[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl[7]
C22C 38/00
C21D 8/00 B21B 3/00

[12] 发明专利说明书

[21] ZL 专利号 99810115.X

[45] 授权公告日 2003 年 7 月 2 日

[11] 授权公告号 CN 1113108C

[22] 申请日 1999.6.24 [21] 申请号 99810115.X
[86] 国际申请 PCT/JP99/03378 1999.6.24
[87] 国际公布 WO01/00894 日 2001.1.4
[85] 进入国家阶段日期 2001.2.26
[71] 专利权人 川崎制铁株式会社
地址 日本兵库县神户市
[72] 发明人 木村达已 川端文丸 天野虔一
[56] 参考文献
JP9-194985A 1997.07.29
审查员 王怀东

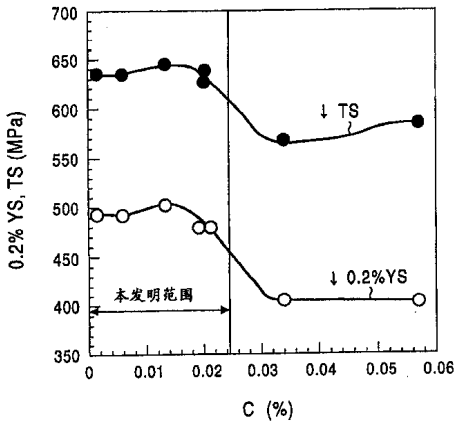
[74] 专利代理机构 中国专利代理(香港)有限公司
代理人 曹 雯 杨丽琴

权利要求书 1 页 说明书 12 页 附图 4 页

[54] 发明名称 590MPa 级的极厚的有优良韧性的 H 型钢及其生产方法

[57] 摘要

本发明涉及用作建筑构件，如柱形材料或用作高层和超高层建筑构件的 H 形钢。在超低 C 钢的贝氏体组织中，可扩散的 α q很细地分散在 α B 中，从而保证 590MPa 级的抗拉强度并明显地提高腰厚方向的韧性。通过将 Mn 和 Cu 控制在适当的范围内达到了 α q细的分散。换言之，本发明提供了 590MPa 的极厚的具有优良的腰厚方向韧性的 H 形钢，它含有(%重量)：0.001～0.025%C、0.6%以下的 Si、0.4～1.6%的 Mn、0.025%以下的 P、0.010%或以下的 S、0.1%以下的 Al、0.6%～2.0%的 Cu、0.25～2.0%的 Ni、0.001～0.050%的 Ti 及 0.0002～0.0030%的 B，其中 Mn/Cu≤2.0，而且满足 250≤117Mn(%)+163Cu(%)≤350。



ISSN1008-4274

1. 具有沿腰厚方向的优良轧态韧性的590MPa级极厚的H形钢，它含：0.001～0.025 重量％C、0.6 重量％以下的 Si、0.4～1.6 重量％Mn、0.025重量％以下的P、0.010重量％以下的S、0.1重量％以下的Al、0.6～2.0重量％的Cu、0.25～2.0重量％的Ni、0.001～0.050重量％的Ti、0.0002～0.0030重量％的B，其中还满足Mn/Cu≤2.0且250≤117Mn（重量％）+163Cu（重量％）≤350。

2. 权利要求1的590MPa级的极厚H形钢，它还含0.030重量％以下的REM和0.0100重量％以下的Ca中的一或二种。

3. 权利要求1的590MPa级的极厚的H形钢，它还含一种或两种以上0.5重量％以下的Cr、0.5重量％以下的Mo、0.10重量％以下的V及0.10重量％以下的Nb。

4. 权利要求1的590MPa级的极厚的H形钢，它还含：0.030重量％以下的REM和0.0100重量％以下的Ca中的一或二种，及一种或两种以上0.5重量％以下的Cr、0.5重量％以下的Mo、0.10重量％以下的V及0.10重量％Nb。

5. 590MPa级的极厚的具有优良的腰厚方向的轧态韧性的H形钢的生产方法，它包括用万能轧机轧制具有权利要求1－4中任一项记载的成分组成的钢坯而生产H形钢，其中在将钢坯加热至1050～1350℃的范围后用粗万能轧机轧制时，于750～1100℃的温度范围，以每道1－10％的压缩比及20％以上的累积压缩比轧制相当于H形钢腰部的部位，在轧后的最高为500℃的温度范围内，以0.05℃/秒以上的冷却速度冷却。

590MPa 级的极厚的有优良韧性的 H 型钢及其生产方法

技术领域

本发明涉及用作建筑构件的 H 型钢。本发明尤其涉及腰厚（flage thinkness）超过 30 mm，抗拉强度为 590－740MPa 的 590MPa 级的极厚 H 型钢，而且还涉及该钢的生产方法。

背景技术

箱式柱或焊接成的 H 形钢常被用作高层或高层建筑结构的支柱材料。这些箱形柱或焊接成的 H 形钢是通过将厚钢板分别按箱形截面或 H 形截面焊接而形成的。对于立柱材料要求有 490 MPa 或 520 MPa 的抗拉强度时，将用控制轧制和控制冷却法，即所谓的 TMCP 法生产的厚钢板焊接起来。对于要求抗拉强度为 590MPa 的立柱材料而言，则将通过 2 次淬火和回火而产生的厚钢板焊接起来。

当前在建造建筑物时，强烈要求压缩建设成本及缩短建设时间。因此，一直在探讨用轧制 H 形钢替代箱式柱或焊接的 H 形钢。为使用轧制的 H 形钢，则需要提高其承载负荷的能力。具体地，要求用高强度的极厚的 H 形钢，该钢的腰厚大于 30 mm，其轧制 H 形钢自身品质具有与箱式柱或焊接的 H 形钢材厚钢板同等以上的水准。还有这样一种倾向：出于防御地震的观点，包含焊接部位和焊接热敏感区（后文称之为“HAZ”）的建筑构件用钢材需有高的韧性，这种倾向体现在高强度极厚的 H 形钢上。换言之，不仅要求沿腰轧制方向和腰宽方向的高韧性，而且要求腰厚方向的高韧性。类似地，还要求 HAS 具有与基体材料相等的高韧性和低焊接开裂敏感性。

比如，日本专利公开 97－125,140 和专利 No. 2,596,835 公开了采用 TMCP 极厚 H 形钢可以提高强度，该钢是用组织控制法产生的，而该方法则利用夹杂物形成细的铁素体组织。但，强度提高到 590MPa 的极厚的 H 形钢在沿腰厚方向上韧性不足。这种极厚的钢的 Pcm 很高，Pcm 是评价焊接开裂参数的一个指数，因此该板在焊接性能方向有问题。

另一方面，为得到 590MPa 级的极厚 H 形钢，考虑采用与厚板一

样的 2 次淬火和回火。但，为了直至腰厚的中心均形成马氏体组织，Pcm 不可避免地升高。此外，HAZ 的硬度也升高，致使韧性劣化。此外，该方法由于热处理应力而引起的尺寸精度下降，成本上升的问题，因此可实施性低。

换言之，对于处于轧制状态的极厚 H 形钢而言，目前尚未建立可以解决上述所有问题的成份和生产方法。

日本专利公开 96－85,846 和 96－144,019 及美国专利 5,766,381 公开了：向高 Mn 的超低 C 钢加入适量的 B 可得到主要由贝氏体构成的组织，从而得到对冷却速度依赖性低的高强度钢材。这些公开文件尤其揭示了：由于极低 C 含量从而使 Pcm 明显下降，结果明显提高了焊接性能。

根据目前对（超）低碳钢的贝氏体组织及转变行为的研究报告（“贝氏体调查研究部会最终报告书”－（社）日本铁钢协会基础研究会，贝氏体调查研究部会编），将超低 C 钢的典型显微组织分成 5 类，这包括多角形铁素体（下文称之为“αP”）、准（Ouasi）－多角形铁素体（下文称之为“αq”）、晶粒状贝氏体铁素体（下文称为“αB”）、贝氏体铁素体（下文称为“α°B”）、及位错（Dislocated）立方马氏体（下文称为“α′m”）。转变温度沿此顺序下降，而转变则由扩散形转变向剪切形转变改变。对此的解释是：上述日本专利公开 96－85846 等中所述的效果是因形成了αB 和α°B。但是，通过完成贝氏体转变而形成的αB 和α°B 将γ晶粒抑制于转变前的状态。在由矩形截面到 H 形截面的热变形时，构成该钢组织的γ晶粒沿轧制方向和宽度方向破碎，但沿腰厚方向则很少破碎。因此，沿腰厚方向的αB 和α°B 晶粒要比轧制方向和宽度方向的晶粒粗大，这对腰厚方向的韧性当然有不利的影响。从轧制能力的观点看，对于极厚的 H 形钢而言，有轧机限制，即不能象厚板轧制一样施以大的压缩比。由于不能施以大的压缩比，所以不能通过重结晶使γ晶粒充分细化。这样在通过轧制未细化极厚 H 形钢的组织时就产生了困难，因此需要一种能消除腰厚方向韧性下降的方法。

本发明的目的在于有利地解决该产品在生产成本、强度、韧性和焊接性能方面的问题，即提供一种轧制态的抗拉强度在 590 MPa 级，

在腰厚方向上有高的韧性的，低 Pcm 的和 HAZ 无硬化的极厚的 H 形钢，及提供生产该钢的方法。

发明公开

本发明人长期致力于超低 C 钢的贝氏体转变的研究。结果发现：对于超低 C 钢的贝氏体组织，较易扩散的αq 晶粒很细地分散在αB 中，从而明显提高了腰厚方向上的韧性，同时还将抗拉强度保持在 590MPa。即发现与常规知识相反，降低 C 量反而对提高强度是有效的，而且在适当的范围内调节 Mn 和 Cu 的量以便使可扩散的αq 晶粒很细地分散，这样就产生了沿腰厚方向有优良韧性的极厚的 H 形钢。当然，由于超低碳钢使 Pcm 下降，从而呈现出优良的焊接性能，并且未察觉到 HAZ 的硬化。

即，本发明的要旨如下：

590MPa 级极厚 H 形钢具有优良的沿腰厚方向的轧制态的韧性，并含有（重量％）0.001～0.025％的 C、0.6％或更少的 Si、0.4～1.6％的 Mn、0.025％或更少的 P、0.010％或更少的 S、0.1％或更少的 Al、0.6～2.0％的 Cu、0.25～2.0％的 Ni、0.001～0.050％的 Ti、及 0.0002～0.0030%的 B，其中的 Mn/Cu ≤ 2.0 而且满足 250 ≤ 117Mn（％重量）+163Cu（％重量）≤ 350。该 590MPa 级极厚的 H 形钢还含一或二种的 0.030％或更少的 REM 及 0.0100％或更少的 Ca，和/或一种或二种以上的 0.5％或更少的 Cr、0.5％或更少的 Mo、0.10％或更少的 V 和 0.10%或更少的 Nb。

生产轧制态的具有沿腰厚方向的优良韧性的，590MPa 级的极厚的 H 形钢的方法包括用万能轧机轧制具有上述成份的钢坯，其中在将此钢坯加热到 1050℃～1350℃后，用粗轧万能轧机轧出相当于 H 形钢腰部的部位，在温度范围为 750～1100℃，施加轧制压缩比为 1～10％/每道次，而累积压缩比为 20％或更高的轧制。进一步地，轧制后在最高 500℃的温度范围内，以 0.05％/秒或更高的速度冷却到 500℃的 590 MPa 级的极厚 H 形钢的制造方法。

附图的简要说明

图 1 是展示 C 含量对抗拉强度和屈服强度影响的曲线。

图 2 是展示同时达到高强度（590－740MPa 的抗达强度）和沿厚

度方向高韧性（47 焦耳或更高的夏氏（Charpy）吸收功）的 Mn 和 Cu 含量区的曲线。

图 3 是展示 Mn/Cu 比对沿板厚方向上的夏氏吸收功的影响的曲线。

图 4 是展示累积轧制压缩比对厚度方向的夏氏吸收功的影响的曲线。

下文将陈述限制本发明每种化学组份的理由。

实施本发明的最佳方案

C：0.001～0.25％（重量）

C 是构成本发明的重要元素。

为检测所加 C 的量的影响进行下面的实验。用实验轧机将含（重量％）C 0.001～0.056％、Mn 1.3％、Cu 1.0％、Ni 0.5％、Nb 0.04％、B 0.0020％的真空熔炼钢加工成厚 63.5 mm 的板，再将其空冷，从其上切取抗拉实验的试样。轧制条件包括加热温度 1120～1170℃、累积轧制压缩比 53％、轧制温度 1100～800℃，每道次的轧制压缩比 1～9％及道次数 17。这些条件可使腰厚 65 mm 的极厚 H 形钢中 1/4 腰宽和 1/4 腰厚部位的变形相同。结果示于图 1 中，其中用●表示抗拉强度，用○表示屈服强度。在图 1 中，添加超过 0.025％（重量）的 C 使抗拉强度（TS）和塑性变形 0.2％的屈服强度（YS）与常规公知常识相反地下降，而且抗拉强度（TS）达不到 590MPa。这是因为在轧制后的冷却步骤中产生了αp。相反在 0.025％（重量）或更低的 C 含量区中，不形成转化的αp，但形成αβ＋αq，因而保持了高的抗拉强度。因此，C 的上限为 0.025％（重量）。为使 C 含量小于 0.001％，则需要增加脱气时间，及挑选所用的原料，稳定生产困难。因此正确的 C 范围为 0.001～0.025％（重量）。

Si：0.6％（重量）或更少

Si 通常是作为固溶强化元素使用的。但，添加超过 0.6％（重量）的 Si 促使 HAZ 变脆。因此，Si 的上限为 0.6％（重量）。虽然未规定下限，但 Si 含量以 0.05％（重量）或更高为佳，以进行脱氧及保证强度。

Mn：0.4～1.6％（重量）

对于稳定地获得αB而言，Mn是重要元素。但当Mn含量大于1.6%（重量）时，αq转变的鼻子过多地移到长时间的一侧，结果使αq的细分散变得困难。为提高腰厚方向上的韧性，作为本发明的特征的，αq细分散的晶粒是重要的。因此，添加1.6％（重量）以上的Mn由于缺乏αq而抑制了腰厚方向上的韧性改善。另一方面，当Mn含量小于0.4%（重量）时，则得不到αB组织及所需的强度。因此其下限为0.4％（重量）。

必须按Mn和Cu之间的关系控制加Mn的量。这将述于下文中。

P：0.025％（重量）或更少

P偏析于γ晶界中，从而降低了晶界强度。因此，P含量要尽可能地低。为降低HAZ韧性，上限应为0.025％（重量）。

S：0.010％（重量）或更少

S与Mn结合而形成夹杂物MnS。在因轧制而拉伸时，腰厚方向上的韧性尤因MnS的影响而下降。因此，必须使S含量尽可能地低，其上限为0.010％（重量）。

Al：0.1％（重量）或更少

Al作为脱氧剂使用。但当Al含量超过0.1％（重量）时，则氧化铝团絮上升从而使韧性恶化，因此其上限为0.1％（重量）。在用Ti作脱氧剂时，则无需加Al。

Cu：0.6～2.0％（重量）

在本发明中，Cu是用于取代Mn的重要元素。另一方面，αq的细分散使屈服强度下降是很重要的。为补偿屈服强度的下降，需要0.6%（重量）以上的Cu。即，因Cu量上升，从而使αB转变温度下降，在轧后冷却步骤中使Cu在αq和αB中析出，因此提高了抗拉强度及细化了αq和αB。但，加Cu少于0.6％（重量）则效果也小，而加Cu超过2.0％（重量）则使HAZ韧性恶化。因此添加Cu范围为0.6～2.0％（重量），更好是0.7～1.5％（重量）。此外，必须按Cu和Mn之间的上述关系控制添加Cu量。这将于下文陈述。

Ni：0.25～2.0％（重量）

为防止在连铸和轧制时Cu引起的高温开裂需有0.25％（重量）

或更多的 Ni。当加 Ni 量超过 2.0％（重量）时这种效果就饱和了，因此 Cu 的上限为 2.0％（重量）。

Ti：0.001～0.050％（重量）

Ti 具有使 HAZ 晶粒变粗，从而改进 HAZ 韧性的作用。同时，钢中的 N 被固定成 TiN，从而使 B 以固溶态的 B 剩下，因而由于在晶界上转变抑制了αP 的形成。在某些情况下，Ti 替代 Al 被用作脱氧剂。但，当 Ti 小于 0.001％（重量）时，查觉不到这种效果，而添加 Ti 超过 0.050％(重量)时，则降低母材的韧性.因此，加 Ti 量的范围是 0.001～0.050％（重量）。为体现 Ti 的充分的作用，Ti 量的范围最好是 0.005～0.025％（重量）。

B：0.0002～0.0030％（重量）

偏析于γ晶界上的 B 是抑制αP 在晶界上转变的重要元素。加 B 小于 0.0005％（重量）时，效果很小，而加 B 超过 0.0030％（重量）时此效果就饱和了。因此加 B 量在 0.0005～0.0030％（重量）的范围内。

$Mn/Cu \leq 2.0$ 及 $250 \leq 117Mn$（％重量）$+163Cu$（％重量）≤ 350

按本发明，必须按上述等式控制 Mn 和 Cu 的量．其原因于下文陈述。

为检测 Mn 和 Cu 的下述影响进行了实验。实验轧制含（重量）0.018% C、0.3% Si、0.0020% B 及变量的 Mn 和 Cu 的真空熔炼钢，然后切取拉伸实验和夏氏冲击实验试验片。拉伸试样的长度方向与轧制方向一致。夏氏冲击试样是沿轧制的厚度方向取得的，并在该轧材 1/2 厚度的部位开始有缺口。轧制条件的设定要使极厚的，腰厚为 65mm 的 H 形钢 1/4 腰宽和 1/4 腰厚处的变形相同。图 2 中的阴影部展示了 Mn 和 Cu 含量的区域，该区同时满足高强度（抗拉强度 590（MPa）－740（MPa））及高韧性（夏氏吸收功 47 焦耳或更高）。在大于 2.0 的 Mn/Cu 区中（Mn/Cu＝2.0 线的右上部），未发现αq，因此厚度方向上的韧性变差。而即使在 2.0 或更高的 Mn/Cu 区（Mn/Cu＝2.0 线的左上部），在 117Mn＋163Cu 大于 350 的区域中（117Mn＋163Cu＝350 线的右上部）强度过份提高，而使韧性相对下降。在 117Mn＋163Cu 小于 250（117Mn＋163Cu＝250 线的左下部）中，抗拉强度小于 590MPa 级的水平。在考虑 Mn 和 Cu 的上下限时，图 2 中所示的阴

影区是厚度方向的强度和韧性最为平衡的区域。

以1170℃的加热温度和40％的累积压缩比轧制含有(重量)0.018％C、0.3％Si、0.0020％B及可变量的Mn和Cu的真空熔炼钢，而后切取夏氏冲击试样，其长度方向与板的厚度方向一致。在该夏氏试样中，于轧材的1/2厚处形成缺口。图3展示了厚度方向的夏氏吸收功和Mn/Cu间的关系。图3表明：当Mn/Cu比为2.0或更小时，厚度方向的夏氏吸收功明显升高。其原因在于αq在αB中分散。换言之，在具有上述范围的成份的钢中，提高厚度方向韧性的αq分散在主要由αB构成的钢组织中。结果得到了用于建筑结构的，沿腰厚方向有优良轧态韧性及HAZ不硬化的590MPa级的极厚H形钢。尽管未规定αq组织比，但小于10％的αq体积份额使腰厚方向的韧性下降，而大于50％时，αq的存在使强度下降，屈服比上升。因此，αq的体积份额以10～50％为佳。

按本发明，可将下面的预定化学组份加到上述的基本组份中。

一或二种0.030％或更少的REM和0.0100％（重量）或更少的Ca

REM形成REM（O, S），Ca形成CaS从而沿轧制方向使MnS变成粒状细晶粒夹杂物。结果，可进一步提高腰厚方向的韧性。但，大量添加会明显降低钢的纯度，因而REM的范围为0.030％（重量）或更少，Ca的范围为0.0100％（重量）或更少。为获得提高腰厚方向韧性的充分效果，加0.002％（重量）或更多的REM和0.0005％（重量）或更多的Ca是可取的。

一或二种以上选自（重量％）0.5％或更少的Cr，0.5%或更少的Mo、0.10%或更少的V及0.005～0.10％的Nb

为控制转变点及主要为控制因极厚的H形钢的尺寸变化而产生的轧制和冷却条件的变化所引起的强度变化添加这些元素。

Cr对于提高母材及焊接部位的强度是有效的。但添加Cr大于0.5%（重量）使焊接性能及HAZ韧性下降。因此，可按0.5％（重量）或更少的范围添加Cr。为得到充分的提高强度的效果，可最好添加0.05%（重量）或更多的Cr。

Mo有助于提高室温及更高温度下的强度。但，加Mo大于0.5％（重量）使焊接性能及HAZ韧性下降。因此加Mo的范围为0.5％（重

量）或更少。为充分地提高强度，以加 0.05％（重量）或更多的 Mo 为宜。

V 具有通过沉淀强化来提高强度的作用。但，加 V 超过 0.10％（重量）使焊接性能恶化。因此加 V 的范围是 0.10％（重量）或更少。为获得充分的提高强度的效果，最好加 0.02％（重量）或更多的 V。

作为沉淀强化及变形强化元素及作为扩大奥氏体未重结晶区及细化组织的元素，Nb 是有益的。但大量加 V 使母材及 HAZ 的韧性下降。因此，加 V 的范围可为 0.1％（重量）或更少。为呈现这种有益效果，以加 0.005％（重量）或更多的 Nb 为宜。

通过调整上述成分组成，得到抗拉强度 590MPa 级的腰厚方向的韧性优良的和无 HAZ 硬化的建筑构建用 H 形钢，但下述的生产方法也可有利地达到这些性能。

即，将具有控制在上述基本成份范围内成份的钢坯（包括铸坯）加热到 1050～1350℃，再以 750～1100℃的温度范围轧制，使 H 形钢的腰部的每道次压缩比为 1～10％，累积压缩比为 20％或更多，此后进行冷却。可供选择的是，轧后以 0.05℃/秒或更大的冷却速度进行加速冷却直至 500℃，以使αq 分散在αB 中，从而得到用于建筑结构用抗拉强度 590MPa 级极厚的 H 形钢，它在轧态下具有优良的腰厚方向的韧性，并且无 HAZ 硬化。

将加热温度定为 1050℃或更高的理由是：使组织为均一的奥氏体，从而降低开坯轧机的轧制负荷。另一方面，在 1350℃以上的温度下加热使超低 C 钢中的奥氏体晶粒明显长大。按小负荷轧制极厚的 H 形钢时，如下所述，不可能通过重结晶使这类粗大的晶粒细化，因而韧性变差。因此加热温度为 1050～1350℃。

在用开坯轧机成形后的热轧时，用粗轧万能轧机，以 750～1100℃的温度，每道 1～10％的压缩比及 20％或更高的累积压缩比以多个道次轧压 H 形钢的腰部，从而形成细的组织。在此情况下，粗轧万能轧机产生的腰部的累积压缩比按 1/4 腰宽部位的板厚变度计算。即，若粗轧前的此厚度为 A，则粗轧后的此厚度为 B，累积轧制压缩比为（A－B）/A×100%。

在 1100℃或更高的轧制温度下，难以形成细的组织，结果使韧性

下降。因此，轧制温度的上限以1100℃为宜。

950～1100℃的温度区是γ晶粒的重结晶区，而950℃及其以下的区域是γ晶粒的非重结晶区。因此，在950℃及其以下的区域中，轧制在尽可能低的温度域中进行。这是因为引入了变形区，从而保证了αq析出位点。但当每道次的轧制压缩比小于1％时，则看不到这种效果。因此需保证每道次的压缩比为1％或更大。

低于750℃的轧制温度出现表面质量问题，如出现表面裂纹。因此轧制温度的下限以750℃为佳。

为检验累积轧制压缩比的影响，进行以下实验。以1170℃的加热温度和变化的累积轧制压缩比轧制含(重量％)0.018％C、0.3％Si、1.3％Mn、1.0％Cu、0.0020％B的真空熔炼钢，然后沿轧材厚度方向取得夏氏冲击试样。在轧材1/2厚度部位在该夏氏冲击试样中形成缺口。图4展示了夏氏冲击实验的结果。在20％或以上的累积轧制压缩比区中，沿板厚度方向的夏氏吸收功明显上升。因此累积轧制压缩比下限最好为20％。

热轧后的冷却可以全为空冷或加速冷却。尤其是为了细化及进一步强化组织，最好在最高为500℃的温度下，以0.05℃/秒或更高的轧后冷却速度进行加速冷却。该冷却速度无上限限制，但考虑到因热应力等而产生的变形，该冷却速度最好为20℃/秒或更低。轧后的冷却指的是精轧后的冷却，但加速冷却可以在粗轧完成后的精轧系统中进行。

实施例

按表2所示条件，用各成份按表1控制的钢坯生产腰厚40～100mm的极厚的H形钢。

沿轧制方向从1/4腰宽和1/4腰厚部位取得JIS No. 4拉伸试样和JIS No. 4冲击试样。还于1/4腰宽和1/2厚度部位取得JIS No. 4冲击试样。检测各试样的机械性能。为检测最大HAZ硬度，按JIS Z3101定义的HAZ最高硬度测试方法于室温下测定焊后的硬度。为评估HAZ韧性，从腰的端部，从1/4腰长部位切取一小试样，再使其经受一次相当于20千焦耳/cm的热输入的加热周期，热输出相当于加热到1400℃再于12秒内冷却到800～500℃的范围中。然后，取得夏氏冲击试样和

测得 0℃时的吸收功。通过照片拍摄观察显微组织（硝酸乙醇混合液腐蚀），观察深度为 1/2 深的部位，使用光学显微镜或扫描电镜，然后再按数点法计算αq 和αB 的体积组织率。

测量结果示于表 2 中。按本发明所得的极厚的 H 形钢呈现出 596～678MPa 的高强度和腰厚方向上的，0℃为 53J 以上的优良的韧性。本发明的钢呈现了高的αB 体积组织率和高的αB/αq 体积比。用显微镜观察，在本发明的钢中看到分散在主要由αB 构成的组织中的αq。此外，HAZ 硬化下降，而 HAZ 韧性优良。

另外，为评估焊接开裂纹敏感性，按 JIS Z3158 规定进行斜的 Y－套管焊接实验。即从 H 形钢的腰部取得厚 40mm×宽 150mm×长 200mm 的试样，然后在 170A，24V 和 150mm/分的条件下，以室温的焊接预热温度，用带涂层的高抗性强度钢的焊条进行焊接。结果，在本发明钢的焊接部位及 HAZ 未见裂纹。

对比例的钢 K 有高的 Mn/Cu 比 2.98 及小的αq 比例，因此在腰厚方向上的韧性低。钢 L 的含 C 量高达 0.35％（重量），由于αP 转变加快而使强度下降。钢 M 的 C 含量低至 0.005％（重量），因 117Mn＋167Cu 低至 245，显示于αq 量的上升和抗拉强度下降。相反，钢 N 因 117Mn＋167Cu 高达 405 而使αB 转变温度下降，强度过份提高，韧性变差。钢 O 经受过 2 次常规进行的淬火和回火，呈现出优良的强度和韧性（包括腰厚方向的韧性），但 HAZ 硬化量由于含 C 量高而高达 142。此外，作为 Y－切缝焊接实验的结果，在室温下在对比钢中看到很多焊接裂纹，而且性能不佳。

如上所述，可以确定本发明的钢有优良的轧态下的强度、韧性和焊接性。

工业实用性

本发明可提供易于按工业规模生产，并且有 590MPa 级的高抗拉强度、优良韧性(这包括腰厚方向上的韧性)、高的焊接性和无 HAZ 硬化的优良 HAZ 韧性的极厚的 H 形钢。因此，在现代的出于防止地震考虑需要建筑结构应有高韧性的趋势中,本发明可按工业规范稳定地提供具有高强度，高韧性和高性能的极厚的 H 形钢，因此是非常有益的。

〔表1〕

钢	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Ti	B	Cr	Mo	V	Nb	REM	Ca	Mn/Cu	117Mn +163Cu	备注
A	0.010	0.46	0.73	0.011	0.001	0.019	1.03	0.50	0.017	0.0025	–	–	–	–	–	–	0.71	253	本发明实施例
B	0.017	0.28	1.32	0.010	0.004	0.024	1.02	0.48	0.015	0.0021	–	–	–	–	0.008	–	1.29	321	
C	0.018	0.31	1.28	0.008	0.002	0.028	1.05	0.51	0.016	0.0022	–	–	–	0.047	–	–	1.22	321	
D	0.024	0.33	1.24	0.008	0.003	0.038	0.85	0.46	0.012	0.0020	0.24	–	–	0.040	–	–	1.46	284	
E	0.007	0.40	1.06	0.013	0.002	0.005	0.98	0.93	0.012	0.0020	–	0.21	0.042	0.072	–	–	1.08	284	
F	0.015	0.21	1.08	0.014	0.003	—	1.22	0.63	0.013	0.0021	–	–	–	0.032	–	0.0043	0.89	325	
G	0.016	0.28	1.18	0.010	0.002	0.028	1.00	0.48	0.015	0.0026	–	0.14	–	0.008	–	0.0039	1.18	301	
H	0.018	0.30	1.29	0.007	0.001	0.028	1.13	0.55	0.012	0.0020	0.13	–	–	0.042	0.007	–	1.14	335	
I	0.024	0.28	1.31	0.009	0.003	0.027	1.15	0.48	0.013	0.0018	0.10	–	–	0.045	0.005	–	1.14	341	
J	0.010	0.30	1.30	0.009	0.002	0.03	1.15	0.50	0.012	0.0021	0.11	–	–	0.041	0.005	–	1.13	340	
P	0.001	0.53	1.23	0.010	0.002	0.032	0.92	0.55	0.014	0.0015	–	–	–	0.045	–	–	1.34	294	
Q	0.003	0.46	1.46	0.011	0.002	0.028	0.85	0.52	0.012	0.0018	–	0.43	–	–	–	–	1.72	309	
K	0.018	0.30	1.58	0.010	0.003	0.027	0.53	0.26	0.012	0.0018	–	–	–	0.045	0.007	–	2.98	271	对比例
L	0.035	0.18	1.26	0.008	0.003	0.021	0.99	0.51	0.016	0.0011	–	0.28	–	0.023	–	–	1.27	309	
M	0.005	0.24	0.53	0.013	0.002	0.015	1.12	0.43	0.011	0.0020	–	–	–	0.031	–	–	0.47	245	
N	0.023	0.33	1.33	0.014	0.003	0.034	1.53	0.82	0.014	0.0018	–	–	–	0.038	–	–	0.87	405	
O	0.12	0.25	1.35	0.008	0.002	0.03	0.20	0.15	0.01	–	–	0.25	0.043	–	0.006	–	6.75	191	

（表 2）

钢	膜厚 (mm)	加热温度 (℃)	轧制压缩比 (/道) (%)	道次	累积轧制压缩比 (%)	轧制温度范围 (℃)	冷却法	冷却速度 (℃/s)	YS (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	EL (%)	vEo*1 (J)	vEo*2 (J)	HAZ*4 硬化增量 ΔHV	vEo [HAZ] (J)	α_q (%)	α_B (%)	备注
A	80	1170	1~8	17	46	1100-890	水冷	0.25	482	610	79	30	304	156	67	171	37	63	
B	60	1150	1~10	21	56	1020-830	空冷	-	501	647	77	31	300	136	46	181	21	79	
C	65	1190	1~8	19	54	1090-900	空冷	-	493	658	75	27	296	118	46	153	18	82	
C	40	1230	2~10	23	62	1090-830	空冷	-	528	667	79	30	354	148*3	46	153	16	84	发
D	65	1170	1~10	19	56	1080-850	空冷	-	490	625	78	29	325	140	67	164	29	71	
E	100	1220	1~8	15	37	1100-940	水冷	0.13	475	596	80	25	233	103	35	138	42	58	
F	80	1130	1~8	17	46	1050-890	空冷	-	496	638	78	26	271	135	50	206	25	75	明
G	80	1150	1~9	17	46	1080-860	空冷	-	489	628	78	27	287	103	43	175	30	70	
H	60	1120	1~10	21	56	990-820	空冷	-	526	678	78	30	327	120	55	197	10	90	
I	60	1120	1~10	21	56	990-820	空冷	-	507	653	78	30	336	115	72	152	13	87	例
J	60	1120	1~10	21	56	990-820	空冷	-	521	666	78	31	347	135	44	173	10	90	
C	65	1270	1~9	19	54	1080-900	空冷	-	493	662	74	25	181	73	46	153	16	84	
C	80	1180	1~5	9	18	1070-980	空冷	-	487	649	75	26	158	53	46	153	18	82	
P	105	1120	1~8	15	35	1050-830	空冷	-	463	601	77	29	222	123	22	220	21	79	
P	65	1320	1~8	19	54	1150-900	空冷	-	487	644	76	27	253	100	22	220	17	83	
Q	125	1130	1~8	17	27	1030-820	空冷	-	495	625	79	26	207	86	25	231	12	88	
C	125	1120	1~8	17	27	1030-870	空冷	-	463	601	77	28	152	60	46	153	27	73	
C	65	1330	1~8	19	54	1050-900	空冷	-	482	637	76	28	201	67	46	153	21	79	
K	65	1170	1~8	19	54	1080-880	空冷	-	475	600	79	28	236	10	48	172	5	95	对
L	65	1130	1~9	19	54	1030-820	水冷	0.19	412	563	73	35	325	98	80	18	*6		比
M	80	1190	1~8	17	46	1100-900	空冷	-	483	566	85	33	279	120	40	132	63	37	
N	65	1150	1~8	19	46	1080-870	空冷	-	594	758	78	20	130	7	45	43	0	100	
O	60	1150	1~8	19	46	1080-870	空冷	-	469	627	75	30	334	127	142	36	*6		例

*1：轧制方向

*2：腰厚方向

*3：经压焊将腰厚增至 60mm 后，沿腰厚方向取得的夏氏试样

*4：HAZ 硬化量 = 热影响区最大硬度 - 母材硬度

*5：对比例 L 含低碳铁素体 + 贝氏体组织（α_p：73％）

*6：经 2 次淬火和回火的对比例

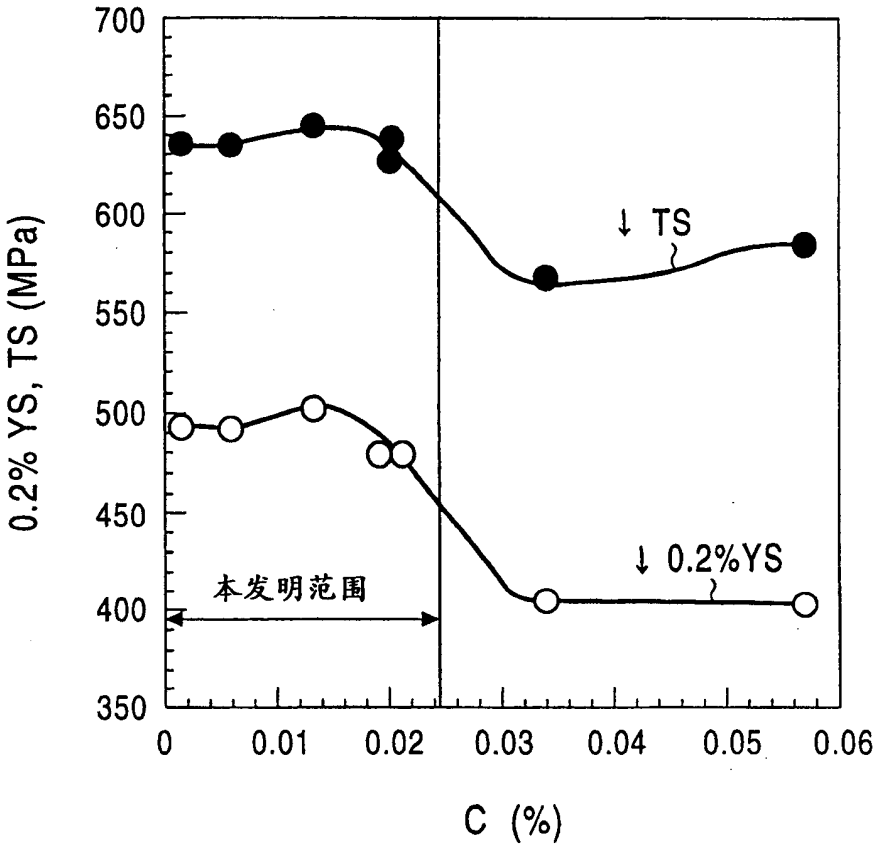

700
650
600
550
500
450
400
350
0.2% YS, TS (MPa)
↓ TS
↓ 0.2%YS
本发明范围
0
0.01
0.02
0.03
0.04
0.05
0.06
C (%)

图 1

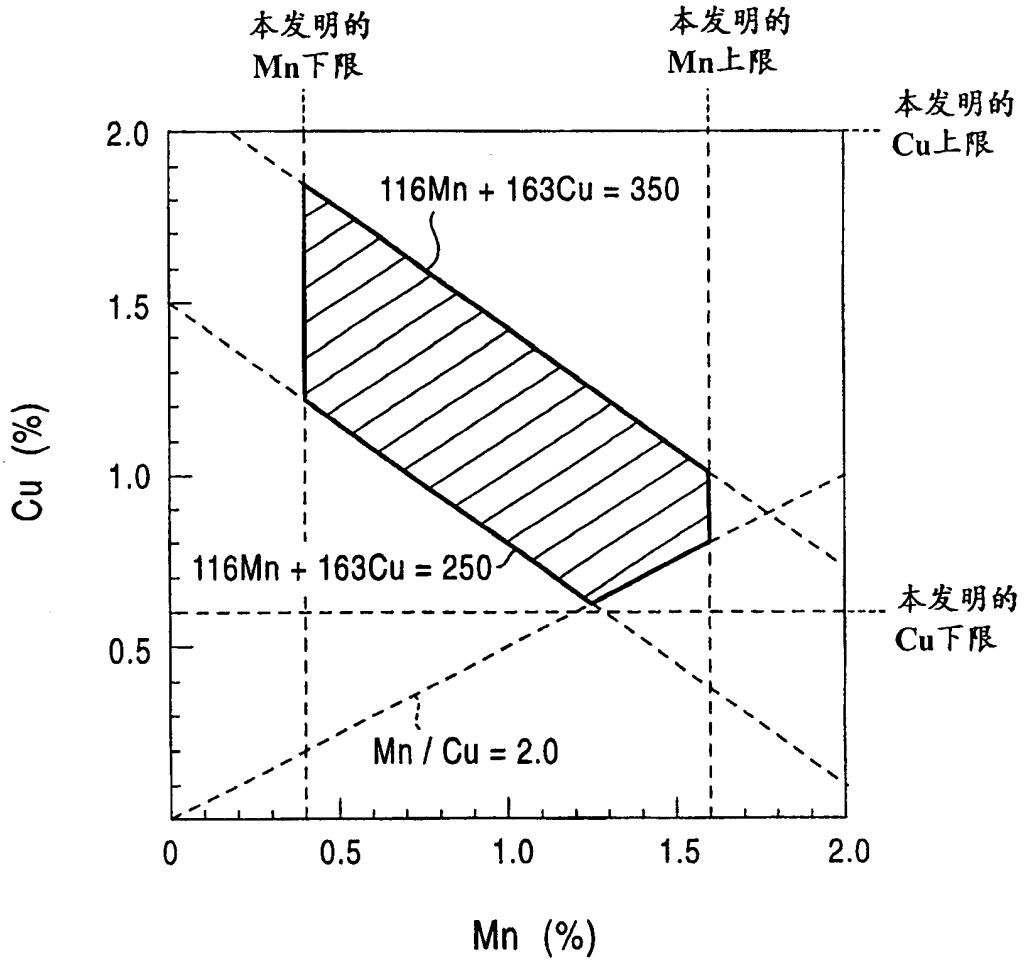

本发明的
Mn下限
本发明的
Mn上限
本发明的
Cu上限
116Mn + 163Cu = 350
116Mn + 163Cu = 250
本发明的
Cu下限
Mn / Cu = 2.0
2.0
1.5
1.0
0.5
0
0.5
1.0
1.5
2.0
Cu (%)
Mn (%)

图 2

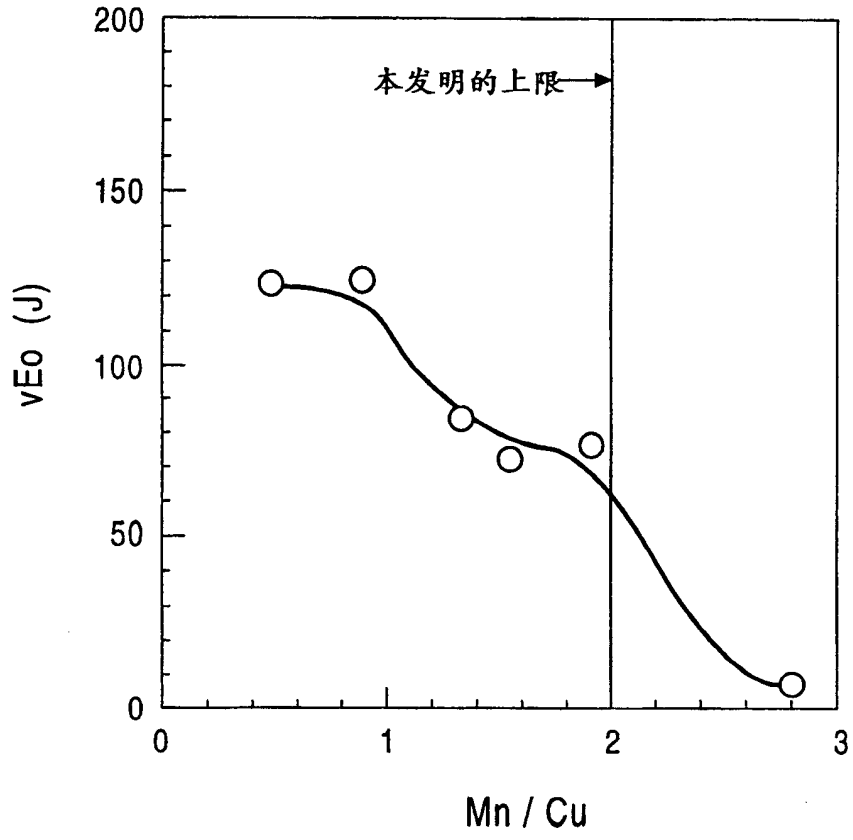


图 3

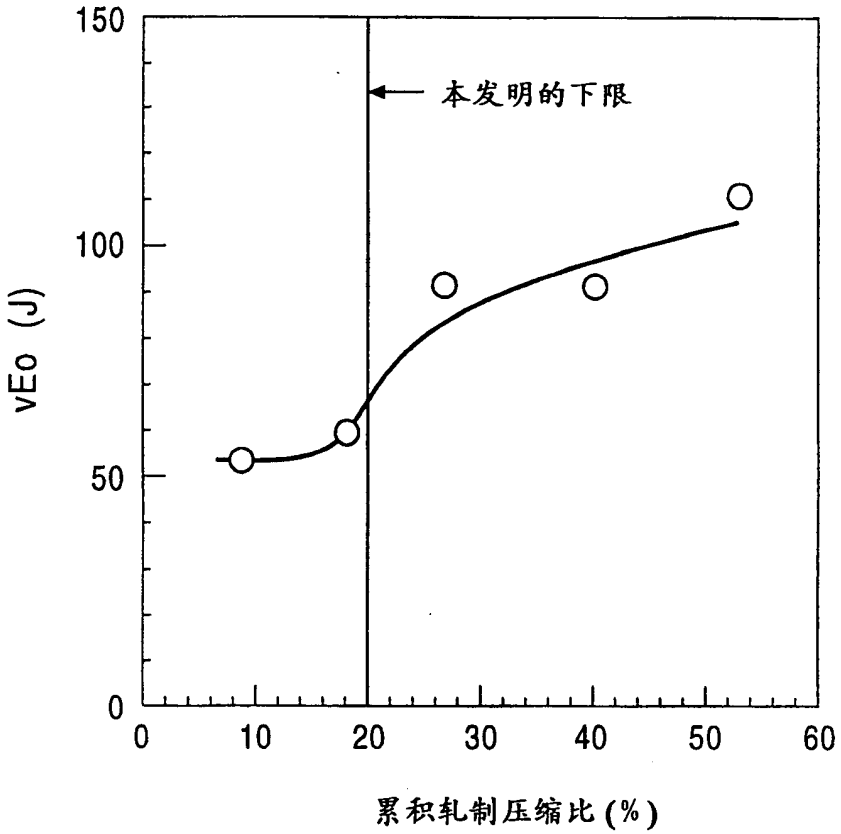


图 4