[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl[7]
C22C 38/28
C22C 38/38 C22C 38/50
C22C 38/58

[12] 发明专利说明书

[21] ZL 专利号 00124164.8

[43] 授权公告日 2003 年 3 月 19 日

[11] 授权公告号 CN 1103380C

[22] 申请日 2000.8.18 [21] 申请号 00124164.8

[30] 优先权

[32] 1999.8.18 [33] JP [31] 231972/1999

[32] 2000.7.27 [33] JP [31] 226955/2000

[71] 专利权人 住友金属工业株式会社

地址 日本大阪府

共同专利权人 三菱重工业株式会社

[72] 发明人 驹井伸好 增山不二光 横山知充
平田弘征 河野佳织 菅孝雄

[74] 专利代理机构 中国国际贸易促进委员会专利商标事务所

代理人 陈 昕

[56] 参考文献

JP4-268040A 1992.09.04

审查员 王怀东

权利要求书 1 页 说明书 21 页 附图 4 页

[54] 发明名称 高强度低合金耐热钢

[57] 摘要

一种具有优异焊接性能的高强度、低合金耐热钢，平均晶粒粒径最大为 110μm，具有下列基本组成(用质量%表示)：C：0.03-0.15%、Si：最多 1%、Mn：最多 2%、P：最多 0.03%、S：0.03%、Ni：最多 0.5%、Cu：最多 0.5%、Cr：1.8-2.8%、V：0.1-0.3%、Nb：0.01-0.08%、Mo：0.05-0.35%、W：1.2-1.8%、Ti：0.001-0.05%、B：0-0.02%、Al：最多 0.1%、O：最多 0.1%、N：其含量满足关系式%N≤%Ti+5(%B)+0.004，其余为铁和不可避免的杂质。

ISSN1008-4274

1.一种具有优异抗开裂能力的高强度、低合金耐热钢，平均晶粒粒径最大为110μm，具有下列基本组成（用质量%表示）：

C：0.03-0.15%　　Si：最多1%

Mn：最多2%　　P：最多0.03%

S：0.03%　　Ni：最多0.5%

Cu：最多0.5%　　Cr：1.8-2.8%

V：0.1-0.3%　　Nb：0.01-0.08%

Mo：0.05-0.35%　　W：1.2-1.8%

Ti：0.001-0.05%　　B：0-0.02%

Al：最多0.1%　　O：最多0.1%

N：含量满足关系式（1）：

$$[\%N] \leq [\%Ti]+5[\%B]+0.004 \qquad (1)$$

其余为不可避免的杂质。

2.根据权利要求1的具有优异抗开裂能力的高强度、低合金耐热钢，含有小于0.1质量%的Cu和小于0.35质量%的Mn。

3.根据权利要求1的具有优异抗开裂能力的高强度、低合金耐热钢，含有小于0.05质量%的Cu和小于0.30质量%的Mn。

4.根据权利要求1-3的任一项的具有优异抗开裂能力的高强度、低合金耐热钢，含有大于0.005质量%并且最多0.01%的N，以及0.001-0.04质量%的Ti。

5.根据权利要求1-4的任一项的具有优异抗开裂能力的高强度、低合金耐热钢，含有0.002-0.006质量%的B。

高强度低合金耐热钢

本发明涉及一种高强度、低合金耐热钢，它具有优异的抵抗再加热开裂性能，即它在焊接后的热处理过程中对在焊缝处形成裂纹具有低敏感性。

锅炉、化学设备和类似的设备的耐热耐压管线用的公知的高温材料的实例包括含有少量 Cr 的低合金耐热钢、含有 9-12%Cr 的高 Cr 铁素体耐热钢、以及以 18%Cr-8%Ni 钢为代表的奥氏体不锈钢。在这些材料中，以 2.25%Cr-1%Mo 钢（所谓 2 1/4%Cr-1%Mo 钢）为代表的低合金耐热钢价格低廉，所以大量使用。

含有少量 Cr 的低合金耐热钢具有铁素体型组织，如回火贝氏体或回火的马氏体。与高 Cr 耐热钢和具有奥氏体组织的钢相比，其高温强度低。因此，近年来，提出了许多通过向低合金钢中加入 Mo、W、Nb、V 和其它合金元素改善低合金耐热钢的高温强度的方案。

例如，日本专利 No. 2659813 公开一种钢，含有 Cr: 0.7-3%、Mo: 0.3-1.5%、V: 0.05-0.35%、Nb: 0.01-0.12%、以及 N: 0.01-0.05%，并且进一步调整到含有 W: 0.5-2.4%、B: 0.0005-0.015%、Al: 0.1%以下、以及 Ti: 0.05-0.2%。把所述钢加热到至少 1100°C 的温度，然后冷却到室温，在室温下或者在加工过程中或者在冷却过程中在不发生再结晶的温度范围内进行塑性加工，最后在低于 1100°C 的温度下正火，并在不高于 A_{C1} 温度下进行回火制造一种钢，其中，减小焊接热影响区域的软化程度并且改善基材的抗冲击性能，所述钢可以在最高约 600°C 的温度下使用。

日本特开平 4-268040 号公报公开了一种具有优异的蠕变强度和韧性的低合金耐热钢，含有 Cr: 1.5-3.5%、W: 1-3%、V: 0.1-0.35%、Nb: 0.01-0.1%、B: 0.0001-0.02%、N: 小于 0.005%、Al: 小于 0.005%、以及 Ti: 0.001-0.1%，如果有必要，还含有各自含量为 0.01-0.2%的

La、Ce、Y、Ca、Zr 和 Ta、以及 0.0005-0.05%的 Mg 中的一种或多种，并且还含有 Mo: 0.01-0.4%，Ti 和 N 的含量满足下式:

$0.080 \geq Ti(\%) - (48/14)N(\%) \geq 0.003$

日本特开平 5-345949 号公报公开了一种具有优异韧性和蠕变强度的低 Cr 铁素体耐热钢，含有 Cr: 1.5-3.5%、W: 1.0-3.0%、V: 0.10-0.35%、Nb: 0.01-0.10%、B: 0.0001-0.02%、N: 小于 0.005%、Al: 小于 0.005%、Ti: 至少 0.001%并小于 0.050%，Cu: 0.10-2.50%，如果有必要，还含有 0.01-0.40%的 Mo、各自含量为 0.01-0.20%的 La、Ce、Y、Ca、Zr 和 Ta、以及 0.0005-0.05%的 Mg 中的一种或多种，在杂质中，P: 最多 0.03%和 S: 最多 0.015%。

这种钢具有高的蠕变强度，所以 N 含量和 Al 含量限制在小于 0.005%，并且加入 Ti，固定 N，还加入 B。此外，为了改善焊接的韧性，加入 Ti、Cu 和 W。加入 Cu 是为了改善抗氧化性和耐腐蚀性，而加入 V、Nb 和 W 是为了改善强度。

日本特开平 8-325669 号公报公开了一种具有优异高温强度的超低 Mn、低 Cr 铁素体耐热钢，含有: Cr: 0.8-3.5%、W: 0.01-3.0%、V: 0.1-0.5%、Nb: 0.01-0.20%、Al: 0.001-0.05%、Mg: 0.0005-0.05%、B: 0.0020-0.02%、N: 小于 0.005%、P: 最多 0.03%、S: 最多 0.015%，如果有必要，还含有 0.01-1.5%的 Mo、各自含量为 0.01-0.2%的 La、Ce、Y、Ca、Zr 和 Ta 中的一种或多种，其余为 Fe 和不可避免的杂质，其中，B 含量满足下式:

$(14/11)B > N - N(V/51)/\{(C/12)+(N/14)\} - N(Nb/93)/\{(C/12)+(N/14)\}$

在这种钢中，加入 W 来改善高温蠕变强度，为了抑制使用较长时间后 W 的效果的降低，Mn 的量限制在小于 0.1%，加入 B 来防止强度和韧性的降低并提高高温蠕变强度。为了保证 B 的效果，通过上述与 N、V、C 和 Nb 相关的关系式控制 B 的量。

日本特开平 10-8194 公开了一种具有优异可焊接性能和高温强度的铁素体钢，含有: Cr: 0.3-1.5%、W: 0.1-3%、V: 0.01-0.5%、Nb: 0.01-0.2%、Al: 0.001-0.05%、B: 0.0001-0.02%、N: 0.001-0.03%、

P: 最多 0.025%和 S: 最多 0.015%, 如果有必要, 还含有 0.01-3%的 Mo、各自含量为 0.01-0.2%的 Ca、Ti、Zr、Y、La、Ce 和 Ta、以及 0.0005-0.05%的 Mg 中的一种或多种。

这种钢是一种可以用来代替高 Cr 铁素体钢的低 Cr 铁素体钢, 并且改善了在 450℃ 以上温度时的高温蠕变强度, 并且该钢在韧性、可加工性和可焊接性方面可与现有的低合金钢相媲美, 甚至优于现有的低合金钢。

在用类似上述的那些低合金耐热钢进行焊接时, 存在焊缝金属产生冷裂的问题。为了防止焊缝金属冷裂, 一般在焊接之前进行预热, 然后在焊接之后进行热处理。然而, 如在《焊接后热处理标准及其解释》(日本高压技术协会, 应力及退火加工委员会编, 日刊工业新闻社,1994.9.26)中的第 10、22-23、100、和 150 页所述, 已知在焊接之后的热处理过程中, 这些低合金耐热钢的焊接热影响区域中产生裂纹, 也就是说, 它们对再加热开裂具有高的敏感性。再加热开裂的机理不同于焊缝金属冷裂的机理, 所以不能通过控制预热温度来防止其产生。

已经公开了许多有关低合金耐热钢中的再加热开裂方面的报告。例如, 在(日本)焊接协会志, 41 卷(1972), No.1, 第 59 页中提出了一个再加热开裂敏感性指数 (P_{SR})。对于 Cr 含量在最多 1.5%的范围内, 所述再加热开裂敏感性指数随 Cr、Cu、Mo、V、Nb 和 Ti 含量的增大而增大。特别是 V、Nb 和 Ti 对所述指数有很大影响。此外, (日本)焊接协会志, 49 卷, (1980), No. 3, 第 203 页公开了所述再加热开裂敏感性指数随钢中的杂质元素 P、Sb、Sn 和 As 的量的增大而增大。而且, 日本特开昭 59-80755 号公报提出了一种具有优异抗回火脆性的低合金耐热钢。

涉及再加热开裂的上述出版物的每一种都涉及不含 W 的钢。作为本发明人研究的结果, 已经很清楚, 在含有 W 的钢的情况下, 高温强度高, 所以明显增大了对再加热开裂的敏感性。

在上述出版物中, 除了日本特开平 7-268040 和平 5-345949 号公

报外，没有涉及焊接开裂的描述。在日本特开平 7-268040 和平 5-345949 号公报外，有关于通过控制预热温度防止焊缝金属冷裂的描述，但是没有提到有关再加热开裂的问题，这对于含 W 的钢是一个大问题。即目前还没有获得对再加热开裂有足够抵抗能力的含 W 的高强度耐热钢。

本发明的一个目的是提供一种含 W 的 Cr-Mo 型高强度、低合金耐热钢，所述钢具有优异的抵抗再加热开裂能力。

本发明人焊接了含 W 的低合金耐热钢，然后详细研究了在随后的热处理（在下文中称焊接后热处理）中产生的裂纹。结果，发现在靠近液相线附近的焊接后热处理过程中，晶粒粗化的热影响区域内产生裂纹。在用扫描电子显微镜观察到断裂的形式时，在断裂面中没有发现熔融的斑点（伴随形成的液相的开裂），分析结果发现在所述断裂处 N 的明显富集。此外，电子显微镜的观察结果发现在裂纹附近的晶粒内产生 V 和 Nb 的细小碳化物。

从这些结果，认为焊接再加热开裂是一种由于诸如下列因素的综合作用而发生的开裂现象:

（i） 焊接后热处理加速了 N 的晶界偏析，降低了晶粒间的结合强度，

（ii）由于 V 和 Nb 的碳化物的析出强化和 W 产生的固溶强化，增强了晶粒内部，以及

（iii）由于焊接热循环粗化的光滑晶粒的晶界处产生了由热应力引起的变形集中。

这些观察的结果发现通过用 Ti 和 B 调节 N 的存在形式可以防止焊接再加热开裂。即，由于 Ti 和 B 与 N 有很强的亲和性，它们与 N 形成稳定的氮化物，降低在晶界处存在的游离氮的含量，游离 N 存在降低晶粒间结合强度的问题。

Ti 在钢的制造时产生主要位于晶界处的 TiN，由于钉扎作用，抑制了由于焊接热循环引起的晶粒粗化。为了使这种作用足够地得以展现，Ti 的含量必须为至少 0.001%。

B有很强的偏析趋势，所以不与N结合的B以游离B的形式存在于晶界处并占据偏析位置。因此，它抑制了N和其它晶界弱化元素的偏析，增大晶粒间结合强度。因此，它可以对焊接再加热开裂的防止有所贡献。

Ti和B在防止开裂方面的作用当然受到N含量的强烈影响，N是晶粒间的脆化元素。在钢中存在大量的N时，为了防止开裂，必须有大量的Ti和B。用下述实施例的数据获得的图5表示了相对于Ti和B的含量，在钢中存在的N含量与产生再加热开裂之间的关系。在所述图中，横坐标是根据本发明的或对比例的钢的N含量，纵轴是所述钢的%Ti+5（%B）+0.004的值。空心圆（○）表示没有再加热开裂的钢，实心圆（●）表示产生开裂的钢。从该图中确定如果在所述N含量[%N]与（[%Ti]+5[%B]+0.004）之间的关系满足下式(1):

$$[\%N] \leq [\%Ti]+5[\%B]+0.004 \qquad (1)$$

那么就可以防止再加热开裂。

然而，如果在所述焊接热影响区域内的平均晶粒粒径超过150μm，即使满足上述关系式（1），也不能防止焊缝再加热开裂的产生。为了把在焊接热影响区域内的平均晶粒粒径限制到最大150μm，基材的平均晶粒粒径必须为110μm以下。

因此，本发明提供了一种具有优异可焊接性的低合金耐热钢，其平均晶粒粒径最大为110μm，并且基本具有下列组成（用质量%表示）：

C: 0.03-0.15%、Si: 最多1%、Mn: 最多2%、P: 最多0.03%、S: 0.03%、Ni: 最多0.5%、Cu: 最多0.5%、Cr: 1.8-2.8%、V: 0.1-0.3%、Nb: 0.01-0.08%、Mo: 0.05-0.35%、W: 1.2-1.8%、Ti: 0.001-0.05%、B: 0-0.02%、Al: 最多0.1%、O: 最多0.1%、N: 含量满足下式:

$$[\%N] \leq [\%Ti]+5[\%B]+0.004 \qquad (1)$$

其余为不可避免的杂质。

通过数出显微镜照片上一定长度存在的晶粒个数，然后用所述长度去除所述晶粒个数，可以确定所述钢的平均晶粒粒径。

图1是待相互焊接的两个板的相对端的截面。

图 2a 是由图 1 的板形成的拘束焊接试验体的平面图，图 2b 表示所述拘束焊接试验体的截面图。

图 3 是从图 2 的焊接试验体上切下的蠕变试样的平面图。

图 4 是表示在焊接热输入量与焊接热影响区域内的平均晶粒粒径之间的关系的图。

图 5 是在根据本发明的钢的实施例和对比例中的 N 含量与（[%Ti]+5[%B]+0.004）之间的关系图。

下面将描述根据本发明的钢的每种化学成分的作用和其范围的原因。除非特别说明，化学成分的%是指质量%。

C: 0.03-0.15%

C 在钢中形成碳化物，有利于高温强度，此外，它还作为一种奥氏体形成元素，它抑制δ铁素体的形成。因此，C 的含量必须至少 0.03%。然而，其过量加入增大了焊接热影响区域的硬度，并增大对焊缝金属冷裂的敏感性和对焊接后再加热开裂的敏感性。此外，高 C 含量的钢在高温下长期使用时变脆。因此，C 含量的上限为 0.15%，优选为 0.12%。

Si: 最多 1%

Si 在钢的制造中作为脱氧元素。对于改善钢的抗氧化性能和耐高温腐蚀性它也是有效的。然而，它导致在高温长期使用过程中钢的韧性降低。因此，Si 含量的上限为 1%，优选为 0.8%。其下限可以是不可避免的杂质的量的水平，但是为了保证脱氧效果，优选为至少 0.05%。

Mn: 最多 2%

与 Si 相同，在钢的制造时加入 Mn 进行脱氧。然而，如果加入太多，它会导致在高温长期使用过程中强度的降低和使韧性降低。因此，Mn 含量最多 2%，优选为最多 1.5%，更优选为小于 0.35%。下限可以为不可避免的杂质量水平，但是为了保证脱氧效果，优选为至少 0.05%。

P: 最多 0.03%

P 在钢中作为不可避免的杂质存在。如果其含量高，那么产生焊接再加热开裂。因此，所述 P 含量最多 0.03%。P 的含量优选尽可能低，所以对其没有特别的下限，但是过分降低所述 P 含量导致制造成本增

大，所以从实际观点来看，其下限一般为 0.0005%。

S: 最多 0.03%

与 P 一样，S 在钢中作为不可避免的杂质存在。如果其含量高，那么它产生焊接再加热开裂。因此，所述 S 含量最多 0.03%。S 的含量优选尽可能低，所以对其没有特别的下限，但是，与 P 的情况一样，过分降低所述 S 含量导致制造成本增大，所以从精炼成本的观点来看，其下限一般为 0.0005%。

Ni: 最多 0.5%

Ni 是一种奥氏体形成元素。它抑制δ铁素体相的形成，并且它保证组织的稳定性，所以加入 Ni。在加入 Ni 时，其含量优选最少 0.01%。然而，Ni 的过量添加降低在高温使用过程中的延展性，所以，Ni 含量的上限为 0.5%。

Cu: 最多 0.5%

与 Ni 一样，Cu 是一种奥氏体形成元素。它抑制δ铁素体相的形成，并且它用于保证组织的稳定性，所以有必要加入 Cu。在加入 Cu 时，其含量优选最少 0.01%。然而，Cu 的过量添加引起在高温使用过程中延展性的极大降低，所以，Cu 含量最多 0.5%，所述含量优选小于 0.1%，更优选小于 0.05%。

Cr: 1.8-2.8%

Cr 是为了保证高温抗氧化性、高温耐腐蚀性和高温强度必不可少的。然而，其过量添加导致碳化物的粗化，最终引起高温强度的降低以及韧性的降低。由于这些原因，Cr 含量为 1.8-2.8%。

V: 0.1-0.3%

V 在钢中形成细小的碳化物或碳氮化物，并且它贡献于蠕变强度的提高。然而，其过量添加增大了在焊接后热处理时晶粒内的碳化物的析出密度并且增大了对再加热开裂的敏感性。此外，它导致在高温使用过程中碳化物的快速聚集和粗化并导致蠕变强度的降低，因此，V 含量为 0.1-0.3%。

Nb: 0.01-0.08%

Nb 在钢中形成细小的碳化物或碳氮化物，并且它贡献于蠕变强度的提高。因此，添加至少 0.01%的 Nb 是必要的。然而，其过量添加增大了在焊接后热处理过程中晶粒内的碳化物的析出密度并且增大了对再加热开裂的敏感性。所以，Nb 含量为 0.01-0.08%。

Mo: 0.05-0.35%

Mo 增大钢基体的固溶强度，它以碳化物形式析出来增大蠕变强度。此外，它对 P 有强亲和性，它降低在晶界处偏析的 P 的量，所以它贡献于对焊接再加热开裂敏感性的降低。为了获得这些作用，有必要使其含量至少为 0.05%。然而，其过量添加使得在长期使用后韧性降低，所以其上限为 0.35%。

W: 1.2-1.8%

与 Mo 一样，Mo 起钢基体的固溶强化作用并且形成碳化物来大幅度增大蠕变强度。为了获得这些作用，其含量必须为至少 1.2%。另一方面，它强化基体作用非常强，所以，在 N 在晶界上偏析时，在脆化的晶界与基体之间的强度差变得较大，容易形成再加热开裂。此外，其过量添加导致韧性的降低，所以，其上限为 1.8%。

Al: 最多 0.1%

在钢中加入 Al 作为脱氧剂。然而，其过量添加降低了钢的清洁度并降低可加工性以及导致高温强度的降低。因此，Al 含量最多 0.1%。对其没有特别的下限，但是，如果其含量特别低，钢的脱氧不够。所以，其含量优选至少 0.0005%。

O（氧）: 最多 0.1%

O（氧）是钢中的杂质。它基本作为氧化物存在，导致可加工性的降低并且降低基材的强度和韧性。此外，如果它在晶界上作为氧化物存在，它可能导致晶间结合强度的降低并增大对再加热开裂的敏感性。因此，O 含量最多 0.1%，优选最多 0.06%，更优选最多 0.03%。所述氧含量优选尽可能低，所以对其下限没有特别限制，但是其过分减少导致精炼成本的增大，所以，对于实际生产，所述下限一般为 0.0005%量级。

Ti: 0.001-0.05%

Ti 对于降低焊接再加热开裂的敏感性是必不可少的。Ti 与 N 结合形成 TiN，从而降低游离 N 的含量，游离氮降低在焊接热影响区域内的晶粒间结合强度。此外，由于钉扎作用，它抑制由于焊接热循环产生的焊接热影响区域内晶粒的粗化并且它防止再加热开裂的形成。为了获得这些作用，其含量至少为 0.001%是必要的，并且有必要使其含量满足与 B 和 N 的关系式（1）。然而，Ti 的过量添加导致韧性的极度降低，所以，Ti 含量最多 0.05%。更优选地，最多为 0.04%。

B: 0-0.02%

只要在钢中存在 Ti，加入 B 不是特别必要的。然而，B 对 N 有强亲和性，所以与 Ti 一样，它形成氮化物并且具有在晶界处降低游离 N 含量的作用。此外，不与 N 结合的残余 B 以游离 B 的形式在晶界上存在，并占据偏析位置，所以它抑制了晶界弱化元素（如 N）的偏析，它增大了晶粒间结合强度，并且防止焊接再加热开裂的产生。当 B 与 Ti 混合加入时，这些作用是明显的。因此，有必要使 B 含量满足关系式（1）。然而，B 的过量添加导致在高温长期使用过程中基材的脆化。所以，B 含量的上限为 0.02%。在加入 B 时，优选的含量为 0.002-0.006%。

N: 在满足关系式（1）范围内

N 在钢的制造时或在焊接后热处理过程中以游离 N 的形式偏析在晶界上，它降低晶粒间强度并且引起焊接再加热开裂。为了防止这种开裂，通过添加 Ti 或 Ti 和 B 来固定 N 是有效的。为了充分固定 N，有必要使钢中 N 的量满足关系式（1）：

$$[\%N] \leq [\%Ti]+5[\%B]+0.004 \qquad (1)$$

通过下列综合作用防止本发明的耐热钢的焊接再加热开裂：（i）通过添加 Ti 和任选 B 降低在晶界上的游离 N 的量，（ii）通过 TiN 的钉扎作用防止晶粒粗化，（iii）通过游离 B 增大晶粒间结合强度。为了获得这些效果，有必要使 Ti、B 和 N 满足关系式（1）。

过量的 N 导致大量氮化物的形成并引起韧性的降低，而如果 N 含

量太小，不能充分获得 TiN 的上述钉扎作用。因此，N 含量优选大于 0.005%，最高为 0.01%。

平均晶粒粒径：最大 110μm

存在即使满足上述的（i）、（ii）和（iii）也不能完全防止焊接再加热开裂的情况。这是因为由于焊接热循环粗化的平滑晶界处的热应力导致的变形集中产生焊接再加热开裂。为了防止这一点，在焊接热影响区域内的平均晶粒粒径为 150μm 以下是必要的。

图 4 表示焊接过程中热输入量与所述焊接热影响区域内平均晶粒粒径之间的关系。该图表明用平均晶粒粒径为 109μm 的钢板作为基材进行拘束焊接试验中的所述焊接热影响区域的平均晶粒粒径的测量结果，使用埋弧焊接法采用变化的热输入量。从该图清楚看出，通过使所述基材的平均晶粒粒径为 110μm 以下并使焊接热输入量为 70kJ/cm 以下，可以把焊接热影响区域内的平均晶粒粒径限制为不超过 150μm。在所述焊接热影响区域内的平均晶粒粒径优选尽可能小，所以更优选限制所述焊接热输入量为最大 50kJ/cm。

在制造所述基材的正火过程中，通过在 900-1100°C 进行最多 5 小时的热处理获得上述基材的平均晶粒粒径。在所述焊接热影响区域内的平均晶粒粒径越小越好，并且所述基材中的平均晶粒粒径越小，所述焊接热影响区域内的平均晶粒粒径越小。所以，为了进一步改善对再加热开裂的抵抗能力，所述基材的平均晶粒粒径优选最大 70μm，更优选最大 45μm。为了获得具有该范围内细小晶粒粒径的组织，优选用 720-800°C 回火、900-1100°C 正火、在 720-800°C 重复回火进行热处理。

如果满足合金元素的上述范围，可以获得本发明的效果，但是为了进一步降低对再加热开裂的敏感性，不可避免的杂质 Sn、As、Sb 和 Pb 的总量优选最多 0.04%。此外，为了改善热加工性并且由于固定 S 进一步降低对再加热开裂的敏感性，所述钢还可以含有 Ca：最多 0.02%，Mg：最多 0.02%，以及 REM（稀土金属）：最多 0.02%。

[实施例]

制备具有表 1-3 所示的化学组成的钢(含总量最多 0.04%的 Sn、As、Sb 和 Pb 杂质)。进行热锻、热轧和热处理来制造厚度为 40mm 的钢板。选择制造条件使得所述基材的平均晶粒粒径约为 30-109μm。对于钢 A7、A10、A18、A19、A23、A27-29、B3、B4、B9 和 B15,调节热处理时的回火温度,来增大所述平均晶粒粒径。钢 A1-A31 是根据本发明的钢的实施例,而钢 B1-B16 是在本发明范围之外的对比钢。

表 1

	钢	化学组成 （余量 Fe:，质量%）																	平均晶粒粒径 (μm)
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	Cr	V	Nb	Mo	W	Al	O	Ti	N	B	Ti+5B +0.004	
本发明	A1	0.06	0.12	0.34	0.009	0.006	0.02	0.01	2.26	0.22	0.04	0.28	1.54	0.018	0.009	0.018	0.0091	0.0040	0.0420	36
	A2	0.06	0.12	0.34	0.012	0.006	0.02	0.01	2.26	0.22	0.04	0.28	1.54	0.018	0.009	0.018	0.0092	0.0040	0.0420	40
	A3	0.08	0.05	1.20	0.012	0.004	0.08	—	2.20	0.18	0.05	0.05	1.80	0.013	0.009	0.002	0.0191	0.0030	0.0210	33
	A4	0.04	0.31	0.18	0.005	0.005	0.12	0.03	1.93	0.28	0.02	0.18	1.55	0.020	0.012	0.033	0.0113	—	0.0370	35
	A5	0.06	0.33	0.06	0.018	0.005	0.01	0.22	2.51	0.13	0.05	0.22	1.60	0.015	0.010	0.021	0.0060	0.0081	0.0655	36
	A6	0.03	0.92	1.44	0.010	0.003	0.05	0.30	1.86	0.22	0.03	0.34	1.25	0.021	0.006	0.003	0.0070	—	0.0070	34
	A7	0.03	0.92	1.44	0.026	0.015	0.05	0.30	1.86	0.22	0.03	0.34	1.25	0.021	0.006	0.003	0.0070	—	0.0070	71
	A8	0.12	0.44	1.02	0.004	0.004	0.04	0.08	2.44	0.20	0.04	0.25	1.30	0.026	0.005	0.001	0.0120	0.0022	0.0160	36
	A9	0.07	0.62	0.21	0.015	0.003	0.03	0.05	2.49	0.19	0.05	0.33	1.44	0.010	0.012	0.007	0.0170	0.0021	0.0215	41
	A10	0.06	0.22	0.48	0.011	0.006	0.02	0.03	2.26	0.15	0.05	0.23	1.51	0.014	0.009	0.003	0.0070	0.0013	0.0135	109
	A11	0.06	0.25	0.21	0.007	0.003	0.05	0.02	2.23	0.22	0.05	0.26	1.61	0.005	0.008	0.009	0.0070	0.0051	0.0385	35
	A12	0.06	0.20	0.25	0.010	0.002	0.04	0.01	2.45	0.23	0.04	0.29	1.59	0.007	0.007	0.010	0.0062	0.0035	0.0315	33
	A13	0.05	0.30	0.29	0.011	0.004	0.04	0.03	2.25	0.21	0.05	0.11	1.60	0.006	0.009	0.008	0.0055	0.0045	0.0345	37
	A14	0.07	0.16	0.30	0.008	0.001	0.06	0.02	2.40	0.22	0.06	0.12	1.58	0.007	0.006	0.012	0.0072	0.0035	0.0335	40
	A15	0.06	0.23	0.28	0.009	0.003	0.03	0.04	2.26	0.24	0.05	0.10	1.62	0.005	0.008	0.005	0.0060	0.0049	0.0335	44

表 2

	钢	化学组成 （余量 Fe:，质量%）																		平均晶粒粒径 (μm)
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	Cr	V	Nb	Mo	W	Al	O	Ti	N	B	Ti+5B +0.004	
本发明	A16	0.06	0.24	0.11	0.012	0.004	0.04	0.01	2.31	0.20	0.05	0.15	1.60	0.006	0.006	0.007	0.0057	0.0038	0.0300	38
	A17	0.05	0.29	0.14	0.009	0.002	0.05	0.04	2.28	0.22	0.06	0.12	1.60	0.005	0.007	0.008	0.0075	0.0036	0.0300	36
	A18	0.05	0.30	0.34	0.008	0.002	0.05	0.08	2.05	0.20	0.03	0.05	1.44	0.006	0.008	0.005	0.0056	0.0058	0.0380	75
	A19	0.07	0.25	0.33	0.013	0.003	0.03	0.09	2.30	0.20	0.03	0.29	1.45	0.002	0.007	0.006	0.0090	0.0040	0.0300	63
	A20	0.06	0.15	0.34	0.010	0.003	0.05	0.05	2.60	0.24	0.07	0.30	1.63	0.004	0.007	0.040	0.0051	0.0038	0.0630	42
	A21	0.06	0.20	0.30	0.008	0.001	0.03	0.04	2.45	0.22	0.07	0.06	1.75	0.006	0.006	0.026	0.0075	0.0045	0.0525	43
	A22	0.06	0.18	0.29	0.014	0.001	0.05	0.09	2.57	0.22	0.05	0.14	1.74	0.003	0.009	0.039	0.0065	0.0050	0.0680	38
	A23	0.07	0.22	0.34	0.009	0.004	0.04	0.07	2.35	0.24	0.06	0.15	1.68	0.005	0.005	0.015	0.0067	0.0035	0.0365	74
	A24	0.06	0.20	0.33	0.008	0.003	0.05	0.09	2.40	0.19	0.07	0.25	1.55	0.006	0.005	0.005	0.0055	0.0045	0.0315	40
	A25	0.06	0.19	0.34	0.008	0.004	0.06	0.08	2.35	0.25	0.03	0.28	1.45	0.005	0.008	0.001	0.0064	0.0058	0.0340	39
	A26	0.07	0.25	0.29	0.008	0.002	0.07	0.09	2.24	0.21	0.08	0.30	1.59	0.004	0.006	0.002	0.0069	0.0040	0.0260	38
	A27	0.05	0.15	0.33	0.010	0.003	0.06	0.05	2.26	0.22	0.05	0.27	1.57	0.005	0.007	0.005	0.0070	0.0030	0.0240	73
	A28	0.07	0.25	0.34	0.007	0.004	0.06	0.04	2.25	0.22	0.06	0.15	1.60	0.005	0.006	0.011	0.0057	0.0032	0.0310	70
	A29	0.06	0.26	0.30	0.009	0.002	0.05	0.09	2.24	0.22	0.06	0.11	1.70	0.004	0.007	0.020	0.0069	0.0041	0.0445	67
	A30	0.06	0.30	0.24	0.010	0.002	0.06	0.08	2.25	0.24	0.05	0.05	1.75	0.006	0.008	0.003	0.0090	0.0054	0.0340	55
	A31	0.07	0.26	0.15	0.008	0.002	0.07	0.07	2.36	0.20	0.07	0.08	1.62	0.005	0.006	0.001	0.0075	0.0048	0.0290	43

表 3

	钢	化学组成 （余量 Fe:，质量%）																	平均晶粒粒径
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	Cr	V	Nb	Mo	W	Al	O	Ti	N	B	Ti+5B +0.004	(μm)
对比例	B1	0.06	0.18	1.16	0.008	0.005	0.03	0.02	2.12	0.23	0.06	0.18	1.63	0.008	0.009	0.0020	0.0180	0.0021	0.0165	36
	B2	0.11	0.35	0.71	0.015	0.003	0.05	0.07	1.98	0.18	0.04	0.23	1.48	0.015	0.011	—	0.0110	0.0062	0.0350	38
	B3	0.03	0.92	1.44	0.010	0.003	0.05	0.30	1.86	0.22	0.03	0.34	1.25	0.021	0.006	0.0030	0.0070	—	0.0070	124
	B4	0.03	0.92	1.44	0.020	0.003	0.05	0.30	1.86	0.22	0.03	0.05	1.25	0.021	0.006	0.0030	0.0070	—	0.0070	140
	B5	0.09	0.61	1.03	0.008	0.022	0.03	0.11	2.44	0.19	0.06	0.31	1.33	0.012	0.007	0.0150	0.0200	—	0.0190	40
	B6	0.05	0.11	0.45	0.015	0.002	0.03	0.03	2.23	0.18	0.03	0.19	1.63	0.016	0.008	0.0530	0.0100	0.0010	0.0620	34
	B7	0.08	0.41	0.55	0.008	0.005	0.11	0.01	2.23	0.18	0.05	0.11	1.61	0.014	0.007	—	0.0150	—	0.0040	42
	B8	0.06	0.33	0.48	0.012	0.005	0.01	0.02	2.24	0.21	0.05	0.19	1.33	0.022	0.005	0.0005	0.0070	—	0.0045	44
	B9	0.13	0.12	1.01	0.009	0.008	0.03	—	1.91	0.11	0.05	0.23	1.52	0.015	0.006	0.0010	0.0120	0.0002	0.0060	62
	B10	0.05	0.25	0.92	0.004	0.003	—	0.05	2.66	0.14	0.08	0.16	1.54	0.017	0.005	0.0050	0.0180	0.0011	0.0145	38
	B11	0.04	0.45	0.85	0.014	0.006	0.08	0.02	2.71	0.19	0.03	0.33	1.72	0.020	0.009	0.0040	0.0100	—	0.0080	41
	B12	0.06	0.16	0.16	0.014	0.012	0.01	0.03	1.98	0.26	0.01	0.19	1.60	0.016	0.008	0.0020	0.0190	0.0013	0.0125	50
	B13	0.05	0.31	1.54	0.008	0.009	0.06	0.09	2.21	0.18	0.05	0.18	1.35	0.018	0.005	0.0030	0.0250	0.0012	0.0130	36
	B14	0.03	0.23	0.31	0.005	0.011	0.12	0.03	2.09	0.21	0.06	0.23	1.48	0.022	0.005	0.0020	0.0310	0.0031	0.0215	37
	B15	0.05	0.23	0.37	0.008	0.001	0.06	0.12	2.34	0.21	0.05	0.16	1.65	0.005	0.007	0.0006	0.0048	—	0.0046	78
	B16	0.07	0.24	0.39	0.014	0.004	0.07	0.14	2.24	0.26	0.06	0.18	1.64	0.006	0.007	0.0002	0.0045	—	0.0042	47

从获得的钢板上，如图 1 所示切下厚 40mm、宽 50mm、长 100mm 的矩形平板 1，在其一个边上形成坡口。在厚 80mm、长 200mm 的支撑板 2 上以图 2 所示方式将板 1 四周以焊接 3 固定在支撑板 2 上表面形成拘束焊接试验体 4。使用具有表 4 所示的化学组成的焊接材料通过 TIG 焊接法（GTAW，焊接热输入量约为 18kJ/cm）、手工电弧焊（SMAW，焊接热输入量约 25kJ/cm）、埋弧焊接法（SAW，焊接热输入量约 50kJ/cm）进行多层焊接。

表 4

焊接方法	焊接材料的化学组成（余量 Fe:，质量%）													
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	Cr	V	Nb	Mo	W	O	N
GTAW	0.06	0.13	0.51	0.006	0.001	0.79	0.02	2.25	0.29	0.04	0.12	1.54	0.007	0.007
SMAW	0.06	0.44	0.85	0.008	0.003	0.81	0.03	2.21	0.25	0.05	0.13	1.53	0.013	0.008
SAW	0.05	0.31	0.88	0.008	0.002	0.88	0.02	2.18	0.26	0.04	0.12	1.61	0.021	0.006

每种焊接材料均是通过常规钢制造、热加工和拉伸的方法制造的外径为 1.2mm 的焊丝的形式。

在焊接后，通过加热到 715℃并保温 5 小时进行焊接后热处理，然后，在 5 个位置研究所述焊接部分的截面，研究在焊接热影响区域内的裂纹存在与否。在 5 个位置的任何截面均没有发现裂纹的钢评价为通过检查（在表 5-7 中用 O 表示），在即使 1 个截面有裂纹的那些钢评价为未通过检查（用 X 表示）。

从通过裂纹检查的试样上切下蠕变试样和冲击试样。

图 3 表示所述蠕变试样之一，对其加工使得焊接部分 6 位于所述试样的平行区域的中心。在 550℃ 用 196Mpa 的应力进行蠕变试验。196Mpa 的应力是使得所述基材 550℃ 的蠕变失效寿命约为 3000 小时的应力。失效时间至少为 2400 小时的试样定为合格。

每个冲击试样是由 JIS Z 2202 说明的 No. 4 冲击试样，对其切割使得焊接热影响区域位于所述试样的槽口。冲击试验在 0℃ 进行。所吸收的能量至少为 40 焦耳（J）的试样通过检测，吸收能量低于该值的试样不通过检测。

通过在光学显微镜视场内（100 倍）数出单位长度上晶粒个数确定所述基材和所述焊接热影响区域的平均晶粒粒径。

表 5-7 表示所述各种试验的结果。符号 AJ1-AJ35 表示从根据本发明的钢形成的焊接接头，而符号 BJ1-BJ19 表示从所述对比钢形成的焊接接头。

表 5

	试验编号	钢	焊接方法	HAZ 中平均粒径(μm)	抵抗再加热开裂的能力（发生开裂的截面数/观察的截面数）	蠕变失效强度(断裂前的小时数)	Charpy 冲击值（吸收能量 J）
本发明	AJ1	A1	GTAW	58	○ (0/5)	2671	48
	AJ2	A2	GTAW	66	○ (0/5)	2563	51
	AJ3	A3	SMAW	76	○ (0/5)	2732	60
	AJ4	A4	GTAW	56	○ (0/5)	2493	42
	AJ5	A5	SAW	71	○ (0/5)	2896	41
	AJ6	A6	GTAW	64	○ (0/5)	2566	59
	AJ7	A6	SMAW	72	○ (0/5)	2578	53
	AJ8	A6	SAW	81	○ (0/5)	2793	44
	AJ9	A7	GTAW	83	○ (0/5)	2638	58
	AJ10	A7	SMAW	95	○ (0/5)	2588	55
	AJ11	A7	SAW	106	○ (0/5)	2697	43
	AJ12	A8	GTAW	51	○ (0/5)	2602	65
	AJ13	A9	SMAW	60	○ (0/5)	—	—
	AJ14	A10	SAW	131	○ (0/5)	2551	44
	AJ15	A11	GTAW	62	○ (0/5)	2745	58
	AJ16	A12	GTAW	70	○ (0/5)	2769	57
	AJ17	A13	GTAW	59	○ (0/5)	2621	60

表 6

	试验编号	钢	焊接方法	HAZ 中平均粒径(μm)	抵抗再加热开裂的能力（发生开裂的截面数/观察的截面数）	蠕变失效强度(断裂前的小时数)	Charpy 冲击值（吸收能量, J）
本发明	AJ18	A14	SMAW	68	○ (0/5)	2605	56
	AJ19	A15	SMAW	75	○ (0/5)	2667	54
	AJ20	A16	SMAW	66	○ (0/5)	2675	55
	AJ21	A17	GTAW	55	○ (0/5)	2654	54
	AJ22	A18	GTAW	91	○ (0/5)	2559	62
	AJ23	A19	GTAW	78	○ (0/5)	2546	53
	AJ24	A20	SAW	74	○ (0/5)	2468	50
	AJ25	A21	SAW	78	○ (0/5)	2531	47
	AJ26	A22	SAW	75	○ (0/5)	2506	46
	AJ27	A23	GTAW	95	○ (0/5)	2438	57
	AJ28	A24	GTAW	59	○ (0/5)	2465	59
	AJ29	A25	SAW	74	○ (0/5)	2564	46
	AJ30	A26	SAW	76	○ (0/5)	2641	46
	AJ31	A27	SMAW	106	○ (0/5)	2421	53
	AJ32	A28	SMAW	98	○ (0/5)	2409	55
	AJ33	A29	GTAW	85	○ (0/5)	2567	58
	AJ34	A30	GTAW	73	○ (0/5)	2648	57
	AJ35	A31	GTAW	64	○ (0/5)	2905	58

表 7

	试验编号	钢	焊接方法	HAZ 中平均粒径(μm)	抵抗再加热开裂的能力（发生开裂的截面数/观察的截面数）	蠕变失效强度(断裂前的小时数)	Charpy 冲击值（吸收能量 J）
对比例	BJ1	B1	GTAW	59	× (5/5)	—	—
	BJ2	B2	GTAW	152	× (3/5)	—	—
	BJ3	B3	SMAW	150	× (4/5)	—	—
	BJ4	B3	SAW	157	× (5/5)	—	—
	BJ5	B4	GTAW	156	× (4/5)	—	—
	BJ6	B4	SMAW	164	× (5/5)	—	—
	BJ7	B4	SAW	173	× (5/5)	—	—
	BJ8	B5	GTAW	59	× (2/5)	—	—
	BJ9	B6	GTAW	52	○ (0/5)	2531	11
	BJ10	B7	GTAW	152	× (5/5)	—	—
	BJ11	B8	GTAW	64	× (3/5)	—	—
	BJ12	B9	GTAW	85	× (4/5)	—	—
	BJ13	B10	GTAW	61	× (2/5)	—	—
	BJ14	B11	SMAW	71	× (2/5)	—	—
	BJ15	B12	GTAW	69	× (3/5)	—	—
	BJ16	B13	SAW	76	× (4/5)	—	—
	BJ17	B14	GTAW	55	× (4/5)	—	—
	BJ18	B15	GTAW	121	× (3/5)	—	—
	BJ19	B16	SMAW	97	× (4/5)	—	—

根据本发明的钢 A1-A31 的每一种的 Ti 含量为 0.001-0.033%，N 含量小于[%Ti]+5[%B]+0.004，平均晶粒粒径在 33-109μm 范围内。因此，从表 5 和表 6 可以清楚看出，在使用本发明的钢的焊接接头 AJ1-AJ35 中，无论采用哪种焊接方法，在焊接热影响区域内没有检测到裂纹。此外，蠕变失效强度在 2493-2896 小时失效时间的范围内，Charpy 冲击试验强度在 41-65 焦耳范围内，这两者都是令人满意的数值。

相反，对于对比钢 B1，N 含量为 0.018%，大于[%Ti]+5[%B]+0.004。即不满足关系式（1）。因此，从表 7 中清楚看出，在焊接接头 BJ1 的焊接热影响区域内检测到裂纹。对于对比钢 B2，所述基材的平均晶粒粒径为 38μm。然而，它不含有 Ti，在用于形成焊接接头（焊接接头 BJ2）时，在焊接热影响区域内的平均晶粒粒径为 152μm，在所述焊接热影响区域内检测到裂纹。

对于对比钢 B3 和 B4，平均晶粒粒径具有 124μm 和 140μm 的大数值。所以，焊接接头 BJ3-BJ7 在焊接热影响区域具有 154-173μm 的大平均晶粒粒径，在所述焊接热影响区域内检测到裂纹。

对比例 B5 的 N 含量为 0.020%，而[%Ti]+5[%B]+0.004 为 0.019%，所以它不满足关系式（1）。所以，在焊接接头 BJ8 的焊接热影响区域检测到裂纹。

对比钢 B6 满足关系式（1），所以不形成裂纹，但是 Ti 含量为 0.053%，是过量的，所以在形成焊接接头时（接头 BJ9），在所述 Charpy 冲击试验中所吸收的能量为 11 焦耳的低值。

对比钢 B7 不含 Ti 和 B，所以对于焊接接头 BJ10，在焊接热影响区域内检测到开裂。

对比钢 B8-B14 具有比[%Ti]+5[%B]+0.004 给出的 N 含量更高的 N 含量，所以它们不满足关系式（1）。所以，在焊接接头 BJ11-BJ17 的每一个的焊接热影响区域中检测到裂纹。

对比钢 B15 和 B16 的每一个均具有大于[%Ti]+5[%B]+0.004 的 N 含量，Ti 含量小于表现钉扎作用必须的 0.001%。因此，在焊接接头 BJ18 和 BJ19 的每一个均中检测到裂纹。

从上述试验结果可以清楚看出，由于根据本发明的钢选择了合适的化学组成，N 含量满足了(1)式，而且平均晶粒粒径小，所述钢可以焊接而没有形成焊接再加热裂纹，具有良好的蠕变强度和冲击性能。

本发明的耐热钢，确定了化学组成的最适范围，调整其中 N 的含量为小于[%Ti]+5[%B]+0.004，平均晶粒粒径为 110μm 以下。对上述耐热钢进行焊接后，焊缝处在后热处理时对再加热开裂具有低敏感性，而且具有优良的蠕变强度与冲击性能。

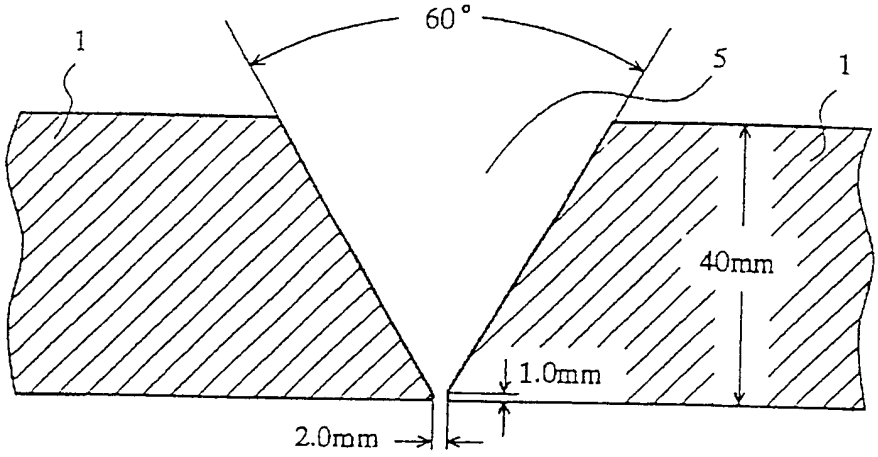
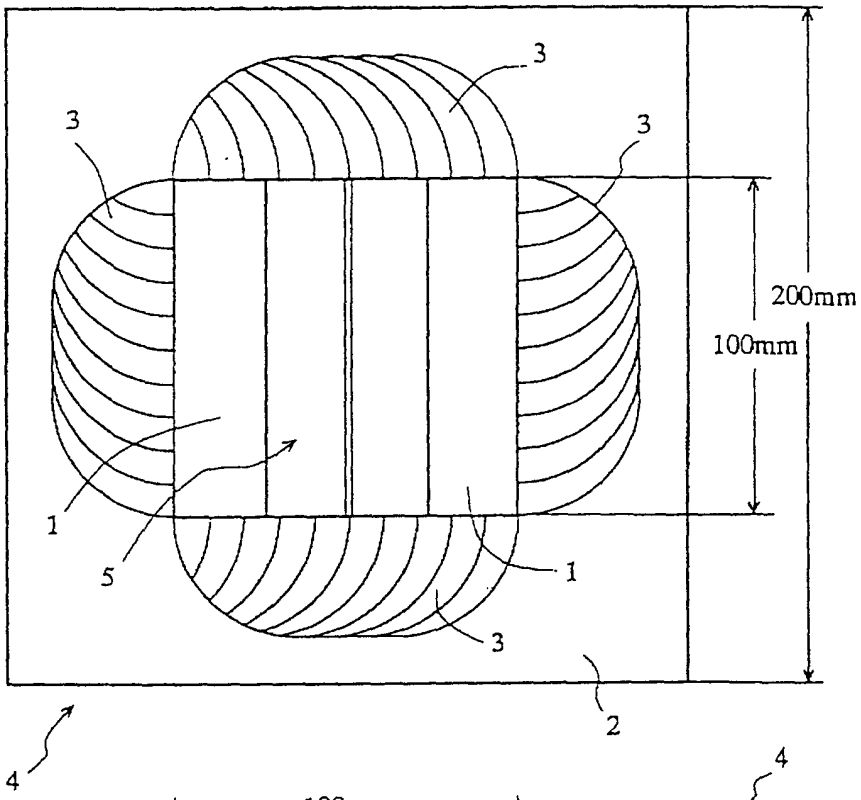


图 1

(a)



(b)

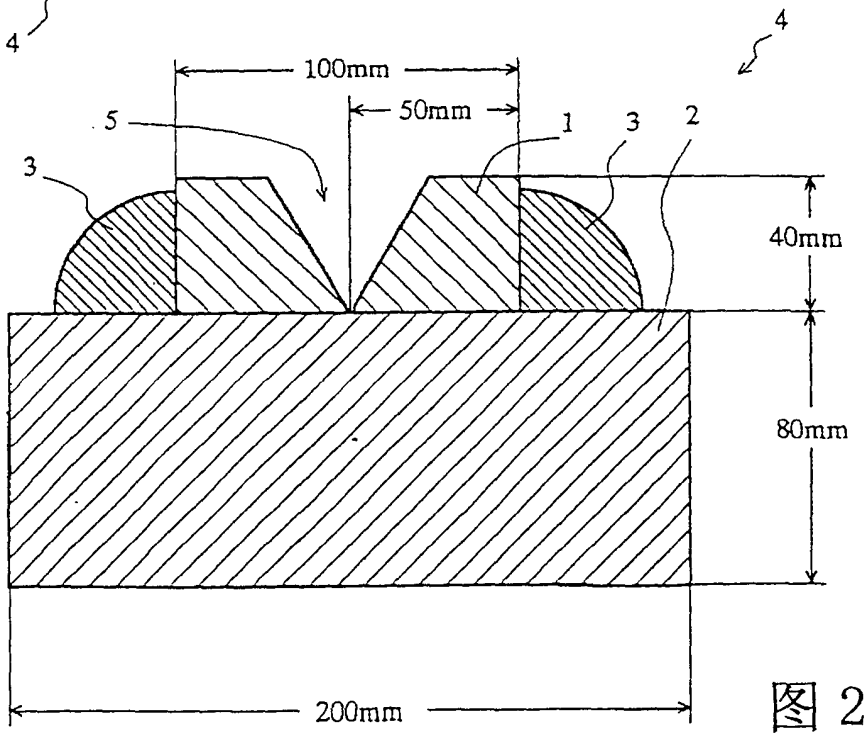


图 2

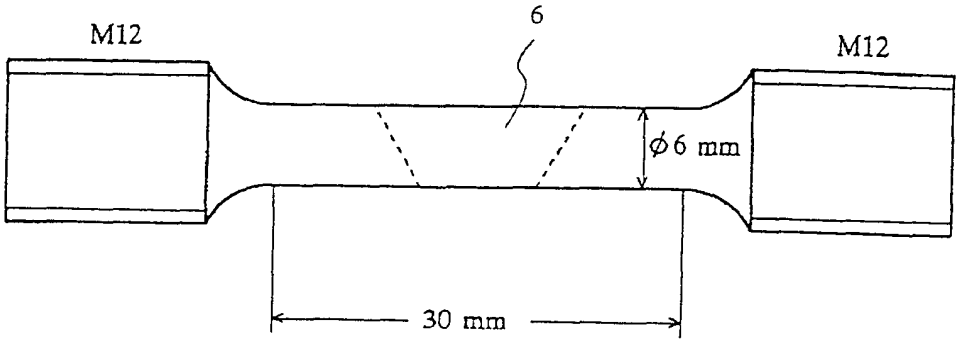

M12
6
M12
φ6 mm
30 mm

图 3

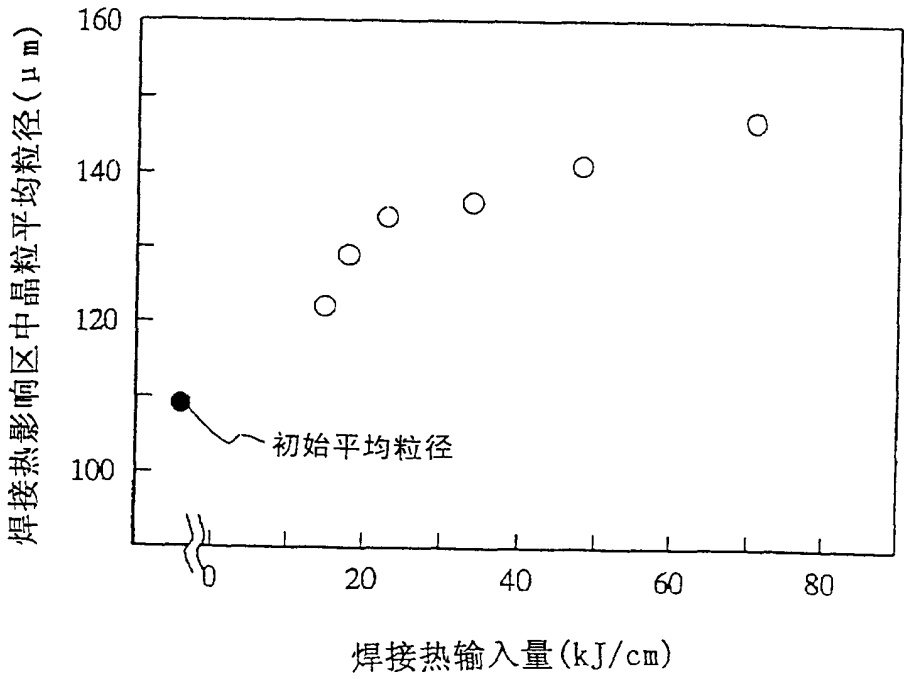

焊接热影响区中晶粒平均粒径(μm)
160
140
120
100
初始平均粒径
0
20
40
60
80
焊接热输入量(kJ/cm)

图 4

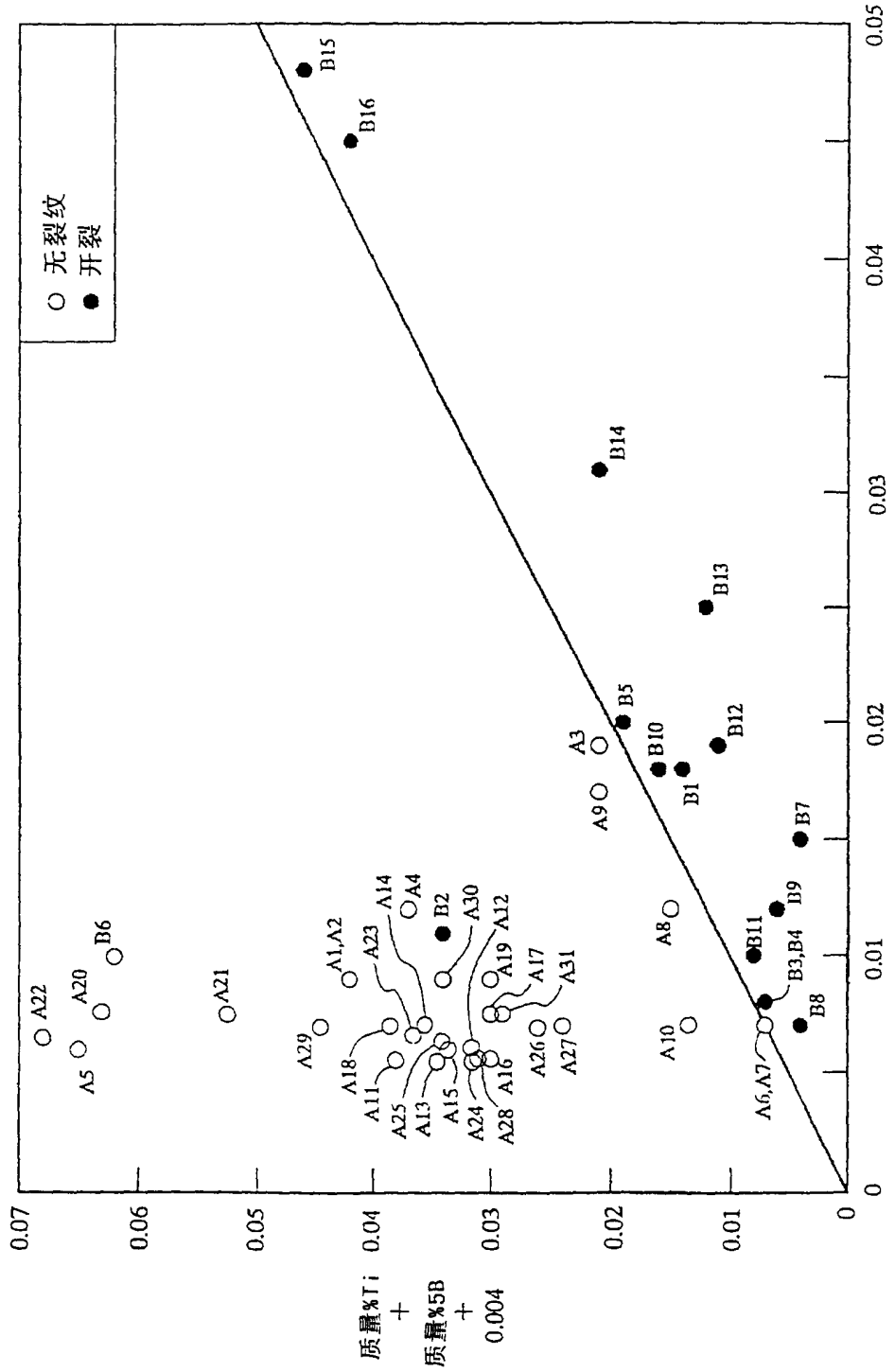

○ 无裂纹
● 开裂
质量%Ti + 质量%5B + 0.004
N含量（质量%）
0.07
0.06
0.05
0.04
0.03
0.02
0.01
0
0.01
0.02
0.03
0.04
0.05
A22
A5
A20
B6
A21
A29
A18
A11
A25
A13
A15
A24
A28
A16
A1,A2
A23
A14
A4
B2
A30
A12
A19
A17
A31
A26
A27
A10
A8
A3
A9
B15
B16
B14
B5
B10
B1
B13
B12
B7
B9
B11
B3,B4
B8
A6,A7

图 5