

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl⁷

C22C 38/04

C22C 38/08

C22C 38/12 C22C 38/14

[12] 发明专利说明书

[21] ZL 专利号 98807718.3

[45] 授权公告日 2002 年 7 月 10 日

[11] 授权公告号 CN 1087356C

[22] 申请日 1998.7.28

[21] 申请号 98807718.3

[30] 优先权

[32] 1997.7.28 [33] US [31] 60/053,916

[86] 国际申请 PCT/US98/15926 1998.7.28

[87] 国际公布 WO99/05336 英 1999.2.4

[85] 进入国家阶段日期 2000.1.28

[73] 专利权人 埃克森美孚上游研究公司

地址 美国德克萨斯

共同专利权人 新日本制铁株式会社

[72] 发明人 N-R·V·班加鲁 J·考 M·J·鲁汤

C·W·彼特森 为广博 朝日均

原卓也 寺田好男

审查员 王怀东

[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

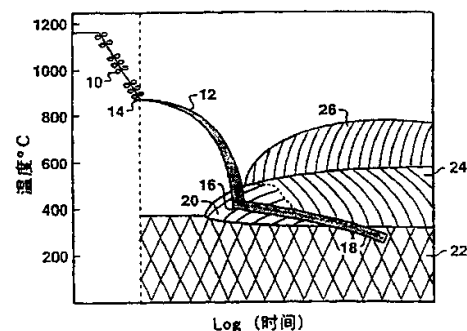
代理人 段承恩

权利要求书 2 页 说明书 26 页 附图页数 9 页

[54] 发明名称 具有优异韧性的超高强度可焊接含硼钢

[57] 摘要

本发明涉及一种超高强度含硼钢,该钢拉伸强度至少约 900MPa (130ksi),采用夏氏 V 型缺口冲击试样在 -40℃ (-40°F) 时测得的韧性至少 120 焦耳(90 英尺-磅),其显微组织主要包含由基本未再结晶的奥氏体晶粒转变而来的细晶下贝氏体、细晶板条马氏体或以上组织的混合,该钢的制造工艺描述如下:将板坯加热至合适温度,在奥氏体发生再结晶的第一温度区间通过一道或多道热轧(10)将板坯减薄至钢板;接着在低于上述第一温度区间且高于冷却期间奥氏体开始转变成铁素体温度的第二温度区间通过一道或多道热轧(10)将上述钢板继续减薄;将上述钢板淬火(12)至一合适的淬火终止温度(16);停止淬火,将上述钢板空冷(18)至室温。



ISSN 1008-4274

权 利 要 求 书

1. 一种含硼的低合金钢，其拉伸强度至少 900MPa (130ksi)，采用夏氏 V 型缺口冲击试验在 -40°C (-40°F) 测得的韧性至少 120 焦耳 (90 英尺-磅)，其显微组织主要包含由基本未再结晶的奥氏体晶粒转变而来的细晶下贝氏体、细晶板条马氏体或两者的混合，其中该钢含有铁和下述重量百分比的添加元素：

0.03% ~ 0.10%C,

1.6% ~ 2.1%Mn,

0.01% ~ 0.10%Nb,

0.01% ~ 0.10%V,

0.2% ~ 0.5%Mo

0.005% ~ 0.03%Ti,

0.0005% ~ 0.0020%B,

更进一步的特征为该钢中：

$0.3 \leq C_{eq} \leq 0.7$ ，且

$P_{cm} \leq 0.35$ 。

2. 权利要求 1 的含硼的低合金钢，还含有至少一种选自下组的添加元素，该组由：

i. 0 重量% ~ 0.6 重量%Si、

ii. 0 重量% ~ 1.0 重量%Cu、

iii. 0 重量% ~ 1.0 重量%Ni、

iv. 0 重量% ~ 1.0 重量%Cr、

v. 0 重量% ~ 0.006 重量%Ca、

vi. 0 重量% ~ 0.06 重量%Al、

vii. 0 重量% ~ 0.02 重量%REM 和

viii. 0 重量% ~ 0.006 重量%Mg 组成。

3. 权利要求 1 的含硼的低合金钢，还含有细小的渗碳体析出物。

4. 权利要求 1 的含硼的低合金钢，还含有 V、Nb 和 Mo 的碳化物或

碳氮化物析出物。

5. 权利要求 4 的含硼的低合金钢, 其 V 和 Nb 的总浓度大于 0.06 重量%。
6. 权利要求 4 的含硼的低合金钢, 其 V 和 Nb 各自的浓度均大于 0.03 重量%。
7. 权利要求 1 的含硼的低合金钢, 该钢的显微组织主要包含细晶下贝氏体。
8. 权利要求 1 的含硼的低合金钢, 其形式为厚度至少 10mm (0.39 英寸) 的钢板。
9. 权利要求 1 的含硼的低合金钢, 该钢中含有 0.05%~0.09%C。
10. 权利要求 1 的含硼的低合金钢, 该钢中含有 0.2%~1.0%Ni。
11. 权利要求 1 的含硼的低合金钢, 该钢中含有 0.03%~0.06%Nb。
12. 权利要求 1 的含硼的低合金钢, 该钢中含有 0.03%~0.08%V。
13. 权利要求 1 的含硼的低合金钢, 该钢中含有 0.015%~0.02%Ti。
14. 权利要求 1 的含硼的低合金钢, 该钢中含有 0.0008%~0.0012%B。
15. 权利要求 1 的含硼的低合金钢, 该钢中含有 0.001%~0.06%Al。

说明书

具有优异韧性的超高强度可焊接含硼钢

发明领域

本发明涉及具有高韧性的超高强度、可焊钢板，还涉及由该钢板制造的管路用管。更具体地讲本发明涉及这样一种低合金管路用钢，它具有超高强度、高韧性、可焊，其中与管路的其他部分相比，其焊接热影响区引起的强度损失可降至最低，也涉及作为管路母材的该钢板的制造方法。

发明背景

在下面的说明中定义了许多术语，为方便起见，就在权利要求书之前给出了一个术语表。

目前，工业用管路用管的最大屈服强度为约 550MPa (80Ksi)，市场上也有更高强度的管路用钢，例如高至约 690MPa (100Ksi)，但就我们所知，此类钢并未在工业用于制造管路用管。另外，正如 Koo 和 Luton 的美国专利 5545269、5545270 和 5531842 所公开的：生产更高强度的管路用钢（屈服强度至少约 830MPa (120Ksi)、拉伸强度至少约 900MPa (130Ksi)）是切实可行的，Koo 和 Luton 在美国专利 No. 5545269 中所描述钢的强度是通过协调钢的化学组成和工艺技术来获得的，从而可得到基本均匀的、主要包含细晶回火马氏体和贝氏体的显微组织，显微组织中 ϵ -铜和某些 V、Nb、Mo 的碳化物、氮化物或碳氮化物的析出物使回火马氏体和贝氏体得以二次强化。

Koo and Luton 在美国专利 No. 5545269 中描述的制造高强度钢的方法如下：将钢从最终的热轧温度以至少 20℃/秒 (36°F/秒)，优选约 30℃/秒 (54°F/秒) 的冷却速度淬火至不高于 400℃ (752°F)，以得到以马氏体和贝氏体为主的显微组织。此外，为得到所需的显微组织和性能，Koo 和 Luton 的发明需要采用一个附加的工步使钢板二次硬化，这个附加工步包括在不高于 A_{c1} 转变点的温度下对水冷钢板进行

一定时间的回火， Ac_1 是加热时奥氏体开始形成的温度，回火时间要足以使 ε -铜和 V、Nb、Mo 的某些碳化物、氮化物或碳氮化物得以析出。淬火后再回火这个附加工步大大地增加了钢板的成本，所以需要一种新的钢板加工工艺，既可免除回火工步，又可得到所需的机械性能。另外，虽然这个回火工步是进行二次硬化以获得所需的显微组织和性能所必要的，但它使钢材的屈强比(屈服强度与拉伸强度之比)大于 0.93，从管路用管的优化设计角度考虑，需要钢材在保持高的屈服强度和拉伸强度前提下，屈强比低于约 0.93。

原油和天然气的长距离输送需要比现在所用管路用管强度更高的管路用管，推动这种需求的必要性如下：(1) 通过采用更高气体压力以提高输送效率，和(2) 通过减少管路壁厚和外径以降低材料和铺设成本。由于以上原因，增加了对其强度高于现今所用的任一管路用管的管路需求。

因此，本发明的目的在于提供用于生产低成本、低合金、超高强度钢板的钢的成分和工艺处理过程，以及用该钢板制造的管路用管，其中该钢不需进行二次硬化所必须的回火工步而得到高强度。此外，本发明的另一目的是提供适合管路设计的管路用高强度钢板，其屈强比低于约 0.93。

与大多数高强度钢(即屈服强度高于约 550MPa (80Ksi) 的钢)有关的一个问题是焊接后热影响区的软化，在焊接引起的热循环中，热影响区会发生局部相变或退火，从而引起热影响区的显著软化，即与基体金属相比，其软化程度高至约 15%或更高。虽然可以生产屈服强度为 830MPa (120Ksi) 或更高的超高强度钢，但这些钢通常缺少管路用管所必需的韧性，无法满足管路用管所必需的可焊性要求，因为这些材料的 P_{cm} (一个描述可焊性的公知工业术语) 相对较高，通常高于约 0.35。

所以，本发明的另一目的是生产低合金、超高强度钢板，该钢板可用作管路母材，保持恒定产品质量时，其屈服强度至少约 690MPa (100Ksi)，拉伸强度至少约 900MPa (130Ksi)，在低温下即低至

约 -40°C (-40°F) 使用时具有足够的韧性, 且在焊接引起的热循环中热影响区的强度损失能降至最低。

本发明的进一步目的是提供一种韧性和可焊性能满足管路用管要求且 P_{cm} 小于约 0.35 的超高强度钢。尽管 P_{cm} 和 C_{eq} (碳当量) 在关于可焊性的内容中广泛使用, 它们也可通过提供在钢的基体中形成硬化显微组织的倾向从而反映出这种钢的硬化能力, C_{eq} 是另一个用于表示可焊性的公知工业术语。在本文中, P_{cm} 定义为 $P_{cm} = \text{重量}\% \text{C} + \text{重量}\% \text{Si} / 30 + (\text{重量}\% \text{Mn} + \text{重量}\% \text{Cu} + \text{重量}\% \text{Cr}) / 20 + \text{重量}\% \text{Ni} / 60 + \text{重量}\% \text{Mo} / 15 + \text{重量}\% \text{V} / 10 + 5(\text{重量}\% \text{B})$, 而 C_{eq} 定义为 $C_{eq} = \text{重量}\% \text{C} + \text{重量}\% \text{Mn} / 6 + (\text{重量}\% \text{Cr} + \text{重量}\% \text{Mo} + \text{重量}\% \text{V}) / 5 + (\text{重量}\% \text{Cu} + \text{重量}\% \text{Ni}) / 15$ 。

发明概述

在美国专利 No. 5545269 中可发现: 按照该专利所描述的条件, 超高强度钢终轧后水淬至不高于 400°C (752°F) (至室温更好) 的工步不能以空冷替代, 因为在那种条件下, 空冷会使奥氏体转变成铁素体/珠光体团粒, 从而造成钢材强度的恶化。

也确定了这些钢的水冷终止温度若高于 400°C (752°F), 会造成冷却过程中相变硬化不充分, 进而降低钢的强度。

按美国专利 5545269 所述工艺进行钢板生产时, 其中水冷后的回火过程是例如通过将钢板重新加热至约 $400^{\circ}\text{C} \sim 700^{\circ}\text{C}$ ($752^{\circ}\text{F} \sim 1292^{\circ}\text{F}$), 保温预先设定好的时间, 以使整个钢板厚度均匀硬化并提高其韧性。夏氏 V 型缺口冲击试验是公知的测量钢材韧性的试验, 采用夏氏 V 型缺口冲击试验可测得的数据之一是在某一给定温度下试样断裂时所吸收的能量 (冲击能), 例如 -40°C (-40°F) 时的冲击能 (vE_{-40})。

继美国专利 5545269 的进展之后, 人们发现高韧性的超高强度钢可以不经过程成本昂贵的最终回火而进行生产, 此结果可通过在某一特定的温度区间中断淬火而得以实现, 该温度区间决定于钢具体的化学成分, 在中断冷却温度或在随后的空冷至室温过程中, 显微组织转变为主要包含细晶下贝氏体、细晶板条马氏体或以上混合的显微组织。

也发现：采用这样一个新的的工艺次序可得到令人惊奇且意想不到的结果：钢板的强度和韧性是迄今为止最高的。

根据上述本发明的目的，本发明提供一种工艺方法，这里称作直接淬火中断法（IDQ），依照此法，所需化学成分的低合金钢板在热轧结束时淬入某一合适的液体（如水），快冷至某一合适的淬火终止温度（QST），并随后空冷至室温，藉此可得到主要包含细晶下贝氏体、细晶板条马氏体或其混合的显微组织。本发明所说的淬火指的是不同于空冷至室温，而是采用液体介质的任何加速冷却，其中此液体介质因具有提高钢材冷却速率的能力而被选用。

本发明提供能适应在一定冷速和 QST 参数制度从而具有硬化能力的钢材，通过采用称为 IDQ 部分淬火工艺，并随后空冷，在最终的钢板中可得到主要包含细晶下贝氏体、细晶板条马氏体或以上混合的显微组织。

本领域中众所周知，加入少量的、5~20ppm 量级的硼可对低碳、低合金钢的淬透性产生显著影响。所以，过去通过在合金元素贫乏（即低碳当量 C_{eq} ）的低合金钢中加硼已有效地用来形成硬相，如马氏体，以得到可焊性好的低成本、高强度钢。然而，对钢中加入所需少量硼的稳定控制不易实现，它需要技术先进的炼钢设备和工艺诀窍，本发明提供一系列钢种，加硼或不加硼，均可采用 IDQ 工艺得到所需的显微组织和性能。

按照本发明，通过均衡控制钢的化学成分和处理工艺，已可制造出这样的管路用高强钢板，它的屈服强度至少约 690MPa (100Ksi)，优选至少约 760MPa (110Ksi)，更优选至少约 830MPa (120Ksi)；优选屈强比低于约 0.93，更优选低于约 0.90，甚至更优选低于约 0.85。对这些钢板，管路用管焊接后，热影响区的强度损失，与基体钢板相比，低于约 10%，优选低于约 5%。另外，这些适于制造管路用管的超高强度、低合金钢板，其厚度优选至少约 10mm (0.39 英寸)，更优选至少约 15mm (0.59 英寸)，甚至更优选至少约 20mm (0.79 英寸)。此外，这些超高强度、低合金钢板或者不含硼，或为某些特殊

用途含有约 5~20ppm 的硼，优选硼加入量为约 8~12ppm。管路用管产品的质量可基本保持一致且一般对氢致脆断不敏感。

此类钢制品优选具有基本均匀的显微组织，该显微组织优选主要包含细晶下贝氏体、细晶板条马氏体或以上的混合。细晶板条马氏体优选包含自回火细晶板条马氏体。在本发明的说明书和权利要求书中，“主要地”指的是至少约 50%（体积百分数），显微组织的剩余部分可包括另外的细晶下贝氏体、另外的细晶板条马氏体、上贝氏体或铁素体。更优选的是显微组织包含至少约 60%~80%（体积百分比）的细晶下贝氏体、细晶板条马氏体或以上的混合，甚至更优选的是显微组织包含至少约 90%（体积百分比）的细晶下贝氏体、细晶板条马氏体或以上的混合。

下贝氏体和板条马氏体都可由 V、Nb、Mo 的碳化物或碳氮化物的析出物而进一步强化，这些析出物，特别是那些含 V 的析出物有助于将热影响区的软化降至最低，其作用机理可能是通过阻止加热到不超过 Ac_1 转变点温度的区域中位错密度显著的降低或通过诱发加热至超过 Ac_1 转变点温度的区域中析出强化，或者以上两者的综合。

本发明的钢板是用常规方式制造的板坯进行生产的，在一具体实例中，该板坯包含铁和下述重量百分比的合金元素：

- 0.03~0.10%C，优选 0.05~0.09%C，
- 0~0.6%Si，
- 1.6~2.1%Mn，
- 0~1.0%Cu，
- 0~1.0%Ni，优选 0.2~1.0%Ni，
- 0.01~0.10%Nb，优选 0.03~0.06%Nb，
- 0.01~0.10%V，优选 0.03~0.08%V，
- 0.3~0.6%Mo，
- 0~1.0%Cr，
- 0.005~0.03%Ti，优选 0.015~0.02%Ti，
- 0~0.06%Al，优选 0.001~0.06%Al，

0 ~ 0.006%Ca,

0 ~ 0.02%稀土金属 (REM),

0 ~ 0.006%Mg,

更进一步的特征为:

$C_{eq} \leq 0.7$ 且

$P_{cm} \leq 0.35$

或者, 上述成分可改变, 可含有 0.0005 ~ 0.0020重量%B, 优选 0.0008 ~ 0.0012重量%B, 且 Mo 含量为 0.2 ~ 0.5重量%。

对本发明的基本不含硼钢, C_{eq} 优选大于约 0.5 但小于约 0.7, 对本发明的含硼钢, C_{eq} 优选大于约 0.3 但小于约 0.7。

另外, 钢中众所周知的杂质元素氮 N、磷 P、硫 S 越低越好, 尽管按下文, 需要一些 N 以形成 Ti 的氮化物来阻止晶粒长大。N 的含量优选约 0.001 ~ 0.006重量%, S 的浓度应不超过约 0.005重量%, 更优选不高于约 0.002重量%, P 的浓度应不超过约 0.015重量%。对于以上成分的钢, 要么含硼, 要么不含硼, 不含硼即不添加硼时, B 的浓度优选低于约 3ppm, 更优选低于约 1ppm; 含添加硼时, 其硼含量如上文所述。

依据本发明, 一种制造显微组织主要包含细晶下贝氏体、细晶板条马氏体或以上混合的超高强度钢的优选方法包括以下过程: 将板坯加热至足够温度以使基本所有 V 和 Nb 的碳化物和碳氮化物溶解; 在奥氏体再结晶的第一温度区间通过一道或多道热轧将板坯减薄形成钢板; 接着在高于 A_{r3} 转变温度且低于 T_{nr} 温度的第二温度区间通过一道或多道热轧将上述钢板进一步减薄, T_{nr} 指奥氏体进行再结晶的最低温度, A_{r3} 指奥氏体冷却时开始转变成铁素体的温度; 将终轧后的钢板淬火至至少低至 A_{r1} 转变点的温度, A_{r1} 指冷却时奥氏体转变成铁素体或铁素体+渗碳体的终了温度, 优选冷至约 550℃ ~ 150℃ (1022°F ~ 302°F), 更优选冷至 500℃ ~ 150℃ (932°F ~ 302°F); 停止淬火; 将淬火后的钢板空冷至室温。

T_{nr} 温度、 A_{r1} 转变点和 A_{r3} 转变点均决定于板坯的化学成分, 可容

易地由试验确定或用适当的模型通过计算得到。

依据本发明的第一优选实施方案的超高强度、低合金钢的拉伸强度优选至少约 900MPa (130Ksi)，更优选至少约 930MPa (135Ksi)，其显微组织主要包含细晶下贝氏体、细晶板条马氏体或以上二者的混合，此外，显微组织中还包含细小的渗碳体析出物和选择性地含有更细小的 V、Nb、Mo 的碳化物或碳氮化物析出物。细晶板条马氏体优选包含自回火细晶板条马氏体。

依据本发明的第二优选实施方案的超高强度、低合金钢的拉伸强度优选至少约 900MPa (130Ksi)，更优选至少约 930MPa (135Ksi)，其显微组织主要包含细晶下贝氏体、细晶板条马氏体或以上二者的混合。此外，该钢还包含硼和细小的渗碳体析出物以及选择性含有的更细小的 V、Nb、Mo 的碳化物或碳氮化物析出物。细晶板条马氏体优选包含自回火细晶板条马氏体。

附图说明

图 1 是本发明工艺步骤的图示说明，图中不同的阴影表示不同的显微组织成分，这些显微组织成分与工艺中所用的时间和温度的特殊组合相对应。

图 2A 和图 2B 分别是采用约 295℃ (563°F) 的淬火终止温度处理后钢中主要为自回火板条马氏体的显微组织透射电镜的明场像和暗场像照片，从图 2B 可看出马氏体板条中渗碳体析出物充分形成。

图 3 是透射电镜明场像照片，表示了淬火终止温度为约 385℃ (725°F) 处理时钢中主要包括下贝氏体的显微组织。

图 4A 和图 4B 分别是淬火终止温度为约 385℃ (725°F) 的工艺处理后钢中显微组织的透射电镜明场像和暗场像照片，图 4A 表示了主要由下贝氏体组成的显微组织，图 4B 表示了 Mo、V、Nb 碳化物颗粒的存在，其直径小于约 10nm。

图 5 是一组合图，包括曲线图和一些透射电镜照片，表示了在某些特定的化学成分的钢中，淬火终止温度对韧性和拉伸强度相对值的影响，这些钢都依照本发明，包括示于表 II 中的含硼的在本文中表

示为“H”和“I”的钢（用●表示）及少量含硼的在本文中表示为“G”（用■表示）的钢，图中，纵坐标为 -40°C （ -40°F ）时的夏氏冲击能（ γE_{-40} ），单位为焦耳；横坐标为拉伸强度，单位为MPa。

图6表示了在某些特定的化学成分的钢中，淬火终止温度对韧性和拉伸强度相对值的影响，这些钢都依照本发明，包括示于表II中的在本文中表示为含硼钢“H”和“I”的钢（用●表示）及基本不含硼钢“D”（用■表示），它们与本文中表II所表示的钢种相一致。图中，纵坐标为 -40°C （ -40°F ）时的夏氏冲击能（ γE_{-40} ），单位为焦耳；横坐标为拉伸强度，单位为MPa。

图7是一透射电镜明场像照片，表示样品钢种“D”（根据本文表II）中充满位错的板条马氏体，该钢采用IDQ方法进行处理，淬火终止温度为约 380°C （ 716°F ）。

图8是一透射电镜明场像照片，表示样品钢种“D”（根据本文中表II）中主要是下贝氏体显微组织的区域，该钢采用IDQ方法进行处理，淬火终止温度为约 428°C （ 802°F ）。从图中可看出贝氏体板条中有下贝氏体所特有的单向排列的渗碳体片晶。

图9是样品钢种“D”（根据本文中表II）中上贝氏体的透射电镜明场像照片，该钢采用IDQ方法进行处理，淬火终止温度为约 461°C （ 862°F ）。

图10A是一透射电镜明场像照片，表示样品钢种“D”（根据本文中表II）中马氏体（图中中心部位）周围环绕着铁素体的区域，该钢采用IDQ方法进行处理，淬火终止温度为约 534°C （ 993°F ）。从图中可看出在邻接铁素体/马氏体界面处区域的铁素体中有细小的碳化物析出物。

图10B是一透射电镜明场像照片，表示样品钢种“D”（根据本文中表II）中的高碳、孪晶马氏体，该钢采用IDQ方法进行处理，淬火终止温度为约 534°C （ 993°F ）。

虽然本发明结合其优选的实施方案进行了描述，应该理解的是本发明不受其限制。相反，本发明试图覆盖所有的替代方案、修改方案

和等效方案，它们均都包含在附后的权利要求书所确定的本发明的精髓和范围内。

本发明详述

依照本发明的一个实施方式，板坯的处理工艺如下：将板坯加热至基本均匀的、足够高的温度以使基本所有 V 和 Nb 的碳化物和碳氮化物溶解，优选在约 $1000^{\circ}\text{C} \sim 1250^{\circ}\text{C}$ ($1832^{\circ}\text{F} \sim 2282^{\circ}\text{F}$)，更优选在约 $1050^{\circ}\text{C} \sim 1150^{\circ}\text{C}$ ($1922^{\circ}\text{F} \sim 2102^{\circ}\text{F}$)；在奥氏体再结晶的第一温度区间进行第一次热轧，通过一道或多道将板坯减薄形成钢板，压下量优选约 20%~60% (厚度方向上)；接着在高于 A_{r3} 转变点且奥氏体不再发生结晶的低于第一温度区间的第二温度区间进行第二次热轧，通过一道或多道热轧将上述钢板进一步减薄，压下量优选约 40%~80% (厚度方向上)；将热轧后的钢板以至少约 $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ ($18^{\circ}\text{F}/\text{秒}$) 的冷速从不低于 A_{r3} 转变点的温度淬火至至少低至 A_{r1} 转变点的淬火终止温度 (QST) 以硬化钢板，优选的冷速至少约 $20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ ($36^{\circ}\text{F}/\text{秒}$)，更优选的冷速至少约 $30^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ ($54^{\circ}\text{F}/\text{秒}$)，甚至更优选的冷速至少约 $35^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ ($63^{\circ}\text{F}/\text{秒}$)，QST 温度优选介于约 $550^{\circ}\text{C} \sim 150^{\circ}\text{C}$ ($1022^{\circ}\text{F} \sim 302^{\circ}\text{F}$) 之间，更优选在约 $500^{\circ}\text{C} \sim 150^{\circ}\text{C}$ ($932^{\circ}\text{F} \sim 302^{\circ}\text{F}$)；停止淬火，将淬火后的钢板空冷至室温，以促进钢材转变的完成，即转变成主要是细晶下贝氏体、细晶板条马氏体或以上二者混合的显微组织。本领域熟练的技术人员都理解，这里所采用的“厚度方向上的减薄率(压下量)”指的是在所述轧制前钢坯或钢板厚度方向上的压下百分比。举下述例子仅供说明，并非因此而限制本发明：一块厚度为约 25.4cm (10 英寸) 的板坯可在第一温度区间减薄 50% (压下量 50%) 至 12.7cm (5 英寸)，接着在第二温度区间减薄 80% (压下量 80%) 至 2.54cm (1 英寸)。

举例如下，请参看图 1，依据本发明对钢板进行如下处理：在所示的温度区间 (将在下文中详细介绍) 内进行可控轧制 (10)；将上述钢板从淬火起始点 14 淬火 (12) 至淬火终止温度 (QST) 16。停止淬火后，钢板空冷 18 至室温，以促进钢板转变成主要为细晶下贝氏体

(在下贝氏体区 20 中)、细晶板条马氏体(在马氏体区 22 中)或以上二者混合的显微组织,应避免进入上贝氏体区 24 和铁素体区 26。

超高强度钢需要一系列必要的性能,这些性能是通过组合合金元素和热机械处理综合得到的。通常情况下,钢中化学组成的微小变化会引起产品特性巨大的改变。本发明中各种合金元素的作用和它们优选的浓度范围如下:

碳对钢件和焊接件起基体强化作用,不论其显微组织是什么。此外碳也起析出强化作用,主要是通过形成细小的铁的碳化物(渗碳体)、Nb 的碳氮化物[Nb(C, N)]、V 的碳氮化物[V(C, N)]以及 Mo_2C (一种 Mo 的碳化物)颗粒或析出物,条件是它们足够细小且数量足够多。另外, Nb(C, N)析出物在热轧过程中通常可起阻止奥氏体再结晶和抑制晶粒长大的作用,从而可作为一种细化奥氏体晶粒的手段,进而可同时提高屈服强度、拉伸强度以及低温韧性(如夏氏试验中的冲击能)。碳也可提高淬透性即钢冷却时形成更硬、强度更高显微组织的能力。一般情况下,如果含碳量低于约 0.03重量%,将得不到以上的强化效果,如果含碳量超过约 0.10重量%,这种钢在现场焊接后一般对冷脆敏感且会降低钢板和焊接热影响区的韧性。

锰对获得本发明所需的显微组织即包括细晶下贝氏体、细晶板条马氏体或以上二者的混合的显微组织是必需的,该显微组织更好地兼顾了强度和低温韧性。为达到这种目的, Mn 含量应至少约 1.6重量%,但 Mn 含量应不超过约 2.1重量%,因为超过约 2.1重量%的 Mn 倾向于增大连铸钢中的中心偏析,而且会导致钢韧性的恶化。另外,高的锰含量会使钢的淬透性过高,降低焊接时热影响区的韧性进而降低现场可焊性。

硅的加入是为了脱氧和提高钢的强度,其加入上限是约 0.6重量%,因为过高的硅含量会使钢的现场焊接性和热影响区(HAZ)的韧性明显恶化。对于钢的脱氧硅并不总是必需的,因为铝和钛也可起到同样的作用。

铌的加入是为了促进钢材轧制显微组织的晶粒细化,这可同时提

高强度和韧性。Nb 的碳氮化物析出物在热轧过程中可起到阻止奥氏体再结晶和抑制晶粒长大的作用，从而可作为一种细化奥氏体晶粒的手段。Nb 也可在最终冷却过程中通过形成 Nb(C, N) 析出物对钢起进一步的强化作用。存在钼的条件下，铌可在控制轧制过程中通过抑制奥氏体再结晶有效地细化显微组织，并通过析出强化和提高淬透性使钢得以强化。存在硼的条件下，铌的共同存在可提高淬透性。为得到这些效果，优选的铌加入量至少约 0.01重量%，然而，超过约 0.10重量% 的铌一般对钢的可焊性和热影响区韧性有害，所以铌的最高加入量为约 0.10重量%，其优选的加入量为约 0.03重量%~0.06重量%。

钛可形成细小的钛的氮化物颗粒，在板坯再加热过程中可通过阻止奥氏体晶粒的粗化从而细化显微组织。另外，钛的氮化物颗粒的存在可抑制焊接热影响区的晶粒粗化。因而，钛可同时提高基体金属和焊接热影响区的低温韧性。由于钛能够以钛的氮化物形式固定游离氮原子，所以它可以阻止游离氮由于形成了硼的氮化物而对钢的淬透性产生的不利影响。为得到这种效果，钛的优选加入量至少应是氮量的约 3.4 倍（重量比）。当铝含量较低时（即低于约 0.005重量%），钛可形成一种氧化物，这种氧化物可作为焊接件热影响区中晶内铁素体的形核核心，进而细化这些区域的显微组织。为达到这些目的，钛的优选加入量应至少约 0.005重量%，其加入上限为约 0.03重量%，因为过多的钛含量会引起钛的氮化物的粗化和由钛的碳化物引起的析出强化，这二者都会造成低温韧性的恶化。

铜可增加基体金属和焊接件热影响区的强度，但铜的过量加入会大大降低热影响区的韧性和钢的现场焊接性，所以，铜的加入量上限为约 1.0重量%。

镍的加入是为了在不损害其现场焊接性和低温韧性的前提下提高按本发明制备的低碳钢的性能，与锰和钼相反，镍的加入倾向于在钢板中形成极少的对钢板低温韧性有害的硬化显微组织成分。镍的加入量，大于 0.2重量%时，就可有效地提高焊接件热影响区的韧性。镍一般情况下是有益元素，除了在某些特定的环境中当镍含量超过约 2重量%

时，它有促进硫化物应力断裂的倾向。依照本发明制备钢材时，镍的加入上限为约 1.0重量%，因为镍的价格昂贵且加入较多会引起焊接件热影响区韧性的恶化。镍的加入也可有效地防止在钢材连铸和热轧过程中由铜引起的表面裂纹，为达到这种目的，镍的加入量优选大于铜含量的约 1/3。

铝的加入一般是为了脱氧，而且它对钢显微组织的细化也是有效的。铝也通过消除 HAZ 区粗大晶粒中的游离氮对保持 HAZ 的韧性有重要作用，这些游离氮是 HAZ 中由于焊接时的加热使 TiN 部分溶解从而释放出来的。如果铝的加入量过高，即大于约 0.06重量%，会有形成 Al_2O_3 (铝的氧化物) 夹杂的倾向，从而对钢和钢中 HAZ 区的韧性不利。在钢中加入钛或硅也可达到脱氧的目的，所以并不一定总要加铝。

钒具有与铌相似的效果，但没有铌那么显著，然而与铌同时加入时，超高强度钢中钒的加入会产生显著的作用。铌和钒的同时加入会进一步提高本发明钢的优良性能。尽管其优选的加入上限为约 0.10重量%，然而从焊接件 HAZ 区的韧性和现场可焊性角度考虑，其更加优选的加入范围为约 0.03重量%~0.08重量%。

钼的加入是为了提高钢的淬透性进而促进所需下贝氏体显微组织的形成，在含硼钢中，钼对淬透性的影响尤为显著。当钼与铌同时加入时，钼在控制轧制过程中可增大对奥氏体再结晶的抑制作用，进而促进奥氏体显微组织的细化。为达到以上目的，在基本不含硼和含硼钢中钼的优选加入量分别是至少约 0.3重量%和约 0.2重量%，其优选加入上限对基本不含硼和含硼钢分别是约 0.6重量%和约 0.5重量%，因为过多的钼会损害在现场焊接时形成的热影响区的韧性，降低钢的现场可焊性。

铬一般可提高钢材直接淬火的淬透性，也可提高抗腐蚀和抗氢脆能力。同钼一样，过多的铬，即超过约 1.0重量%，倾向于造成现场焊接后的冷脆，也倾向于使钢和它的热影响区的韧性恶化，所以，铬的优选最大加入量为约 1.0重量%。

氮可以在板坯再加热过程和焊接件的热影响区中通过形成钛的氮

化物抑制奥氏体晶粒的粗化，所以，氮可以同时提高基体金属和焊接热影响区的低温韧性。为达到这种目的，氮的最小含量为约 0.001重量%，其优选上限应保持在约 0.006重量%，因为过高的氮会增加板坯表面缺陷的发生率，也会降低硼元素的有效淬透性。同样，游离氮的存在会导致焊接件热影响区韧性的恶化。

钙和稀土金属 (REM) 一般用于控制硫化锰 (MnS) 夹杂的形态并提高低温韧性 (如夏氏试验的冲击能)。为控制硫化物的形态需要至少加入约 0.001重量%的钙或约 0.001重量%的 REM。然而，如果钙含量超过约 0.006重量%或 REM 超过约 0.02重量%，会形成大量的 CaO-CaS (一种氧化钙-硫化钙) 或 REM-CaS (一种稀土金属-钙的硫化物) 并且转变成大的团粒和大的夹杂物，这不仅会损害钢的纯净度，也会对其现场可焊性产生不利影响。优选的钙浓度限制在约 0.006重量%，REM 浓度限制在约 0.02重量%。对于超高强度管路用钢，在保持 ESSP 值优选介于约 0.5 和约 10 之间时，降低硫含量至低于约 0.001重量%、减低氧含量至低于约 0.003重量%，优选低于约 0.002重量%，会对同时提高钢的韧性和可焊性特别有效，ESSP 是一个与钢中硫化物夹杂的形态控制有关的指标，可由下式定义： $ESSP = (\text{重量}\%Ca) [1 - 124(\text{重量}\%O)] / 1.25(\text{重量}\%S)$ 。

镁一般可形成细小弥散的氧化物颗粒，抑制晶粒的长大，和/或促进 HAZ 中晶内铁素体的形成，进而提高热影响区韧性。为使镁的加入产生效果，至少需加入约 0.0001重量%的镁，然而，如果镁量超过约 0.006重量%，会形成粗大的氧化物，损害 HAZ 区的韧性。

硼在低碳钢 (碳含量低于约 0.3重量%) 中少量加入，约 0.0005重量%到约 0.0020重量% (5ppm ~ 20ppm)，会显著地提高这些钢的淬透性，其作用机理是在钢从高温冷至室温过程中阻止软相成分铁素体和珠光体的形成，促进高强的硬化相成分贝氏体或马氏体的形成。硼量超过约 0.002重量%会促进脆性颗粒 $Fe_{23}(C,B)_6$ (一种铁的硼碳化物) 的形成，所以硼优选的加入上限为约 0.0020重量%，为得到最大的淬透性效果，需加入浓度为约 0.0005重量% ~ 0.0020重量% (5ppm ~ 20ppm) 的硼。根据上文，硼可用作昂贵合金元素的替代品来促进沿整个钢板厚度方向上

的显微组织均匀性。硼也可增大钼和铌对钢淬透性的提高作用，因而硼的加入可使低 C_{eq} 的钢组成获得高的基板强度。同样地，钢中加硼提供了将钢的高强度同良好可焊性和抗冷脆能力相结合的潜在优点。硼也可提高晶界强度进而提高抵抗氢致晶间断裂的能力。

本发明热机械处理的第一目的，正如图 1 所示，是得到由基本未再结晶的奥氏体晶粒转变而来的主要包含细晶下贝氏体、细晶板条马氏体或其混合物的显微组织，该显微组织中优选也含有细小弥散的渗碳体。下贝氏体和板条马氏体被更为细小弥散的 Mo_2C 、 $V(C, N)$ 和 $Nb(C, N)$ 析出物或以上的混合物进一步强化，而且在一些情况下，这些组织包含有硼。细晶下贝氏体、细晶板条马氏体或以上的混合的这样的细小显微组织使材料具有高的强度和好的低温韧性。为得到所需的显微组织，首先使板坯中加热的奥氏体晶粒尺寸细化；第二，对板坯进行变形、压扁使奥氏体晶粒在厚度方向上更为细小，例如优选小于约 5~20 微米；第三，那些被压扁的奥氏体晶粒中充满高密度的位错和剪切带，这些界面在钢板热轧结束后的冷却过程中可以限制转变相（即下贝氏体和板条马氏体）的长大。所述热机械处理的第二个目的是在钢板冷到淬火终了温度后，基本以固溶体形式保留足够含量的 Mo 、 V 和 Nb ，以便在贝氏体转变或在焊接热循环中存在的 Mo 、 V 和 Nb 以 Mo_2C 、 $V(C, N)$ 和 $Nb(C, N)$ 形式析出，提高并保持钢的强度。板坯热轧前的再加热温度应足够高以最大限度地固溶 V 、 Nb 和 Mo ，但应防止引起钢材连铸过程中形成的 TiN 颗粒的分解，因为这些颗粒在热轧前起防止奥氏体晶粒粗化的作用。为在本发明钢组成中达到上述两个目的，热轧前的再加热温度应至少约 $1000^{\circ}C$ ($1832^{\circ}F$)，但应不超过约 $1250^{\circ}C$ ($2282^{\circ}F$)。板坯优选采用合适的加热方法再加热以将基本上整个板坯、优选是整个板坯的温度提高到所需的再加热温度，例如将板坯在加热炉中放置一段时间。在本发明范围内的任何钢组成所用的具体再加热温度均可由本领域内熟练的技术人员容易地确定，或者通过试验或采用合适的模型经过计算进行确定。另外，将基本上整个板坯、优选是整个板坯的温度提高到所需的再加热温度所需的炉温和再加热时

间可由本领域内熟练的技术人员通过参考标准工业出版物容易地进行确定。

对于本发明范围内的所有成分钢，再结晶区和未再结晶区之间的边界温度， T_{nr} 温度，决定于钢的化学成分，更具体地说，决定于轧制前的再加热温度、碳浓度、铌浓度和轧制道次中的给定压下量。本领域内熟练的技术人员可通过试验或模型计算确定每种钢组成的这个温度。

除了再加热温度是针对基本上整个板坯而言之外，描述本发明工艺方法时后来所提及的温度是在钢表面测量的温度。钢的表面温度例如可采用光学高温计进行测量，或采用其他任何适于测量钢表面温度的仪器。本发明中所涉及的淬火（冷却）速率指的是钢板厚度方向上的中心或基本上中心处的冷却速率；淬火终了温度(QST)指的是淬火结束后因来自板中心的热量传导使板的表面所达到的最高或基本上最高的温度。为达到所要的加速冷却速率，淬火流体所需的温度和流速可由本领域内熟练的技术人员通过参考标准工业出版物进行确定。

按本发明的热轧条件，除了可细化奥氏体的晶粒尺寸外，还可通过在奥氏体晶粒中形成变形带来增加位错密度，进而在轧制结束后的冷却过程中通过限制转变产物即细晶下贝氏体和细晶板条马氏体的尺寸，引起显微组织的进一步细化。如果在再结晶温度区间内的轧制压下量降低至低于本文所示的范围，而在非再结晶温度区间内的轧制压下量提高至高于本文所示的范围，奥氏体晶粒的尺寸一般会不够小，从而得到粗大的奥氏体晶粒，进而同时降低钢的强度和韧性，并且导致高的氢致断裂敏感性。另一方面，如果在再结晶温度区间内的轧制压下量提高至高于本文所示的范围，而在非再结晶温度区间内的轧制压下量降低至低于本文所示的范围，奥氏体晶粒中形成的变形带和位错亚结构会不足以使钢在轧制结束后的冷却过程中形成足够细化的转变产物。

最终轧制结束后，将钢板从优选不低于约 A_{r3} 转变点的温度淬火至不高于约 A_{r1} 转变点的温度，即钢板冷却时奥氏体转变成铁素体或铁

素体加渗碳体的终了温度，其优选值不高于约 550°C (1022°F)，更优选不高于约 500°C (932°F)。一般采用水进行淬火，然而其他适合的流体也可用于淬火。按照本发明，一般不在轧制和淬火之间进行长时间空冷，因为这将会中断标准轧钢机上材料从轧制到冷却的正常流程，然而，已确定的是：通过在一适合的温度范围内中断淬火，然后让淬火钢板在室温下空冷至其最终状态，能不打断轧制流程的前提下得到极为有利的显微组织成分，这样，对轧钢机的生产率影响极小。

这样，热轧和淬火后的钢板就进入了最终空冷处理阶段，其开始温度不高于 A_{r1} 转变温度，优选为不高于约 550°C (1022°F)，更优选不高于约 500°C (932°F)。进行这个最终冷却处理的目的是提高钢的韧性，其方式是通过在遍及整个细晶下贝氏体和细晶板条马氏体显微组织中基本较均匀地析出足够多的细小弥散的渗碳体颗粒。另外，根据淬火终了温度和钢成分，也会形成更为细小弥散的 Mo_2C 、 $\text{Nb}(\text{C}, \text{N})$ 和 $\text{V}(\text{C}, \text{N})$ 析出物，这也可提高钢的强度。

采用上述工艺生产的钢板尽管其碳浓度相对较低，仍具有高的强度和高的韧性，而且在钢板厚度方向上显微组织的均匀性高。例如，这样的钢板的屈服强度一般至少约 830MPa (120ksi)，拉伸强度至少约 900MPa (130ksi)，韧性（例如在 -40°C (-40°F) 时测量， vE_{-40}) 至少约 120 焦耳 (90 英尺-磅)，这些性能适合管线用管中的应用。另外，热影响区 (HAZ) 的软化倾向因 $\text{V}(\text{C}, \text{N})$ 和 $\text{Nb}(\text{C}, \text{N})$ 析出物的存在而降低，这些析出物也会在焊接过程中形成。此外，钢对氢致断裂的敏感性也大为降低。

在焊接时的焊接热循环会在钢中形成 HAZ 区，其宽度为焊接熔合线两侧约 $2 \sim 5\text{mm}$ ($0.08 \sim 0.2$ 英寸)。在 HAZ 区中会形成一温度梯度，例如从约 1400°C 到约 700°C ($2552^{\circ}\text{F} \sim 1292^{\circ}\text{F}$)，这包括从低温到高温区域一般发生下列软化的区域：高温下的回火软化，和奥氏体化以及缓冷造成的软化。在较低温度， 700°C (1292°F) 左右， V 和 Nb 以及它们的碳化物或碳氮化物的存在能通过保持钢中的高密度位错和亚结构阻止软化或基本上将软化降至最低；而在较高温度， $850^{\circ}\text{C} \sim 950$

℃ (1562°F ~ 1742°F) 左右, 钢中可进一步形成 V 和 Nb 的碳化物或碳氮化物而将软化降至最低。焊接热循环中上述作用叠加后, 同基体钢相比, HAZ 区的强度降低低于约 10%, 优选低于约 5%。这就是说, HAZ 区的强度至少有基体钢材强度的约 90%, 优选至少约基体钢强度的 95%。保持 HAZ 区的强度应主要归因于 V 和 Nb 的浓度大于约 0.06重量%, 而且优选钢中 V 和 Nb 各自的浓度大于约 0.03重量%。

本领域内熟练的技术人员都知道, 管路用管是用钢板通过公知的 U-O-E 工艺成形的, 其工艺如下: 将钢板变形成 U 形 (“U”), 接着成形为 O 形 (“O”), 缝焊后 O 形钢板扩张约 1% (“E”)。成形和扩张以及它们所伴随着的加工硬化作用会使管路用管的强度提高。

下例用于说明上面所描述的本发明。

IDQ 工艺的优选实施方案

依据本发明, 优选的显微组织主要含有细晶下贝氏体、细晶板条马氏体或以上的混合。具体地说, 为得到强度、韧性的最佳组合以及获得抗 HAZ 软化能力, 更为优选的显微组织主要含有细晶下贝氏体, 它除了渗碳体颗粒之外由包含 Mo、V、Nb 或其组合的细小稳定的合金碳化物所强化。这些显微组织的具体举例如下:

淬火终了温度对显微组织的影响

1. 具有足够淬透性的含硼钢: 采用淬火速度为约 20℃/秒 ~ 35℃/秒 (36°F/秒 ~ 63°F/秒) 的 IDQ 工艺处理后钢的显微组织主要由钢的淬透性控制, 而淬透性决定于钢的成分参数, 如碳当量 (Ceq) 和淬火终了温度 (QST)。用于本发明的具有优选厚度钢板的具有足够淬透性的含硼钢, 其 Ceq 大于约 0.45 但小于约 0.7, 它们具有宽的工艺处理范围以形成所需的显微组织 (优选主要是细晶下贝氏体) 和机械性能, 因而特别适合于 IDQ 工艺。这些钢的 QST 范围很宽, 优选值为约 550℃ ~ 150℃ (1022°F ~ 302°F), 都能得到所需的显微组织和性能。当对这些钢采用低 QST 即约 200℃ (392°F) 的 IDQ 工艺处理时,

其显微组织主要是自回火板条马氏体，当 QST 提高至约 270°C (518°F) 时，其显微组织与 QST 为约 200°C (392°F) 的显微组织相比，除了自回火渗碳体析出物稍为粗化外，变化很小。QST 为约 295°C (563°F) 试样的显微组织为板条马氏体（大部分）和下贝氏体的混合。然而，板条马氏体呈现出显著的自回火效应，具有充分生长的自回火渗碳体析出物，请参看图 5，上述钢板的 QST 为约 200°C (392°F)、约 270°C (518°F) 和约 295°C (563°F) 时的显微组织如图 5 的显微照片 52 所示。再参看图 2A 和 2B，图 2A 和 2B 是 QST 为约 295°C (563°F) 时较大的渗碳体颗粒的明场和暗场显微照片。板条马氏体中的这些特征会引起屈服强度的一些降低，然而图 2A 和 2B 所示钢的强度仍足以作为管路用管使用。现在参看图 3 和 5，随 QST 的升高至约 385°C (725°F) 时，显微组织主要包含下贝氏体，如图 3 和图 5 中的显微照片 54 所示。透射电镜的明场照片图 3，显示了下贝氏体基体中的特征渗碳体析出。在本例的合金中，下贝氏体显微组织的特征在于对加热有良好的稳定性，即使在细晶的和焊接件的亚临界和临界热影响区 (HAZ) 中仍可阻止软化。这可解释为含 Mo、V 和 Nb 类型的非常细小的合金碳氮化物的存在所致。图 4A 和 4B 分别是透射电镜的明场像和暗场像照片，显示了直径小于约 10nm 的碳化物颗粒的存在，这些细小的碳化物颗粒能显著提高钢的屈服强度。

图 5 是一具有优选化学成分的含硼钢的显微组织和性能综合图。每个数据点下面的数字表示那个数据点所用的 QST，单位为 $^{\circ}\text{C}$ 。在这种特定的钢中，当 QST 超过约 500°C (932°F)，例如为约 515°C (959°F) 时，主要的显微组织成分变为上贝氏体，如图 5 的显微照片 56 所示。在 QST 为约 515°C (959°F) 时，会产生少量但明显数量的铁素体，也如图 5 的显微照片 56 所示。上述结果的综合是强度有相当大的降低但并没有与此相应的韧性提高。从此例可发现：为得到强度和韧性的良好组合，应避免形成相当数量的上贝氏体，尤其是主要为上贝氏体的显微组织。

2. 低合金元素的含硼钢：当低合金元素的含硼钢 (C_{eq} 小于约 0.5

但大于约 0.3) 用 IDQ 工艺处理成具有本发明钢板所优选厚度的钢板时, 得到的显微组织会含有不同数量的先共析和共析铁素体, 它们是比较下贝氏体和板条马氏体显微组织软得多的相。为满足本发明的强度目标, 所有软相的数量应小于约 40%。在此限制之内, 对于一种低合金元素的含硼钢, 采用 QST 温度为约 200℃ (392°F) 的 IDQ 处理后得到的含有铁素体的硼钢能在保持图 5 所示的高强度水平的基础上获得某种引人注目的韧性。这种钢的特征在于具有铁素体和自回火板条马氏体的混合组织, 样品中后者为主要相, 如图 5 的显微照片 58 所示。

3. 具有足够淬透性的基本不含硼钢: 为得到同样水平的淬透性, 同含硼钢相比, 本发明的基本不含硼钢需要更多的其他合金元素。所以这些基本不含硼钢优选具有这样的特征: 高的 C_{eq} , 优选大于约 0.5 但小于约 0.7, 以便于对具有本发明钢板优选厚度的钢板通过有效的工艺处理得到可接受的显微组织和性能。图 6 显示了具有优选化学组成实施例的基本不含硼钢的机械性能测量值 (用 ■ 表示), 与之相比的是本发明含硼钢的机械性能测量值 (用 ● 表示)。每个数据点下的数字表示那个数据点所用的 QST (单位为℃)。对基本不含硼钢进行了显微组织特性观察。在 QST 为 534℃ 时, 显微组织主要是含有析出物的铁素体+上贝氏体和孪晶马氏体。在 QST 为 461℃ 时, 显微组织主要是上贝氏体和下贝氏体。在 QST 为 428℃ 时, 显微组织主要是含有析出物的下贝氏体。在 QST 为 380℃ 和 200℃ 时, 显微组织主要是含有析出物的板条马氏体。在此例中可发现为得到强度和韧性的良好组合, 应避免形成显著数量的上贝氏体, 尤其是主要为上贝氏体的显微组织。另外, 应避免采用很高的 QST 温度, 因为铁素体和孪晶马氏体的混合组织不能提供强度和韧性的良好组合。当基本不含硼钢采用 QST 为约 380℃ (716°F) 的 IDQ 处理时, 显微组织主要是板条马氏体, 如图 7 所示。透射电镜明场显微照片显示其组织为具有高位错含量的细小、平行板条结构, 这种结构可以得到高的强度。从高强度和韧性观点考虑, 这种显微组织是理想的。然而, 值得注意的是: 其韧性并未高到主要为下贝氏体显微组织所得到的韧性, 后者的显微组织是本

发明的含硼钢在与之相当的 IDQ 淬火终了温度 (QST) 处理时获得的, 或准确地讲, 是在低至约 200°C (392°F) 的 QST 温度。当 QST 提高至约 428°C (802°F), 显微组织迅速地从主要是板条马氏体变为主要是下贝氏体。图 8, 钢 D (依照本文表 II) 经 QST 为 428°C (802°F) 的 IDQ 处理后的透射电镜显微照片, 显示了其下贝氏体、铁素体基体上的特征渗碳体析出。在本例的合金中, 下贝氏体显微组织的特征在于对加热有良好的稳定性, 即使在焊接件的细晶和亚临界和临界热影响区 (HAZ) 中仍可阻止软化, 这可解释为含 Mo、V 和 Nb 类型的非常细小的合金碳氮化物的存在所致。

当 QST 提高至约 460°C (860°F), 主要是下贝氏体的显微组织变为上贝氏体和下贝氏体的混合组织。正如所预期的, 高的 QST 引起强度的降低, 这种强度的降低伴随着由相当体积分数的上贝氏体引起的韧性下降。样品钢 D (依照本文表 II) 经 QST 为约 461°C (862°F) 的 IDQ 处理后的某区域见透射电镜明场像照片如图 9 所示, 从图中可看出上贝氏体板条, 其特征是在贝氏体铁素体板条的边界存在着渗碳体薄片。

在更高的 QST, 例如 534°C (993°F), 显微组织由包含铁素体和孪晶马氏体的析出混合物组成。样品钢 “D” (依照本文表 II) 经 QST 为约 534°C (993°F) 的 IDQ 处理后的某区域的透射电镜明场照片如图 10A 和 10B 所示。在这个试样中, 在产生脆性孪晶马氏体的同时, 产生了明显数量的含析出物的铁素体。上述结果的综合是强度有相当大的降低但并没有与此相应的韧性提高。

对于本发明的合适性能, 基本不含硼的钢可通过适宜 QST 温度的处理, 优选约 $200^{\circ}\text{C} \sim 450^{\circ}\text{C}$ ($392^{\circ}\text{F} \sim 842^{\circ}\text{F}$), 得到所需的组织和性能。低于约 150°C (302°F) 时, 板条马氏体强度太高以至于不能得到最佳韧性, 而高于约 450°C (842°F) 时, 钢首先产生太多的上贝氏体和数量逐渐增高的铁素体, 接着析出有害析出物, 最终得到孪晶马氏体, 使得这些样品的韧性变差。

这些基本不含硼钢显微组织特征的产生原因是这些钢的连续冷却

转变特性不太合乎需求。钢中不加硼时，铁素体的形核不象含硼钢中那样得到有效的抑制，结果是 QST 高时，在转变过程首先形成相当数量的铁素体，致使碳原子被分配到剩余的奥氏体中，这些剩余奥氏体随后转变成高碳孪晶马氏体。第二，钢中不加硼时，上贝氏体转变也同样得不到抑制，结果是得到不合需要的上贝氏体和下贝氏体混合组织，韧性不足。然而，对于钢厂不具备稳定地生产含硼钢专门技能的情况，只要在这些钢的生产中遵循以上所述的教导，特别是关于 QST 方面的教导，仍可有效地使用 IDQ 工艺生产具有优越强度和韧性的钢。

按照本发明处理板坯时，优选在轧制前进行合适的再加热，以对显微组织产生所需的效果。再加热起着在奥氏体中基本溶解 Mo、Nb 和 V 的碳化物和碳氮化物的作用，以使这些元素以后在钢的处理过程中以更希望的形式重新析出，即在淬火前、冷却中及焊接时，于奥氏体或奥氏体转变产物中弥散析出。在本发明中，再加热是在约 1000℃ (1832°F) ~ 1250℃ (2282°F)，优选约 1050℃ ~ 1150℃ (1922°F ~ 2102°F) 温度下进行。关于强碳化物形成元素，特别是 Nb 和 V，合金设计和热机械处理工艺应加以调整以得到下述均衡：

- 淬火前这些元素优选有三分之一左右在奥氏体中析出
- 在淬火后的冷却过程中这些元素优选有三分之一左右在奥氏体的转变产物中析出
- 这些元素优选有三分之一左右保留在固溶体中，以便于在 HAZ 中析出，来改善屈服强度超过 550MPa (80ksi) 钢 HAZ 中的正常软化。

生产样品钢所用的轧制规范如表 I 所示：

表I

道次	轧制后的厚度-毫米 (英 寸)	温度℃ (°F)
0	100 (3.9)	1240 (2264)
1	90 (3.5)	-----
2	80 (3.1)	-----
3	70 (2.8)	1080 (1976)
4	60 (2.4)	930 (1706)
5	45 (1.8)	-----
6	30 (1.2)	-----
7	20 (0.8)	827 (1521)

这些钢以 35℃/秒 (63°F/秒) 的冷却速度从终轧温度淬火至淬火終了温度, 然后空冷至室温。采用这样的 IDQ 工艺能得到所需的主要包含细晶下贝氏体、细晶板条马氏体或以上混合的显微组织。

再回到图 6, 可以看出基本不含硼 (图下方用虚线相连的数据点) 的钢 D (见表 II) 和含有预定的少量硼 (图上方两条平行线间的数据点) 的钢 H 及 I (见表 II) 可以经过设计和制造, 得到大于 900MPa (135ksi) 的拉伸强度和例如在 -40℃ (-40°F) 时超过 120 焦耳 (90 英尺-磅) 的韧性, 即 vE_{-40} 超过 120 焦耳 (90 英尺-磅)。对于每种情况, 最终的材料均具有主要是细晶下贝氏体和/或细晶板条马氏体的特征。正如数据点 “534” (表示这个试样所用的以摄氏值表示的淬火終了温度) 所显示的, 当工艺参数超出本发明方法的界限时, 所得到的显微组织 (含有析出物的铁素体+上贝氏体和/或孪晶马氏体或板条马氏体) 不是本发明的钢所需要的显微组织, 其拉伸强度或韧性, 或两者都不能满足管路用管的需要。

依据本发明设计的钢材实例见表 II, “A” ~ “D” 表示的钢为基本不含硼钢, “E” ~ “I” 表示的是加硼钢。

表II
试验钢的化学组成

钢的 编号	合金含量(重量%或+ppm)														
	C	Si	Mn	Ni	Cu	Cr	Mo	Nb	V	Ti	Al	B ⁺	N ⁺	P ⁺	S ⁺
A	0.050	0.07	1.79	0.35	---	0.6	0.30	0.030	0.030	0.012	0.021	---	21	50	10
B	0.049	0.07	1.79	0.35	---	0.6	0.30	0.031	0.059	0.012	0.019	---	19	50	8
C	0.071	0.07	1.79	0.35	---	0.6	0.30	0.030	0.059	0.012	0.019	---	19	50	8
D	0.072	0.25	1.97	0.33	0.4	0.6	0.46	0.032	0.052	0.015	0.018	---	40	50	16
E	0.049	0.07	1.62	0.35	---	---	0.20	0.030	0.060	0.015	0.020	8	27	50	6
F	0.049	0.07	1.80	0.35	---	---	0.20	0.030	0.060	0.015	0.020	8	25	50	8
G	0.069	0.07	1.81	0.35	---	---	0.20	0.032	0.062	0.018	0.020	8	31	50	7
H	0.072	0.07	1.91	0.35	---	0.29	0.30	0.031	0.059	0.015	0.019	10	25	50	9
I	0.070	0.09	1.95	0.35	---	0.30	0.30	0.030	0.059	0.014	0.020	9	16	50	10

依据本发明方法处理的钢适于管路用管使用，但并不局限于此，这些钢也适合于其它用途，例如用作结构钢。

尽管已经根据一个或多个优选的实施例描述了本发明，但是应该理解的是不脱离本发明的范围，可以进行其它修改，该范围在权利要求中给予限定。

术语表

Ac₁ 转变温度: 加热过程中奥氏体开始形成的温度;

Ar₁ 转变温度: 冷却过程中奥氏体转变成铁素体或铁素体+渗碳体的终止温度;

Ar₃ 转变温度: 冷却过程中奥氏体开始转变成铁素体的温度;

渗碳体: 铁的碳化物;

Ceq(碳当量): 一个表达可焊性的公知工业术语, 表示如下: $Ceq = (\text{重量}\%C + \text{重量}\%Mn/6 + (\text{重量}\%Cr + \text{重量}\%Mo + \text{重量}\%V)/5 + (\text{重量}\%Cu + \text{重量}\%Ni)/15)$;

ESSP: 一个与钢中硫化物夹杂的形态控制有关的指标, 表示如下:

$ESSP = (\text{重量}\%Ca) [1 - 124(\text{重量}\%O)] / 1.25(\text{重量}\%S)$;

Fe₂₃(C, B)₆: 一种铁的硼碳化物;

HAZ: 热影响区;

IDQ: 直接淬火中断法;

贫合金元素的化学成分: Ceq 小于约 0.50;

Mo₂C: 一种钼的碳化物;

Nb(C, N): 铌的碳氮化物;

Pcm: 一个描述可焊性的公知工业术语, 表示如下: $Pcm = (\text{重量}\%C + \text{重量}\%Si/30 + (\text{重量}\%Mn + \text{重量}\%Cu + \text{重量}\%Cr)/20 + \text{重量}\%Ni/60 + \text{重量}\%Mo/15 + \text{重量}\%V/10 + 5(\text{重量}\%B))$;

主要地: 用于描述本发明时, 指的是体积百分数至少约 50%;

淬火: 用于描述本发明时, 指的是不同于空冷, 而是采用任何方式的加速冷却, 该方式中液体介质因具有提高钢的冷却速率的能力而被选用;

淬火(冷却)速率: 钢板厚度方向上的中心或基本上中心处的冷速;

淬火终止温度(QST): 淬火结束后因来自板中心的热量传导使板的表面所达到的最高或基本上最高的温度;

REM: 稀土金属;

T_{nr} 温度: 奥氏体发生再结晶的最低温度;

V(C, N): 钒的碳氮化物;

vE₋₄₀: -40℃ (-40°F) 时夏氏 V 型缺口冲击试验测得的冲击功。

说明书附图

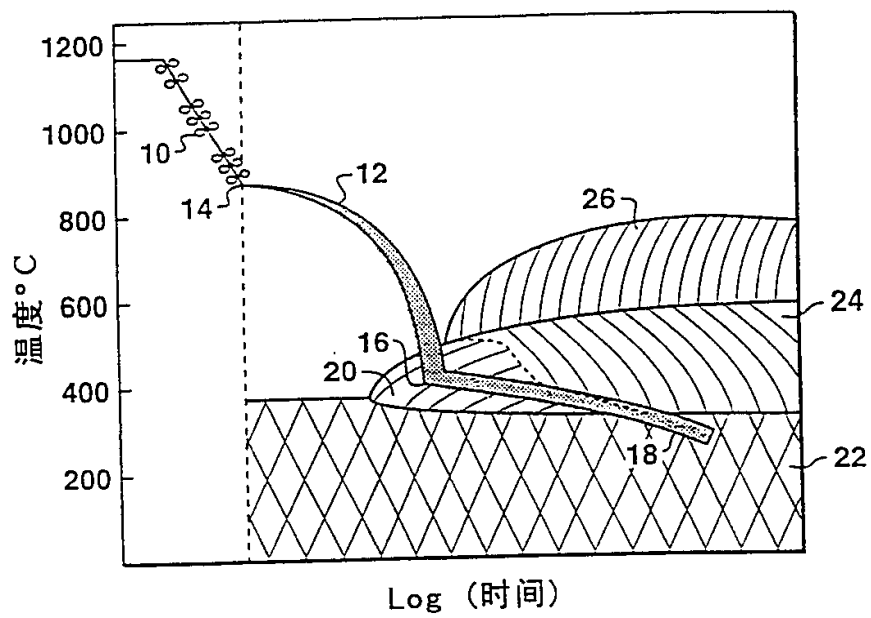


图 1



图 2A



图 2B



图 3



图 4A



图 4B

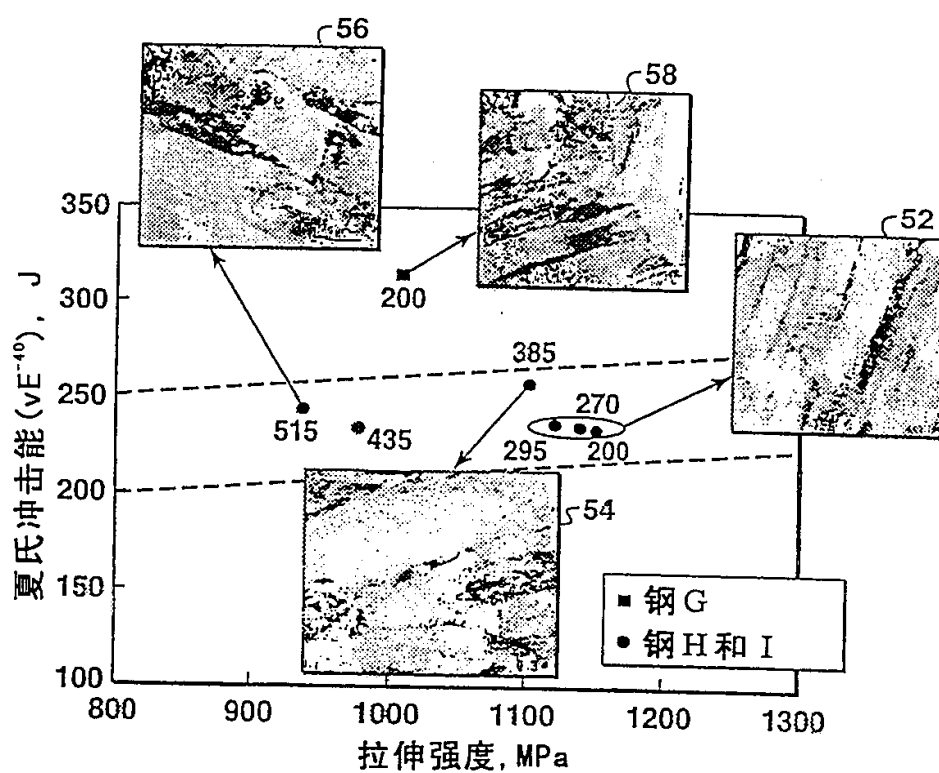


图 5

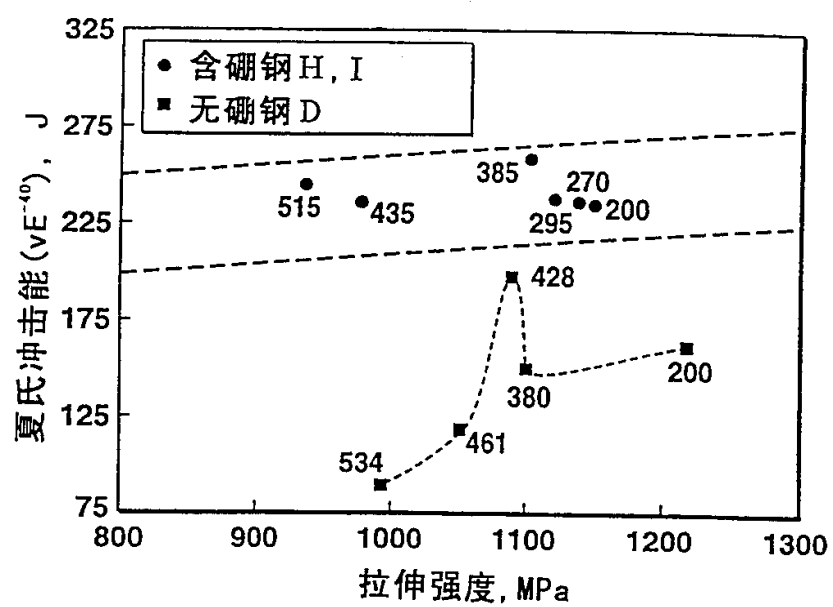


图 6



图 7



图 8



图 9



图 10A



图 10B