

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

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



# [12] 发明专利说明书

专利号 ZL 02819346.6

[45] 授权公告日 2008年7月16日

[11] 授权公告号 CN 100402688C

[22] 申请日 2002.9.4 [21] 申请号 02819346.6

[86] 国际申请 PCT/JP2002/008977 2002.9.4

[87] 国际公布 WO2004/022807 日 2004.3.18

[85] 进入国家阶段日期 2004.3.31

[73] 专利权人 杰富意钢铁株式会社

地址 日本东京

[72] 发明人 大井健次 一宫克行 冈津光浩

[56] 参考文献

JP2 - 267241A 1990.11.1

JP62 - 112722A 1987.5.23

JP61 - 270333A 1986.11.29

JP9 - 95731A 1997.4.8

审查员 刘瑞华

[74] 专利代理机构 中原信达知识产权代理有限责  
任公司

代理人 樊为民 郭国清

权利要求书2页 说明书15页 附图5页

[54] 发明名称

高入热量焊接用钢材及其制造方法

[57] 摘要

本发明提供一种在超过 400kJ/cm 的高入热量焊接的焊接热影响部分能够获得良好的韧性的钢材及其制造方法。具体为一种高入热量焊接用钢材，含有：C：0.03 ~ 0.15 质量%、Si：0.05 ~ 0.25 质量%、Mn：0.5 ~ 2.0 质量%、P：0.03 质量% 以下，S：0.0005 ~ 0.0030 质量%、Al：0.015 ~ 0.1 质量%、Ti：0.004 ~ 0.03 质量%、N：0.0020 ~ 0.0070 质量%、Ca：0.0005 ~ 0.0030 质量%，且 Ca、O、S 的各含量满足下列(1)式，剩余部分为 Fe 及不可避免的杂质。其中， $0.3 \leq ACR \leq 0.8$ ——  
——(1)，此处， $ACR = (Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25 / S$ ，另外，Ca、O、S 表示各成分的含量(质量%)。

1. 一种高入热量焊接用钢材，其特征是：

含有：

C: 0.03~0.15 质量%、

Si: 0.05~0.25 质量%、

Mn: 1.40~2.0 质量%、

P: 0.03 质量%以下、

S: 0.0005~0.0030 质量%、

Al: 0.015~0.1 质量%、

Ti: 0.004~0.03 质量%、

N: 0.0020~0.0070 质量%、

Ca: 0.0005~0.0030 质量%、

O: 0.0045 质量%以下，

且 Ca、O、S 的各含量满足下列(1)式，剩余部分为 Fe 及不可避免的杂质，

$$0.3 \leq \text{ACR} \leq 0.8 \text{ ----- (1)}$$

此处， $\text{ACR} = (\text{Ca} - (0.18 + 130 \times \text{Ca}) \times \text{O}) / 1.25 / \text{S}$

另外，Ca、O、S 表示各成分的质量百分比含量；

并且钢组成进一步含有从：B: 0.0004~0.0010 质量%、V: 0.2 质量%以下、Nb: 0.018 质量%以下、Cu: 1.0 质量%以下、Ni: 1.5 质量%以下、Cr: 0.7 质量%以下、Mo: 0.7 质量%以下之中选取的 1 种或 2 种以上。

2. 一种高入热量焊接用钢材的制造方法，其特征是：

采用以下的工序来制造：经过连续铸造或铸锭一分锭工序把铁水制成钢坯，对该钢坯进行再加热、热轧，或是在上述热轧后，加速冷却，直接淬火回火，再加热淬火一回火，再加热正火一回火，其中，上述铁水含有

C: 0.03~0.15 质量%、

Si: 0.05~0.25 质量%、  
Mn: 1.40~2.0 质量%、  
P: 0.03 质量%以下、  
S: 0.0005~0.0030 质量%、  
Al: 0.015~0.1 质量%、  
Ti: 0.004~0.03 质量%、  
N: 0.0020~0.0070 质量%、  
Ca: 0.0005~0.0030 质量%、  
O: 0.0045 质量%以下、

且 Ca、O、S 的各含量满足下列(1)式, 剩余部分为 Fe 及不可避免的杂质;

$$0.3 \leq \text{ACR} \leq 0.8 \text{ ----- (1)}$$

此处,  $\text{ACR} = (\text{Ca} - (0.18 + 130 \times \text{Ca}) \times \text{O}) / 1.25 / \text{S}$

另外, Ca、O、S 表示各成分的质量百分比含量;

并且铁水的组成进一步含有从: B: 0.0004~0.0010 质量%、V:  
0.2 质量%以下、Nb: 0.018 质量%以下、Cu: 1.0 质量%以下、Ni: 1.5  
质量%以下、Cr: 0.7 质量%以下、Mo: 0.7 质量%以下之中选取的 1  
种或 2 种以上。

## 高入热量焊接用钢材及其制造方法

### 技术区域

本发明涉及造船、建筑、土木等各种结构物所使用的钢材，特别是涉及适用于焊接入热量超过 400kJ/cm 的高入热量焊接的钢材及其制造方法。

### 背景技术

造船、建筑、土木等领域中所使用的钢材，一般通过焊接接合来加工成所希望的形状的结构物。在这些结构物中，从安全性的观点来看，所用钢材的母材韧性是必备的，还要求焊接部分具有良好的韧性。另一方面，随着这些结构物及船舶越来越大型化，相应地也要求所使用的钢材提高强度、增加厚度，以便在焊接施工中适用于埋弧焊、电气焊及电渣焊等高效率的高入热量焊接。因此，在采用高入热量焊接进行焊接施工时，就必须使用焊接部分具有良好韧性的钢材。

可是，一般而言，如果焊接入热量加大的话，焊接热影响部分的组织就会粗大化，因此，焊接热影响部分的韧性就会降低，这是公知的。针对这种高入热量焊接所导致的韧性降低，到目前为止已经提出了很多对策。

例如，通过 TiN 的微细分散来抑制奥氏体粒子的粗大化以及利用形成铁素体相变核的作用的技术已经实用化。还有，使 Ti 的氧化物分散的技术(特开昭 57-51243 号公报)以及使 BN 的铁素体核生成能进行组合的技术(特开昭 62-170459 号公报)也正在进行开发。再有，通过添加 Ca(特开昭 60-204863 号公报)及 REM(特开昭 62-260041 号公报)来控制硫化物的形态、从而获得高韧性的技术也是公知的。

然而，在主要利用 TiN 的析出使焊接部分的组织微细化、从而改善韧性的特开昭 62-170459 号公报、特开昭 60-204863 号公报的现有技术中，存在这样的问题：在使 TiN 加热至发生溶解的温度区的焊接热影响部分中，TiN 所具有的上述作用就会消失，固溶 Ti 及固溶 N 使组织脆化，导致韧性显著下降。因此就需要通过添加 B，把固溶后的 N 作为 BN 来固定。不过，存在的问题是，虽然 B 的加添在 TiN 固溶的区域对于 HAZ 韧性提高是有效的，但是，在 TiN 没有固溶的区域(加热温度约 1350℃以下)中，由于与 N 不连结的固溶 B 在焊接冷却时使淬硬性显著提高，从而使焊接热影响部分的组织成为以硬的贝氏体为主的组织，导致韧性显著降低。因此，在特开昭 62-170459 号公报中，为了消除 B 的恶劣影响，又采用降低 Al 加添量的对策，不过，如果 Al 量不添加到 0.010% 以上的话，钢在熔炼时不能充分脱氧，钢中的夹杂物的数量就会增加，出现不能获得足够的韧性的问题。再有，在特开昭 62-260041 号公报中建议，通过加添 REM，由 REM 的硫化物、氧化物使 TiN 的固溶后的区域成为微细组织，不过，在钢熔炼时使 REM 充分地进行微细分散是非常困难的，在焊接热影响部分的加热至高温的区域，难以确保足够的韧性。还有，在特开昭 57-51243 号公报的技术中，与通常的 Al 脱氧不同，由 Ti 进行脱氧，通过使 Ti 的氧化物或复合氧化物在钢中进行分散，达到对奥氏体粒子的成长进行抑制的效果。其结果，有可能在钢中使抑制奥氏体粒子成长的氧化物进行分散，但另一方面却存在难以使氧化物均匀微细地进行分散的问题，以及与 TiN 相比 Ti 氧化物粗大、从而使恰贝的吸收能量下降这样致命的问题。因而，在入热量超过 400 kJ/cm 的高入热量焊接中，就难以充分地抑制奥氏体粒子的成长，也难以确保焊接热影响部分的高韧性。

还有，在特开昭 60-204863 号公报中记载的添加 Ca 的技术以及特开昭 62-260041 号公报中记载的添加 REM 的技术中，如果是 300kJ/cm 以下的入热量，可以确保高韧性，但是，对于超过 400kJ/cm 的高入热量焊接，这些技术就难以确保使焊接热影响部分的高韧性与

母材具有同等水平。

因此，本发明的目的是提供一种解决现有技术中所存在的上述问题点、对于超过 400kJ/cm 的高入热量焊接也能够获得与母材具有同等水平的良好的焊接热影响部分韧性的钢材。

#### 发明内容

通过对各种研究进行综合，本发明者们发现，为了提高以超过 400 kJ/cm 的高入热量进行焊接的焊接热影响部分的韧性，适当含有必要的 Ca 对硫化物的形态控制是很重要的。即，为了提高高入热量焊接热影响部分的韧性，对处在高温区域的奥氏体的粗大化进行抑制，重要的是，使在此后的冷却过程中能够促进铁素体相变所需要的铁素体相变核微细地进行分散，而现有技术中对其中的任何一项都做得不彻底。

因此，本发明中在对钢板进行熔炼时的凝固阶段使 CaS 结晶析出。由于 CaS 与氧化物相比是在低温下结晶析出，因而能够微细地进行分散。此处，特别重要的是，如果通过对 Ca、S 的含量及钢中的溶解氧量进行控制来确保 CaS 的结晶析出后的固溶 S 量，就会发现在 CaS 的表面上有 MnS 析出。MnS 除了自身具有铁素体核生成能以外，还具有在其周围形成 Mn 的稀薄带、促进铁素体相变的作用。还发现，通过在 MnS 上再析出 TiN、AlN 等铁素体生成核，就能够进一步促进铁素体相变。通过采取以上对策，即使在高入热量焊接时的高温下也能够使不溶解的铁素体相变生成核微细地进行分散，使焊接热影响部分的组织成为微细的铁素体贝氏体的组织，从而达到高韧性化。

本发明为高入热量焊接用钢材，其特征是：

含有：

C: 0.03~0.15 质量%、

Si: 0.05~0.25 质量%、

Mn: 0.5~2.0 质量%、  
 P: 0.03 质量%以下、  
 S: 0.0005~0.0030 质量%、  
 Al: 0.015~0.1 质量%、  
 Ti: 0.004~0.03 质量%、  
 N: 0.0020~0.0070 质量%、  
 Ca: 0.0005~0.0030 质量%、

且 Ca、O、S 的各含量满足下列(1)式，剩余部分为 Fe 及不可避免的杂质，

$$0.3 \leq \text{ACR} \leq 0.8 \text{ ----- (1)}$$

此处， $\text{ACR} = (\text{Ca} - (0.18 + 130 \times \text{Ca}) \times \text{O}) / 1.25 / \text{S}$

另外，Ca、O、S 表示各成分的含量(质量%)。

还有，本发明为高入热量焊接用钢材，其特征是：

钢组成还含有从：B: 0.0004~0.0010 质量%、V: 0.2 质量%以下、Nb: 0.05 质量%以下、Cu: 1.0 质量%以下、Ni: 1.5 质量%以下、Cr: 0.7 质量%以下、Mo: 0.7 质量%以下之中选取的 1 种或 2 种以上。

还有，本发明为高入热量焊接用钢材的制造方法，其特征是：

采用以下的工序来制造：经过连续铸造或铸锭一分锭工序把铁水制成钢坯，对该钢坯进行再加热、热轧，或是在上述热轧后，加速冷却，直接淬火回火，再加热淬火一回火，再加热正火一回火，其中，上述铁水的组成中含有

C: 0.03~0.15 质量%、  
 Si: 0.05~0.25 质量%、  
 Mn: 0.5~2.0 质量%、  
 P: 0.03 质量%以下、  
 S: 0.0005~0.0030 质量%、  
 Al: 0.015~0.1 质量%、

Ti: 0.004~0.03 质量%、

N: 0.0020~0.0070 质量%、

Ca: 0.0005~0.0030 质量%、

且 Ca、O、S 的各含量满足下列(1)式, 剩余部分为 Fe 及不可避免的杂质:

$$0.3 \leq \text{ACR} \leq 0.8 \text{ ----- (1)}$$

此处,  $\text{ACR} = (\text{Ca} - (0.18 + 130 \times \text{Ca}) \times \text{O}) / 1.25 / \text{S}$

还有, Ca、O、S 表示各成分的含量(质量%)。

还有, 本发明为高入热量焊接用钢材的制造方法, 其特征是:

铁水的组成还含有从: B: 0.0004~0.0010 质量%、V: 0.2 质量%以下、Nb: 0.05 质量%以下、Cu: 1.0 质量%以下、Ni: 1.5 质量%以下、Cr: 0.7 质量%以下、Mo: 0.7 质量%以下之中选取的 1 种或 2 种以上。

### 具体实施方式

以下, 对各成分的限制机理进行说明。

C: 0.03~0.15 质量%

对于 C 量, 为了获得作为结构用钢所需的强度, 把下限定为 0.03 质量%; 为避免使焊接开裂性恶化, 把上限定为 0.15 质量%。更优选的是 0.05~0.10 质量%。

Si: 0.05~0.25 质量%

对于 Si, 由于制钢的需要, 必须在 0.05 质量%以上; 但是超过 0.25 质量%的话, 就会使母材的韧性恶化, 此外, 还会在高入热量焊接热影响部分生成岛状马氏体, 使韧性恶化。更优选的是 0.13~0.22 质量%。

Mn: 0.5~2.0 质量%

对于 Mn，为了确保母材的强度，0.5 质量%以上是必要的；但如果含量超过 2.0 质量%的话，就会使焊接部分的韧性显著降低。更加优选的是 0.8~1.6 质量%。

P: 0.03 质量%以下

P 如果超过 0.03 质量%的话，就会使焊接部分的韧性恶化。更加优选的是 0.01 质量%以下。

S: 0.0005~0.0030 质量%

对于 S，为了生成必要的 CaS 和 MnS，0.0005 质量%以上是必要的；但如果超过 0.0030 质量%的话，就会使母材的韧性恶化。更优选的是 0.0015~0.0025 质量%。

Al: 0.015~0.1 质量%

对于 Al，为了钢的脱氧，0.015 质量%以上是必要的；但如果含量超过 0.1 质量%的话，就会使母材的韧性降低，同时使焊接金属的韧性恶化。更优选的是 0.02~0.06 质量%。

Ti: 0.004~0.03 质量%

Ti 在凝固时成为 TiN 而析出，对焊接热影响部分的奥氏体的粗大化抑制以及成为铁素体相变核、高韧性化做出贡献。如果不到 0.004 质量%的话，其效果甚微；超过 0.03 质量%的话，就会由于 TiN 粒子的粗大化而不能获得所期待的效果。更优选的是 0.008~0.02 质量%。

N: 0.0020~0.0070 质量%

N 是确保 TiN 的必要量所必需的元素，如果不到 0.0020 质量%的话，就不能获得足够的 TiN 量；超过 0.0070 质量%的话，在由于焊接热循环而使 TiN 溶化的区域的固溶 N 量就会增加，使韧性显著下降。更优选的是 0.0030~0.0055 质量%。

Ca: 0.0005~0.0030 质量%

Ca 是通过固定 S 来达到韧性改善效果的元素。要达到这种效果, 优选的是至少应含有 0.0005 质量%以上, 不过, 含量超过 0.0030 质量%的话, 效果就会饱和。因此, 在本发明中, 限定在 0.0005 质量%至 0.0030 质量%的范围。更优选的是 0.0010~0.0020 质量%。

O: 0.0045 质量%以下

如果 O 超过 0.0045 质量%的话, 夹杂物量就会增加, 钢的纯净度就会恶化, 从而使韧性下降。

$0.3 \leq \text{ACR} \leq 0.8$  (此处,  $\text{ACR} = (\text{Ca} - (0.18 + 130 \times \text{Ca}) \times \text{O}) / 1.25 / \text{S}$ , 另外, Ca、O、S 表示各成分的含量(质量%))

必须使 Ca 及 S 的含量满足  $0.3 \leq \text{ACR} \leq 0.8$  的关系。图 1 表示在本发明钢的基本组成中添加不同的 Ca、模仿 2 种入热条件的再现热循环试验结果。它表明, 在 800-500℃下、冷却时间 153 秒或者 270 秒的任意一种情况下, 按照  $0.3 \leq \text{ACR} \leq 0.8$ , 韧性具有极大的提高 (以  $v_{\text{Trs}}$  提高约 30℃)。在  $0.3 \leq \text{ACR} \leq 0.8$  的范围, 如图 2 的显微镜照片所示, 成为在 CaS 上 MnS 析出后的复合硫化物的形态或者是又有 TiN 析出的形态。

如果 ACR 的值不到 0.3 的话, CaS 就不会结晶析出, 因而 S 就会以 MnS 单独的形态析出。该 MnS 就会在钢板制造时的轧制中被拉长, 导致母材的韧性降低, 同时, 达不到作为本发明的主要着眼点的、在焊接热影响部分为使 MnS 熔融而微细分散的目的。另一方面, 如果 ACR 的值超过 0.8 的话, S 几乎都被 Ca 所固定, 作为铁素体生成核而发挥作用的 MnS 就不会在 CaS 上析出, 因而不能充分发挥作用。图 3 是表示 ACR 与析出的硫化物的关系的示意图。还有, 在本发明钢的 ACR 的合理范围, CaS 和 MnS 的复合硫化物及 TiN 同时析出的析出物, 平均粒径的大小为 0.1~5 μm, 以  $5 \times 10^2 \sim 1 \times 10^4$  个/mm<sup>2</sup> 而

存在，能够促进焊接热影响部分的珠光体相变，能够通过组织微细化而达成高韧化。

在本发明中，可以含有从具有提高母材强度的功能的 B、V、Nb、Cu、Ni、Cr、Mo 中选取的至少 1 种或 2 种以上。

**B: 0.0004~0.0010 质量%**

B 具有在制造钢板时提高淬火性的效果，为获得这种效果，必须在 0.0004 质量%以上；但如果添加量超过 0.0010 质量%的话，淬火性增加，而焊接热影响部分的韧性则恶化。

**V: 0.2 质量%以下**

V 的作用是提高母材的强度、韧性，不过，添加量在 0.01 质量%以上才能获得这种效果。而超过 0.2 质量%的话反而会导致韧性降低。

**Nb: 0.05 质量%以下**

Nb 对于确保母材的强度、韧性以及接头的强度是有效的元素，不过，添加量在 0.007 质量%以上才能获得这种效果。而含量超过 0.05 质量%的话，焊接热影响部分的韧性就会恶化。

**Ni: 1.5 质量%以下**

Ni 能够保持母材的高韧性并使强度提高，不过，添加量在 0.10 质量%以上才能获得这种效果。而超过 1.5 质量%的话，效果就会饱和，因而把该含量作为上限。

**Cu: 1.0 质量%以下**

Cu 具有与 Ni 相同的作用，不过，添加量在 0.10 质量%以上才能获得这种效果。而超过 1.0 质量%的话，就会产生热脆性，使钢板表面性状恶化。

**Cr:** 0.7 质量%以下

Cr 是对母材的高强度化有效的元素，不过，添加量在 0.05 质量%以上才能获得这种效果。而大量添加的话，就会对韧性带来不利影响，因而把上限定为 0.7 质量%。

**Mo:** 0.7 质量%以下

Mo 是对母材的高强度化有效的元素，不过，添加量在 0.05 质量%以上才能获得这种效果。而大量添加的话，就会对韧性带来不利影响，因而把上限定为 0.7 质量%。

如上所述，在本发明中，特别是把 Ca、S 含量调整到所限定的范围，就能够提供在高入热量焊接中的焊接热影响部分具有良好韧性的钢材。

另外，本发明的钢材可以通过以下的方式来制造。首先在转炉中对铁水进行精炼，制成钢之后，进行 RH 脱气，经过连续铸造或铸锭一分锭工序而制成钢坯。再采用以下方法、通过以下工序来制造。该方法是：把它再加热到 1250℃以下的温度，在加热温度至 650℃的温度区，通过热轧，轧制至规定的板厚之后，进行空冷或以 1~40℃/s 的冷却速度进行加速冷却，在 200℃~600℃停止冷却，此后进行气冷，或者，在上述热轧后，从 650℃以上的温度区进行直接淬火，在 500℃±150℃进行回火；该工序是：在 850℃至 950℃的温度区进行再加热淬火，在 500℃±150℃进行回火，再加热正火至 1000℃以下的温度，向 650℃以下进行回火，等等。还有，在串列轧制机的热轧中也能采用通常所采用的制造条件来制造。还有，本发明的钢板的尺寸是板厚 6 mm 以上的厚钢板或者是热轧钢板。

还有，对本发明的钢板所适用的焊接方法，没有特别限制，电弧焊、埋弧焊、电渣焊、电气焊以及其他热源焊接方法都可以适用。

## 实施例 1

下面参照实施例对本发明进行说明。

在 100 kg 的高频熔炉中，对表 1 及表 2 中所示的组成的钢进行熔炼，制成厚 100mm 的板坯。对该板坯在 1150℃ 下进行 1 小时加热后，在 930℃ 以上的温度区轧制全轧制量的 50%，之后，在 900℃ 至 700℃ 的温度区制成厚 20mm 的钢板，以 10℃/s 的冷却速度进行加速冷却。

为了对焊接热循环后的特性进行测定，从这些钢板上截取宽 80mm × 长 80mm × 厚 15mm 的试验片，加热至 1400℃ 后附加 800~500℃ 的冷却速度为 1℃/s（相当于电气焊中的入热量 450kJ/cm 的焊接热影响部分）的焊接热循环，以 2mm 的 V 切口恰贝试验对焊接热影响部分的韧性进行评价。表 3 将得出的焊接热影响部分的韧性与母材的强度、韧性一同表示。另外，对于母材的强度，从轧制材料的轧制方向、在 1/2t 处截取各 2 个 JISZ2201 试验片，依据 JISZ2241 进行试验，求出其平均值。对于韧性，在与轧制材料的轧制方向垂直的方向、从 1/2t 的位置截取各 3 个 JISZ2201 的 V 切口试验片，依据 JISZ2242 对脆性—延展性断口转变温度(vTrs)进行测定。再者，母材和焊接热影响部分的韧性(断口转变温度)当 vTrs 为 -40℃ 以下时判定为良好。

由表 3 表明，在发明例中全都能获得  $vTrs \leq -40^\circ\text{C}$  的良好的焊接热影响部分韧性。与此相反，在比较例中焊接热影响部分的韧性差，其中母材的韧性也有差的。在这些比较例中， $(\text{Ca} - (0.18 + 130 \times \text{Ca}) \times \text{O}) / 1.25 / \text{S}$  的值及 Ca、Ti、C、Mn、Si、S、N、Cu、Cr、Mo、v、B 等各成分含量都偏离了本发明范围。对于发明例的钢 16 和比较例 23 的钢，通过热轧，制成板厚 60mm 的钢板，以电气焊 450 kJ/cm 的入热制作焊接接头，对板厚 1/4 t 处的有代表性的焊接热影响部分的微组织进行了观察。图 4 表示发明例的钢 16，图 5 表示比较例 23 的钢的显微照片。在图 5 的比较钢 23 中，焊接热影响部分的粗粒化是显著

---

的，相比之下，在图 4 的本发明钢 16 中，焊接热影响部分的微组织能够保持与母材同等的微细化。该结果表明，在本发明钢 16 中，高入热量焊接热影响部分的韧性具有与母材同等的水平。

表 1

	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N	Ca	O	式(1)	
发 明 例	1	0.06	0.20	1.50	0.008	0.0015	0.030	0.012	0.0060	0.0020	0.0020	0.60
	2	0.07	0.15	1.45	0.007	0.0010	0.044	0.011	0.0055	0.0017	0.0018	0.78
	3	0.08	0.18	1.55	0.010	0.0015	0.040	0.010	0.0050	0.0010	0.0012	0.33
	4	0.10	0.11	1.10	0.012	0.0005	0.030	0.010	0.0050	0.0008	0.0020	0.37
	5	0.09	0.05	0.80	0.020	0.0025	0.031	0.024	0.0060	0.0022	0.0020	0.41
	6	0.05	0.10	1.80	0.008	0.0030	0.018	0.020	0.0065	0.0030	0.0015	0.57
	7	0.13	0.08	1.60	0.009	0.0010	0.015	0.004	0.0020	0.0020	0.0026	0.68
	8	0.15	0.14	1.50	0.004	0.0012	0.018	0.008	0.0035	0.0020	0.0019	0.78
	9	0.03	0.16	1.30	0.004	0.0005	0.030	0.012	0.0055	0.0028	0.0043	0.74
	10	0.07	0.18	1.40	0.010	0.0006	0.025	0.016	0.0060	0.0009	0.0016	0.57
	11	0.06	0.15	1.76	0.018	0.0017	0.020	0.028	0.0068	0.0020	0.0025	0.42
	12	0.08	0.19	1.48	0.013	0.0020	0.015	0.011	0.0044	0.0012	0.0010	0.35
	13	0.11	0.08	1.57	0.008	0.0015	0.015	0.009	0.0036	0.0014	0.0015	0.46
	14	0.07	0.24	0.95	0.007	0.0020	0.060	0.005	0.0025	0.0025	0.0016	0.68
	15	0.08	0.20	1.24	0.008	0.0005	0.055	0.012	0.0052	0.0016	0.0031	0.64
	16	0.08	0.15	1.50	0.012	0.0009	0.033	0.022	0.0057	0.0014	0.0019	0.63
	17	0.04	0.10	1.94	0.010	0.0015	0.025	0.018	0.0068	0.0020	0.0025	0.48
	18	0.15	0.12	0.58	0.008	0.0013	0.041	0.012	0.0054	0.0009	0.0012	0.33
比 较 例	19	0.06	0.19	1.54	0.007	0.0020	0.030	0.012	0.0040	0.0002	0.0018	-0.07
	20	0.08	0.15	1.50	0.006	0.0015	0.035	0.018	0.0065	0.0028	0.0012	1.15
	21	0.08	0.10	1.45	0.013	0.0005	0.045	0.009	0.0043	0.0015	0.0013	1.62
	22	0.08	0.08	0.95	0.008	0.0029	0.007	0.010	0.0035	0.0045	0.0022	0.78
	23	0.14	0.16	1.75	0.015	0.0006	0.025	0.009	0.0025	0.0001	0.0015	-0.25
	24	0.05	0.30	1.50	0.008	0.0016	0.030	0.038	0.0075	0.0025	0.0025	0.62
	25	0.18	0.20	1.50	0.008	0.0063	0.025	0.011	0.0036	0.0015	0.0025	0.07
	26	0.08	0.12	2.45	0.008	0.0015	0.043	0.002	0.0085	0.0008	0.0016	0.18

式(1):  $(Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25 / S$

表 2

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	Nb	V	B	N	Ca	O	式(1)	
发 明 例	27	0.05	0.15	1.55	0.007	0.0015	0.033	0.22			0.011				0.0059	0.0022	0.0018	0.73	
	28	0.07	0.15	1.42	0.004	0.0011	0.044	0.41			0.025				0.0054	0.0015	0.0017	0.63	
	29	0.05	0.13	1.58	0.006	0.0020	0.041		0.35		0.012				0.0030	0.0012	0.0012	0.32	
	30	0.11	0.14	1.55	0.015	0.0025	0.039			0.33	0.012				0.0039	0.0015	0.0010	0.36	
	31	0.14	0.08	1.50	0.022	0.0006	0.025				0.013	0.015			0.0057	0.0016	0.0027	0.74	
	32	0.04	0.12	1.44	0.008	0.0018	0.020				0.010		0.035		0.0063	0.0025	0.0015	0.77	
	33	0.07	0.17	1.12	0.007	0.0016	0.018				0.009				0.0044	0.0021	0.0025	0.48	
	34	0.06	0.09	1.55	0.006	0.0012	0.019				0.011	0.013			0.0010	0.0020	0.0020	0.75	
	35	0.08	0.16	1.30	0.007	0.0019	0.031				0.012	0.015				0.0056	0.0030	0.0035	0.42
	36	0.07	0.15	1.56	0.013	0.0017	0.042				0.014	0.018			0.0004	0.0057	0.0021	0.0016	0.65
	37	0.07	0.18	1.52	0.008	0.0017	0.035				0.024		0.030		0.0005	0.0055	0.0021	0.0019	0.58
	38	0.08	0.13	1.58	0.009	0.0016	0.040	0.20	0.40		0.013	0.011			0.0005	0.0055	0.0016	0.0015	0.51
	39	0.12	0.08	1.22	0.015	0.0016	0.019			0.20	0.20	0.008	0.012			0.0030	0.0016	0.0015	0.51
	40	0.15	0.05	0.95	0.018	0.0024	0.055		0.25		0.005	0.015	0.015	0.020	0.0007	0.0025	0.0024	0.0015	0.55
41	0.09	0.20	1.85	0.006	0.0027	0.048		1.25		0.013	0.009	0.009	0.015	0.0006	0.0032	0.0014	0.0010	0.31	
42	0.03	0.24	1.75	0.017	0.0008	0.035	0.70	0.70	0.10	0.10	0.028				0.0068	0.0015	0.0019	0.79	
43	0.07	0.16	1.59	0.015	0.0030	0.020	0.20	0.40	0.10	0.10	0.022			0.0005	0.0060	0.0016	0.0011	0.31	
44	0.08	0.14	0.77	0.007	0.0016	0.046	0.15	0.30	0.10	0.20	0.015	0.008	0.010	0.0005	0.0053	0.0010	0.0009	0.36	
45	0.07	0.19	1.54	0.009	0.0021	0.031	0.25	0.30			0.013				0.0033	0.0001	0.0025	-0.15	
46	0.06	0.15	1.50	0.015	0.0016	0.040					0.014	0.013			0.0008	0.0045	0.0025	0.0012	0.95
47	0.05	0.10	1.45	0.011	0.0008	0.055			0.20	0.20	0.008		0.050	0.0005	0.0062	0.0016	0.0012	1.13	
48	0.10	0.08	0.95	0.007	0.0028	0.010	0.20	0.20			0.012	0.009	0.020		0.0063	0.0044	0.0017	0.89	
49	0.13	0.16	1.75	0.016	0.0015	0.040	0.15	0.15	0.10	0.10	0.012	0.013	0.015	0.0007	0.0030	0.0002	0.0015	-0.06	
50	0.08	0.20	1.55	0.015	0.0019	0.044				1.30	0.015			0.0035	0.0060	0.0026	0.0022	0.61	
51	0.12	0.15	1.45	0.008	0.0022	0.050	0.30	1.50	1.10		0.015	0.055			0.0040	0.0016	0.0015	0.37	
52	0.05	0.16	1.50	0.009	0.0011	0.030	1.20				0.012		0.250		0.0030	0.0015	0.0020	0.55	

式(1):  $(Ca - (0.18 + 130 \times Ca) \times O) / 1.25 / S$

表 3

	YS	TS	BM (vTrs)	HAZ (vTrs)	
发 明 例	1	414	520	-68	-59
	2	413	515	-69	-59
	3	450	553	-65	-55
	4	374	495	-71	-63
	5	293	450	-75	-71
	6	460	567	-63	-54
	7	520	630	-57	-48
	8	528	614	-59	-47
	9	329	443	-76	-67
	10	404	497	-70	-60
	11	467	575	-62	-53
	12	435	535	-66	-57
	13	488	600	-60	-51
	14	303	450	-75	-70
	15	377	464	-74	-62
	16	431	530	-67	-57
	17	478	588	-61	-52
	18	327	435	-77	-67
比 较 例	19	423	519	-68	-20
	20	431	530	-67	-10
	21	424	521	-68	-15
	22	308	379	-82	-27
	23	570	701	-50	-16
	24	406	500	-10	-5
	25	570	701	0	10
	26	635	781	-15	0
发 明 例	27	409	503	-70	-59
	28	420	517	-68	-58
	29	505	622	-58	-49
	30	594	731	-47	-41
	31	511	629	-57	-49
	32	374	460	-74	-63
	33	343	422	-78	-66
	34	419	515	-68	-58
	35	394	485	-71	-61
	36	437	538	-66	-56
	37	433	533	-67	-57
	38	466	574	-63	-53
	39	542	667	-53	-46
	40	414	509	-69	-59
	41	571	702	-50	-43
	42	510	627	-57	-49
	43	516	635	-57	-48
	44	380	468	-73	-62
比 较 例	45	445	547	-40	-15
	46	411	506	-30	-9
	47	506	623	-35	0
	48	349	429	-46	-3
	49	622	765	-29	-12
	50	625	725	10	15
	51	655	715	13	20
	52	422	585	-5	0

BM:母材韧性

HAZ:焊接热影响部分韧性

### 实施例 2

对于本发明钢的钢 2，通过热轧而制成板厚 50mm 的钢板，再做成入热 700kJ/cm 的电渣焊接头，对焊接热影响部分的韧性进行了评价。钢板的化学组成、焊接条件、母材及焊接热影响部分的机械特性如表 4 所示。在机械试验中，从焊接热影响部分的结合处截取试验片，使切口位于距焊接金属 1mm 及 3mm 的位置，求出  $vTrs$ 。在各个位置都能获得与表 3 的实施例的再现热循环中所获得的韧性大体上同等的、类似母材的良好特性。

表 4

化学组成 质量%	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N	Ca	O	ACR	
	0.08	0.20	1.52	0.008	0.0015	0.044	0.015	0.0049	0.0020	0.0020	0.60	
焊接条件	焊接方法	电渣焊										
	电流	380 A					电压	43 V				
	焊接速度	1.4cm/min.					焊接入热	700 kJ/cm				
机械特性	板厚	50 mm										
	母材强度	TS: 520MPa					YS: 425MPa					
	母材韧性	$vTrs = -72\text{ }^{\circ}\text{C}$										
	焊接热影响部分韧性	距结合处 1mm	$vTrs = -61\text{ }^{\circ}\text{C}$									
		距结合处 3mm	$vTrs = -68\text{ }^{\circ}\text{C}$									

### 工业实用性

如上所述，根据本发明，即使进行超过 400kJ/cm 的高入热量焊接，也能够得到具有良好的焊接热影响部分韧性的钢材。因而，本发明对于提高采用埋弧焊、电气焊、电渣焊等高入热量焊接来施工的大型结构物的性能所做出的贡献很大。当然，在 400kJ/cm 以下的入热范围，也具有有良好的焊接热影响部分韧性。

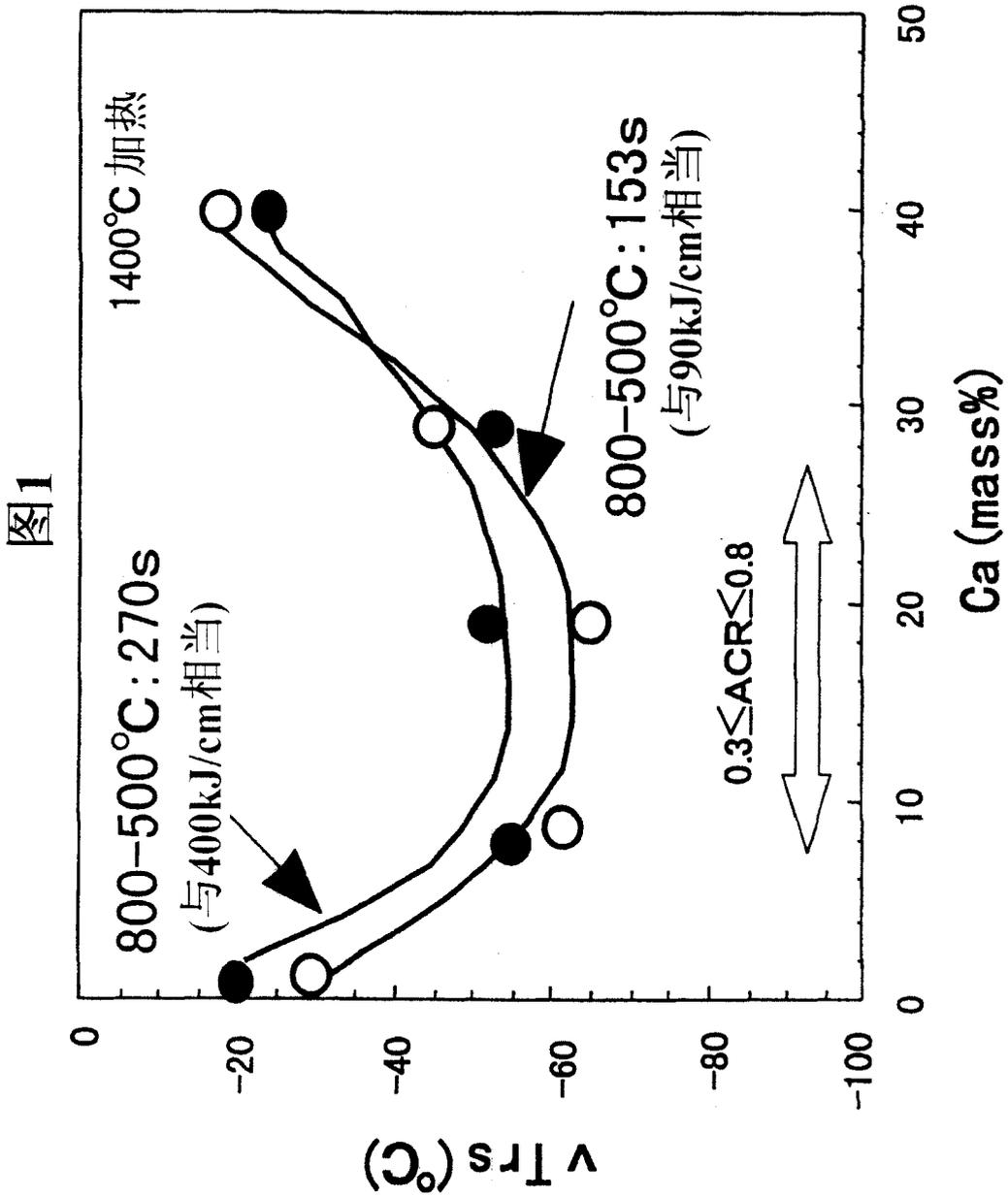


图2

CaS+MnS复合夹杂物



1 μm

TiN

图3

