发明例，均满足本发明的限定范围，包括高温强度、模拟HAZ韧

性在内的各种特性也极良好。与此相比，比较例由于钢成分、制造条件、组织等的至少一种以上脱离了本发明的限定范围，因此知道与本发明例比特性差。即，比较例 19 由于 C 量低，因此贝氏体分率低，常温强度、高温强度（比）也都较低。比较例 20 由于碳量高，因此贝氏体分率高，常温强度高。另外，母材韧性、模拟 HAZ 韧性也差。比较例 21 由于 Mo 量低、加速冷却开始温度也低，因此贝氏体分率也低、且高温强度（比）低。比较例 22 由于 Nb 量低、加热温度、轧制终了温度也低，而且加速冷却停止温度高，因此常温强度、高温强度（比）低。比较例 23 由于添加了 B，因此在采用加速冷却的场合，贝氏体分率高，母材韧性差。另外，模拟 HAZ 韧性也差。比较例 24 由于 Mn 量高、P_{CM} 也高，而且在 1100℃以下的累积压下量也低，因此贝氏体分率增高，作为 490MPa 级钢其母材强度变得过剩，母材韧性、模拟 HAZ 韧性也差。

此外，斜 Y 型坡口焊接裂纹试验中的根部裂纹，虽说比较例 24 的 P_{CM} 高于本发明的限定范围，但为 0.185%左右，无论哪种情况都没有发生根部裂纹。

表 1

区分	钢	常温屈服应力 (MPa)	常温拉伸应力 (MPa)	屈服应力与常温屈服应力之比，p			vTrs (℃)	母材组织中贝氏体分率（%）	原始奥氏体粒径 (μm)	模拟 HAZ 韧性 vE_0(J)		根部裂纹
				600℃	700℃	800℃				热过程 1	热过程 2	
本发明例	1	476	541	0.87	0.61	0.25	－45	54	50	89	69	无裂纹
	2	451	537	0.85	0.57	0.24	-31	52	71	82	62	无裂纹
	3	438	534	0.86	0.57	0.25	-36	61	63	97	84	无裂纹
	4	442	533	0.87	0.55	0.25	-40	29	47	87	64	无裂纹
	5	407	509	0.87	0.55	0.25	-35	37	74	83	67	无裂纹
	6	421	547	0.90	0.58	0.24	-31	65	83	79	65	无裂纹
	7	425	545	0.88	0.57	0.22	-34	57	109	78	69	无裂纹
	8	433	548	0.86	0.54	0.27	-37	60	68	80	88	无裂纹
	9	419	530	0.86	0.59	0.25	-30	42	55	82	65	无裂纹
	10	410	516	0.85	0.59	0.24	-32	48	61	96	63	无裂纹
	11	431	553	0.85	0.58	0.24	-30	51	97	88	69	无裂纹
	12	424	523	0.85	0.59	0.22	-28	45	60	90	83	无裂纹
	13	451	564	0.85	0.58	0.25	-35	64	64	79	86	无裂纹
	14	462	570	0.84	0.58	0.24	-32	67	52	86	71	无裂纹

	15	433	528	0.86	0.59	0.25	-38	59	67	82	68	无裂纹
	16	415	532	0.86	0.62	0.24	-35	65	55	83	74	无裂纹
	17	442	526	0.84	0.62	0.24	-32	62	58	91	67	无裂纹
	18	480	571	0.85	0.61	0.23	-37	76	46	88	65	无裂纹
比较例	19	322	478	0.69	0.46	0.14	-47	16	59	78	96	无裂纹
	20	517	631	0.81	0.52	0.17	-3	96	62	31	22	无裂纹
	21	392	501	0.72	0.44	0.15	-49	18	51	80	56	无裂纹
	22	358	484	0.78	0.45	0.14	-21	47	70	83	61	无裂纹
	23	465	566	0.86	0.57	0.23	-3	95	68	13	16	无裂纹
	24	481	628	0.83	0.55	0.22	-1	93	132	38	19	无裂纹

拉伸试验片：板厚 40mm 以下时为 JIS Z 2201 1A 号（总厚度）、

板厚超过 50mm 时为 JIS Z 2201 4 号（1/4 厚度）；与轧制方向垂直的方向

夏比冲击试验片：JIS Z 2202 2mmV 型缺口、轧制方向

高温拉伸试验片：圆棒（Φ8mm 或Φ10mm）、1/4 厚度位置、与轧制方向垂直的方向

热过程 1：1400℃×1 秒、800℃→ 500℃的冷却时间为 8 秒

热过程 2：1400℃×30 秒、800℃→ 500℃的冷却时间为 330 秒

产业上的可利用性

采用基于本发明的钢成分和制造方法制造的钢材，显微组织也满足本发明的限定范围，高温强度不用说，焊接性和焊接区韧性也都优异，这已经由实施例实证。即表明，能够在工业上稳定地大量生产具有远远超过现有的保证直到 600℃左右为止的高温特性的耐火钢的高温特性的焊接结构用钢，例如，作为建筑用途，可期待适用建筑物和完全无耐火被覆的大幅度的扩大。