

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl⁷
C21D 8/00



[12] 发 明 专 利 说 明 书

C21D 8/02 C22C 38/08
C22C 38/12 C22C 38/14

[21] ZL 专利号 99814735.4

[45] 授权公告日 2003 年 10 月 29 日

[11] 授权公告号 CN 1125882C

[22] 申请日 1999. 12. 16 [21] 申请号 99814735.4
[30] 优先权
[32] 1998. 12. 19 [33] US [31] 09/215,772
[86] 国际申请 PCT/US99/29804 1999. 12. 16
[87] 国际公布 WO00/37689 英 2000. 6. 29
[85] 进入国家阶段日期 2001. 6. 19
[71] 专利权人 埃克森美孚上游研究公司
地址 美国德克萨斯
[72] 发明人 J·库 N-R·V·班伽鲁
R·艾尔 G·A·瓦格
审查员 葛松生

[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 6 页 说明书 28 页 附图 4 页

[54] 发明名称 具有优异低温韧性的超高强度三相
钢

[57] 摘要

超高强度、可焊接、低合金化的三相钢，在基体钢板以及焊接时的热影响区 (HAZ) 处具有优异的低温韧性，具有高于约 830MPa (120ksi) 的抗拉强度，并且具有包含铁素体相和主要为板条马氏体、下贝氏体以及残留奥氏体为第二相的显微组织，其制备过程为：加热含有铁以及特定重量百分比的添加剂的钢坯，所述添加剂为碳，锰，镍，氮，铜，铬，钼，硅，铌，钒，钛，铝，以及硼中的一些或全部；在奥氏体可发生再结晶的温度范围内，采用一个或多个道次，将所述钢坯轧制成板材；在低于奥氏体再结晶温度但高于 Ar₃ 转变点的温度范围，采用一个或多个道次对所述板材进一步轧制；在 Ar₃ 转变点和 Ar₁ 转变点之间，对所述板材进行终轧；将所述终轧板材淬火至一适当的淬火终止温度 (QST)；停止所述淬火。

1. 一种三相钢板的生产方法，这种钢板的显微组织包括：不超过约 40vol%的铁素体第一相，约 50vol%-约 90vol%的以细晶粒板条马氏体、细晶粒下贝氏体、细小粒状贝氏体（FGB）或它们的混合物为主的第二相，以及不超过约 10vol%残留奥氏体第三相，此生产方法包括如下步骤：

(a) 将钢坯加热至充分高的再加热温度，以便(i)使所述钢坯基本上均匀化，(ii)使所述钢坯中的基本所有铌及钒的碳化物和碳氮化物溶解，以及(iii)在所述钢坯中形成细小的初始奥氏体晶粒；

(b) 在奥氏体可发生再结晶的第一个温度范围，采用一个或多个热轧道次，将所述钢坯轧制成钢板；

(c) 在低于约 T_{nr} 温度但高于约 Ar_3 转变点的第二个温度范围，采用一个或多个热轧道次，进一步轧制所述钢板；

(d) 在约 Ar_3 转变点和约 Ar_1 转变点之间的第三个温度范围，采用一个或多个热轧道次，进一步轧制所述钢板；

(e) 以至少约 10℃/秒(18°F/秒)的冷却速度将所述钢板淬火至低于约 600℃(1110°F)的淬火停止温度；

(f) 终止所述淬火，实施所述各步骤以促使所述钢板的所述显微组织转变成包括不超过约 40vol%的铁素体第一相，约 50vol%-约 90vol%的以细晶粒板条马氏体、细晶粒下贝氏体、细小粒状贝氏体（FGB）或它们的混合物为主的第二相，以及不超过约 10vol%残留奥氏体第三相的显微组织。

2. 根据权利要求 1 的方法，其中的步骤(f)被替换如下：

(f) 终止所述淬火，实施所述各步骤以促使所述钢板的所述显微组织转变成包括不超过约 40vol%的形变铁素体第一相，约 50vol%-约 90vol%的以细晶粒板条马氏体、细晶粒下贝氏体、细小粒状贝氏体（FGB）或它们的混合物为主的第二相，以及不超过约 10vol%残留奥氏体第三相的显微组织。

3. 根据权利要求1的方法, 其中的步骤(f)被替换如下:

(f) 终止所述淬火, 实施所述各步骤以促使所述钢板的所述显微组织转变成包括不超过约 40vol%的铁素体第一相, 约 50vol%-约 90vol%的以细小粒状贝氏体(FGB)为主的第二相, 以及不超过约 10vol%残留奥氏体第三相的显微组织。

4. 根据权利要求1的方法, 其中的步骤(f)被替换如下:

(f) 终止所述淬火, 实施所述各步骤以促使所述钢板的所述显微组织转变成包括不超过约 40vol%的铁素体第一相, 约 50vol%-约 90vol%的以细晶粒板条马氏体、细晶粒下贝氏体、或它们的混合物为主的第二相, 以及不超过约 10vol%残留奥氏体第三相的显微组织。

5. 根据权利要求1的方法, 其中的步骤(f)被替换如下:

(f) 终止所述淬火, 实施所述各步骤以促使所述钢板的所述显微组织转变成包括不超过约 40vol%的形变铁素体第一相, 约 50vol%-约 90vol%的以细粒状贝氏体(FGB)为主的第二相, 以及不超过约 10vol%残留奥氏体第三相的显微组织。

6. 根据权利要求1的方法, 其中的步骤(f)被替换如下:

(f) 终止所述淬火, 实施所述各步骤以促使所述钢板的所述显微组织转变成包括不超过约 40vol%的形变铁素体第一相, 约 50vol%-约 90vol%的以细晶粒板条马氏体、细晶粒下贝氏体或它们的混合物为主的第二相, 以及不超过约 10vol%残留奥氏体第三相的显微组织。

7. 根据权利要求1的方法, 其中的步骤(a)的所述的再加热温度在约 955°C 和约 1100°C (1750°F 和 2012°F) 温度之间。

8. 根据权利要求1的方法, 其中的步骤(a)的所述的细小初始奥氏体晶粒尺寸小于约 120 μm 。

9. 根据权利要求1的方法, 其中步骤(b)中所述的钢坯在厚度方向上进行的轧制压下量为约 30%到约 70%。

10. 根据权利要求 1 的方法, 其中步骤 (c) 中所述的钢坯在厚度方向上进行的轧制压下量为约 40%到约 80%。

11. 根据权利要求 1 的方法, 其中步骤 (d) 中所述的钢坯在厚度方向上进行的轧制压下量为约 15%到约 50%。

12. 根据权利要求 1 的方法, 在步骤 (f) 停止所述淬火之后, 还包含允许所述钢板空冷至环境温度的步骤。

13. 根据权利要求 1 的方法, 其中, 步骤 (a) 中的所述钢坯包含铁以及下述的合金元素, 以重量百分比计:

约 0.03~约 0.12%C,

至少约 1%~小于约 9%的 Ni,

约 0.02~0.1%Nb,

约 0.008~0.03%Ti,

约 0.001~0.05%Al, 以及

约 0.002~0.005%N。

14. 根据权利要求 13 的方法, 其中, 所述钢坯含有低于约 6wt%Ni。

15. 根据权利要求 13 的方法, 其中, 所述钢坯含有低于约 3wt%的 Ni 以及, 另外, 含有约 0.5~2.5wt%的 Mn。

16. 根据权利要求 13 的方法, 其中, 所述钢坯进一步含有至少一种选自 (i) 最高约 1.0wt%的 Cr, (ii) 最高约 0.8wt%Mo, (iii) 最高约 0.5wt% 的 Si, (iv) 约 0.02-0.10wt%的 V, (v) 约 0.1-1.0wt%的 Cu, (vi) 最高约 2.5wt%的 Mn, 以及 (vii) 约 0.0004~0.0020wt%B 的添加剂。

17. 根据权利要求 13 的方法, 其中, 所述钢坯进一步含有约 0.0004 ~ 约 0.0020wt%B.

18. 根据权利要求 1 的方法, 其中, 在进行步骤(f)之后, 所述钢板在其母材板及其 HAZ 处的 DBTT 均低于约 -62°C (-80°F), 而且, 所述钢板的抗拉强度高于约 830MPa(120Ksi).

19. 一种三相钢板, 具有包括不超过约 40vol%的铁素体第一相, 约 50vol%-约 90vol%的以细晶粒板条马氏体、细晶粒下贝氏体、细小粒状贝氏体(FGB)或它们的混合物为主的第二相, 以及不超过约 10vol%残留奥氏体第三相的显微组织, 具有高于约 830MPa(120Ksi)的抗拉强度, 并在所述钢板及其 HAZ 处具有低于约 -62°C (-80°F)的 DBTT, 而且, 其中所述钢板由再加热的钢坯制造成, 所述钢坯含有铁以及下述的合金元素, 以重量百分比计:

约 0.03 ~ 0.12%C,

至少约 1% ~ 小于约 9%的 Ni,

约 0.02 ~ 0.1%Nb,

约 0.008 ~ 0.03%Ti,

约 0.001 ~ 0.05%Al, 以及

约 0.002 ~ 0.005%N.

20. 根据权利要求 19 的钢板, 其中, 所述钢坯含有低于约 6wt%的 Ni.

21. 根据权利要求 19 的钢板, 其中, 所述钢坯含有低于约 3wt%的 Ni 并且另外含有约 0.5 ~ 2.5wt%Mn.

22. 根据权利要求 19 的钢板, 其进一步含有至少一种选自于(i) 最高约 1.0wt%的 Cr, (ii)最高约 0.8wt%Mo, (iii)最高约 0.5wt% 的 Si, (iv)

约 0.02-0.10wt%的 V, (v) 约 0.1-1.0wt%的 Cu, (vi) 最高约 2.5wt%的 Mn, 以及 (vii) 约 0.0004~0.0020wt%B 的添加元素。

23. 根据权利要求 19 的钢板, 其进一步含有约 0.0004 ~ 0.0020wt%B。

24. 根据权利要求 19 的钢板, 其中, 通过热机械控制轧制加工, 获得众多的、在所述铁素体第一相和主要为细晶粒板条马氏体、细晶粒下贝氏体、细小粒状贝氏体 (FGB) 或其混合物的所述第二相之间的大角度界面, 使所述显微组织优化, 以便使裂纹路径基本上最大程度曲折。

25. 提高三相钢板的裂纹扩展抗力的方法, 该方法包括: 对所述钢板进行加工, 以产生包含不超过最多约 40vol%铁素体第一相、约 50vol%-90vol%的以细晶粒板条马氏体、细晶粒下贝氏体、细小粒状贝氏体 (FGB) 或它们的混合物为主的第二相, 以及不超过约 10vol%残留奥氏体第三相的显微组织, 通过热机械控制轧制加工, 获得众多的、在所述铁素体第一相和主要为细晶粒板条马氏体、细晶粒下贝氏体、细小粒状贝氏体 (FGB) 或其混合物的所述第二相之间的大角度界面, 使所述显微组织优化, 以便使裂纹路径基本上最大程度曲折。

26. 根据权利要求 25 的方法, 其中, 通过添加至少约 1.0wt%Ni 到少于约 9%的 Ni 以及通过将 BCC 稳定元素的添加量基本降至最低, 可进一步提高所述钢板的所述裂纹扩展抗力, 以及提高所述钢板焊接时的 HAZ 处的裂纹扩展抗力。

27. 在超高强度、三相钢板的加工过程中, 控制奥氏体晶粒的长度方向和厚度方向上的尺寸的平均比率的方法, 以便加强所述三相钢板横向上的韧性和 DBTT, 所述方法包括以下步骤:

(a) 将钢坯加热至充分高的再加热温度, 以便 (i) 使所述钢坯基本上均匀化, (ii) 使所述钢坯中的基本所有铌及钒的碳化物和碳氮化物溶解,

以及(iii)在所述钢坯中形成细小的初始奥氏体晶粒;

(b) 在奥氏体可发生再结晶的第一个温度范围, 采用一个或多个热轧道次, 将所述钢坯轧制成钢板;

(c) 在低于约 T_{nr} 温度但高于约 Ar_3 转变点的第二个温度范围, 采用一个或多个热轧道次, 进一步轧制所述钢板;

(d) 在约 Ar_3 转变点和约 Ar_1 转变点之间的第三个温度范围, 采用一个或多个热轧道次, 进一步轧制所述钢板, 从而使所述钢板中奥氏体晶粒长度与厚度的平均比值小于约 100;

(e) 以至少约 $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ ($18^{\circ}\text{F}/\text{秒}$) 的冷却速度将所述钢板淬火至低于约 600°C (1110°F) 的淬火停止温度;

(f) 终止所述淬火, 以使所述钢板形成包括不超过约 40vol%的铁素体第一相, 和约 50vol%-90vol%的以细晶粒板条马氏体、细晶粒下贝氏体 (FGB) 或它们的混合物为主的第二相和不超过约 10vol%的残留奥氏体第三相的显微组织。

具有优异低温韧性的超高强度三相钢

发明领域

本发明涉及在母材板以及焊接时的热影响区(HAZ)处均具有优异低温韧性的超高强度、可焊接、低合金三相钢板。而且,本发明涉及该钢板的生产方法。

发明背景

在下面的说明中定义了许多术语。为了方便起见,恰在权利要求书的前面给出了一个术语表。

经常地,需要在低温,即低于约 -40°C (-40°F)的温度下贮存和运输加压的挥发性流体。例如,需要在约 1035kPa (150psia)至约 7590kPa (1100psia)的压力范围内以及约 -123°C (-190°F)至约 -62°C (-80°F)的温度下,贮存和运输加压的液化天然气(PLNG)的容器。也需要在低温下安全且经济地贮存和运输其它具有高蒸汽压的挥发性流体,如甲烷、乙烷以及丙烷的容器。由于此类容器由焊接钢建造而成,因此,所述钢在工作条件下,在其母材钢及 HAZ 处均须具有足够的强度来承受流体的压力,以及足够的韧性来防止断裂,即失效事件的发生。

韧脆转变温度(DBTT)将结构钢划分为两种断裂方式。在低于 DBTT 的温度下,钢的失效倾向于以低能量解理(脆性)断裂方式出现,而在高于 DBTT 的温度时,钢的失效倾向于以高能量的延性断裂方式发生。建造用于上述低温应用场合以及其它承载、低温服役场合的贮存及运输容器所用的焊接钢的 DBTT 必须远低于母材钢及其 HAZ 处在服役条件下的温度,以避免发生由低能量的解理断裂所导致的失效。

通常用于低温结构场合的含镍钢,如镍含量大于约 3wt%的钢具有低的 DBTT,但其抗拉强度也较低。典型地,市售的含镍量为 3.5wt%, 5.5wt%和 9wt%的钢的 DBTT 分别约为 -100°C (-150°F), -155°C (-250°F)和 -175°C (-280°F), 抗拉强度最高分别为约 485MPa (70Ksi), 620MPa (90Ksi)和

830MPa(120Ksi)。为了实现所述强度与韧性的组合，这些钢一般需进行价格昂贵的处理，如双退火处理。在低温应用场合，工业上目前在使用这些商品化的含镍钢，原因在于它们的低温韧性好，但必须针对它们相对低的抗拉强度进行设计。所述设计一般为满足承载、低温场合的要求，要求钢的厚度过大。因此，由于这些钢的成本高以及所要求的厚度过高，所以这些含镍钢在承载、低温场合的使用一般很昂贵。

另一方面，几种市售的现有技术水平的低碳以及中碳高强度的、低合金(HSLA)钢，例如，AISI4320 或 4330 钢，均存在提供较佳抗拉强度(例如高于约 830MPa(120Ksi))以及低成本生产的潜力，但所述钢一般 DBTT 较高，并且，特别是在焊接热影响区(HAZ)处的 DBTT。一般地，所述钢的焊接性和低温韧性随抗拉强度的增加而下降。正是出于这一原因，一般才未考虑在低温场合使用当前市售的、现有技术水平的 HSLA 钢。这些钢中 HAZ 处的 DBTT 高的原因一般在于在粗晶粒且经亚稳再加热的 HAZ 处，即被加热至约 A_{c1} 相变点与约 A_{c3} 相变点之间温度的 HAZ 处(见术语表中 A_{c1} 及 A_{c3} 相变点的定义)形成了由焊接热循环所致的不良显微组织。DBTT 随 HAZ 处的晶粒尺寸与脆性显微组织的组元，如马氏体—奥氏体(MA)岛的增加而明显升高。例如，现有技术水平 HSLA 钢，用于油及气体输送的 X100 管线钢的 HAZ 处的 DBTT 高于约 -50°C (-60°F)。能量贮存及运输部门中存在强烈需求，就是开发将上述商品化的含镍钢的低温韧性性能与 HSLA 钢的高强度及低成本的特点相结合，同时也具有优异的焊接性和所要求的厚截面能力，即，特别是在其厚度等于或大于约 25mm(1 英寸)时能基本提供所要求的显微组织与性能(如强度和韧性)的能力的新钢种。

在非低温应用场合，大部分市售的，现有技术水平的低碳与中碳 HSLA 钢由于强度高时其韧性较低，因此，它们或者在只相当于其强度水平的几分之一的设计使用，或者，被处理成较低强度，以获得满意的韧性。在工程应用场合，所述这些方法造成截面厚度的增加，因此，使构件的重量增加，而且最终导致其成本比 HSLA 钢的高强度潜力得以充分利用时的成本高。在某些关键场合，例如高性能齿轮，使用含镍超过 3wt%的钢(如 AISI48XX, SAE93XX 等)以保证充分的韧性。这种方法虽获得了 HSLA 钢

的较佳强度，但却使成本明显增加。使用标准的商品化的 HSLA 钢时遇到的另一个问题是 HAZ 处的氢致开裂，特别是采用低热输入焊接时，这一问题尤为突出。

在低合金钢具有高强度和超高强度的条件下，采用低成本的方法提高其韧性，这既有显著的经济意义，又存在确定的工程需求。特别是，需要一种在商业化的低温场合使用的具有超高强度，如大于约 830MPa(120Ksi)的抗拉强度，以及在横向测试时的母材板中（见术语表中横向的定义）与 HAZ 处的低温韧性均优异，如 DBTT 低于约 -62°C (-80°F)的价格合理的钢材。

因此，本发明的主要目的是在如下三个关键方面改善现有水平的 HSLA 钢的技术，以使其适合在低温使用：(i)使母材钢在横向与焊接 HAZ 处的 DBTT 降低至小于约 -62°C (-80°F)，(ii)获得超过 830MPa(120Ksi)的抗拉强度，以及(iii)提供较佳的焊接性。本发明的其它目的是获得具有厚截面能力，尤其是在厚度等于或大于约 25mm（1 英寸）时的上述 HSLA 钢，以及采用目前商业化的可行的处理技术进行上述工作，以使所述钢在商业化的低温场合的使用从经济上可行。

发明概述

根据本发明的上述目的，提供一种处理方法，其中，具有所要求的化学组成的低合金钢坯被再加热至适当温度，然后，热轧成钢板，并且在热轧終了时，采用适当流体如水进行淬火，快冷至适当的淬火中止温度(QST)，以便获得细晶粒和三相显微复合组织。这种三相复合显微组织优选由最多可达约 40vol% 的较软的铁素体相，约 50vol% 到 90vol% 的主要为细晶粒板条马氏体、细晶粒下贝氏体、细小粒状贝氏体(FGB)，或其混合物等强度较高的第二相，以及最多可达约 10vol% 的韧性增强的残余奥氏体第三相组成。在本发明的一个实施方案中，软的铁素体相主要由形变铁素体组成（如此处和在术语表中的定义）。

另外，根据本发明的上述目的，根据本发明处理的钢特别适合于许多低温应用场合，原因在于，所述钢，不会因此限定于这个发明，优选是指厚度等于或大于约 25mm(1 英寸)的钢板，具有下述特性：(i)在母材钢的横

向方向上及焊接 HAZ 处, 其 DBTT 低于约 -62°C (-80°F), 优选低于约 -73°C (-100°F), 再优选低于约 -100°C (-150°F), 更优选低于约 -123°C (-190°F), (ii) 抗拉强度大于约 830MPa (120Ksi), 优选大于约 860MPa (125Ksi), 再优选大于约 900MPa (130Ksi), 更优选大于约 1000MPa (145Ksi), (iii) 优越的焊接性, (iv) 优于标准的商品化的 HSLA 钢的改进韧性。

附图描述

参照附图以及下面的详细描述, 将会更好地了解本发明的优点, 其中, 所述附图中:

图 1 是本发明钢三相显微复合组织中裂纹扩展曲折路径的示意图。

图 2A 是根据本发明, 在再加热之后钢坯中奥氏体晶粒尺寸的示意图。

图 2B 是根据本发明, 奥氏体在可发生再结晶的温度范围热轧之后, 但在不能发生再结晶的温度范围热轧之前, 钢坯中的原奥氏体晶粒尺寸 (见术语表) 的示意图。

图 2C 是根据本发明, 经过完成 TMCP 处理的钢板中伸长的、扁平的在整个厚度方向上具有非常细小的等效晶粒尺寸的奥氏体晶粒结构的示意图。

图 3 是根据本发明的钢中三相显微复合组织的透射电子显微镜照片例子。

图 4 是根据本发明的钢中 FGB 显微组织的透射电子显微镜照片例子。

虽然结合其优选的实施方案对本发明进行了介绍, 但应该了解的是本发明并非仅限于此。相反, 本发明将涵盖所有的包括在本发明的精神和范围内的各种替代方案, 修正方案以及等效方案, 如附后的权利要求书所限定的那样。

发明详述

本发明涉及通过生产细晶粒、三相显微复合组织结构来开发出满足上述要求的新型 HSLA 钢。这种三相显微复合组织包括最多可达约 40vol% 的铁素体相, 约 50vol% 到 90vol%、主要由细晶粒板条马氏体、细晶粒下贝氏体、细小粒状贝氏体 (FGB), 或其混合物等构成的第二相, 以及最多可

达约 10vol% 的残余奥氏体 (RA) 第三相。此 RA 包含细晶粒板条马氏体/细晶粒下贝氏体界面处的 RA 薄层和在 FGB (如这里的定义) 内形成的 RA。在本发明的某些实施方案中, 铁素体相主要包括形变铁素体和平衡的多边铁素体 (PF)。在本发明的某些实施方案中, 第二相主要包括 FGB。在本发明的某些实施方案中, 第二相主要包括细晶粒板条马氏体、细晶粒下贝氏体、或其混合物组成。组成此于组织中的其它组元可以包括针状铁素体 (AF), 上贝氏体 (UB), 退化的上贝氏体 (DUB) 等, 如本领域熟悉技术人员公知的。

本发明的基础在于通过钢的化学组成与处理方法的全新组合, 来产生本征韧化及显微组织韧化, 从而降低 DBTT 以及在高抗拉强度的条件下提高韧性。本征韧化通过钢中的重要合金元素的合理平衡获得, 这在本说明书中有详细介绍。显微组织韧化则通过获得非常细小的等效晶粒尺寸以及产生非常细小的弥散强韧相同时减小较软形变铁素体相的等效晶粒尺寸 (“平均滑移距离”) 来实现。弥散的强韧相使裂纹扩展的曲折度最大限度的增加, 从而增加了本显微复合钢的裂纹扩展阻力。

本发明中细小的等效晶粒尺寸可通过两种方法来实现。第一, 利用下文所述的 TMCP 来形成细小的奥氏体扁平结构或厚度。第二, 通过形成细晶粒的板条马氏体和/或束团状形成的细晶粒下贝氏体, 和/或者下面所述的 FGB 的形成来进一步细化奥氏体扁平结构。这种综合的方法可供生成非常细小的等效晶粒尺寸, 特别是在沿厚度方向上。在用来描述本发明的词语中, “等效晶粒尺寸” 分别是指依照本发明完成了 TMCP 轧制后的平均奥氏体扁平结构的厚度, 以及在完成了奥氏体扁平结构向束团状细晶粒板条马氏体及/或细晶粒下贝氏体或 FGB 的转变之后, 平均束团的宽度或平均晶粒尺寸大小。

根据前面所述, 这里给出一种制备超高强度、三相钢板的方法, 这种钢板具有一种显微复合组织, 包括最多可达约 40vol%、优选主要为形变铁素体的铁素体第一相, 约 50vol% 到 90vol%、主要为细晶粒板条马氏体、细晶粒下贝氏体、FGB, 或其混合物的第二相, 以及最多可达约 10vol% 的残余奥氏体第三相。这种方法包含以下步骤: (a) 将钢坯加热到足够

高的再加热温度,使(i)钢坯充分均匀化,(ii)溶解钢坯中基本上所有的铌和钒的碳化物及碳氮化合物,(iii)在钢坯中形成细小的初始奥氏体晶粒;(b)在奥氏体可再结晶的第一个温度区间,用一次或多次热轧道次把钢坯轧制成钢板;(c)在约 A_{r3} 相变温度以上、约 T_{nr} 温度以下的第二个温度区间用一次或多次热轧道次进一步轧制钢板;(d)在约 A_{r3} 相变温度以下、约 A_{r1} 相变温度以上的第三个温度区间(即亚临界温度区间)用一次或多次热轧道次进一步轧制上述的钢板;(e)以至少约 $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ ($18^{\circ}\text{F}/\text{秒}$)的冷却速率淬火上述钢板到优选低于约 600°C (1110°F)的淬火停止温度(QST);(f)停止上述淬火。在本发明的另一个实施方案中,QST 优选在约 M_s 相变温度加 100°C (180°F)的温度以下,更优选的在约 350°C (662°F)的温度以下。然而,在本发明的另一个实施方案中,QST 优选在环境温度。在本发明的一个实施方案中,允许钢板在步骤(f)之后空冷到环境温度。在用来描述本发明的术语中,淬火指的是,相对与把钢空冷至环境温度而言,利用挑选的能够增加钢的冷却速率的流体介质,采用任何方法来进行的加速冷却。本发明的方法促进了钢板的显微组织转变为包括最多可达约 40vol%的铁素体第一相,约 50vol%到 90vol%、主要为细晶粒板条马氏体、细晶粒下贝氏体、FGB,或其混合物的第二相,以及最多可达约 10vol%的残余奥氏体第三相的显微复合组织。显微组织中的其它组元/相可能包括针状铁素体(AF),上贝氏体(UB),退化的上贝氏体(DUB)等。在本发明的某些实施方案中,在淬火停止后钢板被空冷至环境温度。(T_{nr} 温度、 A_{r3} 和 A_{r1} 相变温度的定义见术语表。)

为了确保环境温度及低温韧性,本发明钢中的第二相的显微组织主要包括细晶粒下贝氏体、细晶粒板条马氏体、FGB 或其混合物。优选将第二相中的脆性组成物,如上贝氏体、孪晶马氏体和马氏体-奥氏体(MA)的形成基本降至最小程度。在描述本发明时,以及在权利要求书中,所用的“为主(主要)”意思是至少约 50%体积分数。第二相显微组织中的余下部分可以包含 AF、UB、DUB 以及相似的组元。在本发明的一个实施方案中,第二相的显微组织包括至少约 60%体积分数到约 80%体积分数,甚至优选至少约 90%体积分数的细晶粒下贝氏体、细晶粒板条马氏体,或其混合

物。这种实施方案特别适合强度大于约 930MPa (135ksi) 的情况。在另一个实施方案中, 第二相的显微组织主要包括 FGB。在这种情况下, 第二相的余下部分可能包括细晶粒下贝氏体、细晶粒板条马氏体、AF、UB、DUB 以及相似的组元。这种实施方案特别适合低强度钢, 即低于约 930MPa (135ksi) 但高于约 830MPa (120ksi)。

本发明的一个实施方案包括一种制备双相钢板的方法, 这种钢板的显微组织包括大约 10vol% 到约 40vol%、基本上(“实质上”) 100vol% 铁素体的第一相, 和大约 60vol% 到约 90vol%、主要为细晶粒板条马氏体、细晶粒下贝氏体、或其混合物的第二相, 上述方法包括下列步骤: (a) 将钢坯加热到足够高的再加热温度, 使 (i) 上述钢坯基本均匀化, (ii) 在上述钢坯中溶解基本上所有的铌和钒的碳化物及碳氮化合物, (iii) 在上述钢坯中形成细小的初始奥氏体晶粒; (b) 在奥氏体可再结晶的第一个温度区间, 用一次或多次热轧道次把所述钢坯轧制成钢板; (c) 在约 Ar_3 相变温度以上、约 T_{nr} 温度以下的第二个温度区间用一次或多次热轧道次进一步轧制上述钢板; (d) 在约 Ar_3 相变温度和约 Ar_1 相变温度之间的第三个温度区间用一次或多次热轧道次进一步轧制上述的钢板; (e) 以大约 $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 到约 $40^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ ($18^{\circ}\text{F}/\text{秒}$ – $72^{\circ}\text{F}/\text{秒}$) 的冷却速率淬火上述钢板, 到低于大约 M_s 相变温度加 200°C (360°F) 的淬火停止温度; (f) 停止上述淬火。上述实施的步骤促成了上述钢板所述显微组织转变为约 10vol% 到 40vol% 的铁素体第一相, 和约 60vol% 到 90vol%、主要为细晶粒板条马氏体、细晶粒下贝氏体、或其混合物的第二相的显微组织。在这里以及在权利要求书中, “三相” 意味着至少有三种相, “双相” 意味着至少有二种相。“三相” 和 “双相” 这二个术语均无意限制本发明。

根据本发明处理的钢坯采用通常的方式生产, 而且, 在一个实施方案中, 所述钢坯含有铁及下述合金元素, 其重量范围优选如下面的表 I 所示:

合金元素	表 I 范围 (wt%)
碳 (C)	0.03—0.12, 更优选 0.03—0.07

锰(Mn)	最大到约 2.5, 更优选 1.0—2.0
镍(Ni)	1.0—3.0, 更优选 1.5—3.0
铌(Nb)	0.02—0.1, 更优选 0.02—0.05
钛(Ti)	0.008—0.03, 更优选 0.01—0.02
铝(Al)	0.001—0.05, 更优选 0.005—0.03
氮(N)	0.002—0.005, 更优选 0.002—0.003

铬(Cr)有时添加在钢中, 添加量优选最高约 1.0wt%, 并且更优选为约 0.2—0.6wt%.

钼(Mo)有时添加在钢中, 添加量优选最高约 0.8wt%, 并且更优选为约 0.1—0.3wt%.

硅(Si)有时添加在所述钢中, 添加量优选最高约 0.5wt%, 更优选为约 0.01—0.5wt%, 并且甚至更优选为约 0.05—0.1wt%.

铜(Cu)有时添加在所述钢中, 添加量优选范围从约 0.1wt%到 1.0wt%, 更优选范围从约 0.2wt%到 0.4wt%.

硼(B)有时添加在所述钢中, 添加量优选最高约 0.0020wt%, 更优选范围从约 0.0006wt%到 0.0015wt%.

所述钢优选含有至少约 1wt%的镍。如需要提高焊接后的性能, 所述钢中的镍含量可增至约 3wt%以上。镍含量每增加 1wt%, 可望使钢的 DBTT 降低约 10℃ (18°F)。镍含量优选低于 9wt%, 更优选低于约 6wt%。镍含量优选降至最低, 以最大限度减小钢的成本。如果镍含量增至约 3wt%以上, 锰含量可降至约 0.5wt%以下, 甚至为 0.0wt%.

此外, 钢中的残留物质优选基本降至最少。磷(P)含量优选低于约 0.01wt%、硫(S)含量优选低于约 0.004wt%、氧(O)含量优选低于约 0.002wt%.

钢坯的加工

(1) DBTT 的降低

获得低的 DBTT, 如在母材钢板的横向和焊接的 HAZ 处的 DBTT 低于约 -62℃ (-80°F) 是发展用于低温场合的新型 HSLA 钢的关键所在。这一技术问题在于在保持/增加目前 HSLA 技术中的强度的同时, 降低 DBTT, 特别是

HAZ 处的 DBTT 值。本发明采用合金化与加工处理相结合的办法，改变本征因素及显微组织因素对断裂抗力的贡献，以便生产出在母材板及 HAZ 处均具有优异的低温性能的低合金钢，正如下文所介绍的那样。

在本发明中，利用显微组织细化来降低母材钢的 DBTT。所述显微组织细化的一个关键因素包括细化原奥氏体晶粒尺寸，通过热-机械控制轧制方法（TMCP）改变晶粒的形态，以及在所述细小晶粒范围内形成三相分布的结构，所有目的均在于增加钢板中单位体积的大角晶界的界面面积。正如本专业的技术人员所熟悉的那样，此处所使用的“晶粒”指的是多晶体材料中的单个晶体，此处所使用的“晶界”指的是金属中与由一个晶体取向向另一个晶体取向转变，从而将一个晶粒同另一个晶粒分开的相对应的金属中的细窄区。此处所使用的“大角度晶界”是将两个相邻的晶体取向相差超过约 8° 的晶粒分隔开的晶界。另外，此处所使用的“大角度交界或界面”是一种起大角度晶界的等效作用的边界或界面，即，趋于使扩展裂纹或裂缝改变方向，以及由此使断裂路径曲折的边界或界面。

TMCP 对单位体积中大角度交界的总界面面积 S_v 的贡献，由下述方程确定：

$$S_v = \frac{1}{d} \left(1 + R + \frac{1}{R} \right) + 0.63(r - 30)$$

式中：

d 是进行在奥氏体不能再结晶的温度区间内的轧制前，热轧钢板中的平均奥氏体晶粒尺寸（原奥氏体晶粒尺寸）；

R 是压下量（钢坯的初始厚度/钢板的最终厚度）；以及

r 是在奥氏体不能发生再结晶的温度区间内进行热轧所产生的所述钢厚度方向上的轧制压下量百分数。

本专业公知的是，当钢的 S_v 增加时，其 DBTT 降低，原因在于在大角度交界处，裂纹发生偏转，以及附带的使断裂路径变得弯曲。在商业化的 TMCP 实践中， R 值对于给定板厚是固定不变的，而且， r 值的上限典型为 75。给出的 R 和 r 值固定不变时， S_v 基本上只能通过减小 d 值来增大，这点由上述方程明显可知。为减小根据本发明的钢的 d 值，将 Ti-Nb 微合金

化与优化的 TMCP 处理方法相结合。当热轧/变形期间的总轧制量相同时, 初始平均奥氏体晶粒尺寸较细小的钢将会获得最终平均奥氏体晶粒尺寸更细小的钢。因此, 本发明中, 采用优化的 Ti-Nb 的添加量以获得低的再加热实践, 并同时在 TMCP 过程中对奥氏体晶粒长大产生所要求的抑制作用。参见图 2A, 采用相对较低的再加热温度, 优选在约 955℃ 和约 1100℃ (1750—2012°F) 之间, 以使在热变形前再加热的钢坯 20' 中的初始平均奥氏体晶粒尺寸 D' 小于约 120 μm 。根据本发明的处理方法避免了在传统的 TMCP 中因再加热温度较高, 即高于约 1100℃ (2012°F) 所引起的奥氏体晶粒的过分长大。为促进动态再结晶诱发的晶粒细化, 在奥氏体可发生再结晶的温度范围热轧期间使用超过约 10% 的大的每道次轧制压下量。现在参照图 2B, 根据本发明的处理方法使在奥氏体可发生再结晶的温度区间热轧(变形)后, 但在进行奥氏体不能发生再结晶的温度下的热轧之前的钢坯 20'' 中的平均原奥氏体晶粒尺寸 D'' (即, d) 小于约 50 μm , 优选小于约 30 μm , 再优选小于约 20 μm , 并且甚至更优选小于约 10 μm 。另外, 为了在整个厚度方向上减小等效晶粒尺寸, 在低于约 T_{nr} 温度但高于约 Ar_3 相变点的温度区间实施大轧制量, 累计轧制量优选超过约 70% 的轧制。现在参照图 2C, 根据本发明的 TMCP 法导致在终轧后的钢板 20''' 中形成拉长的、扁平状的奥氏体晶粒结构, 且奥氏体晶粒在整个厚度方向具有非常细小的等效晶粒尺寸 D''' , 例如, 其等效晶粒尺寸 D''' 小于约 10 μm , 优选小于约 8 μm , 再优选小于约 5 μm , 更优选小于约 3 μm , 并且甚至再更优选小到约 2 μm 到 3 μm 之间, 从而增加了大角度界面的交界面积, 如在钢板 20''' 中的 21 每单位体积, 正如本专业的技术人员所了解的那样。

一般而言, 为了减小机械行为的各向异性, 增强截面方向上的韧性和 DBTT, 减小扁平形晶粒的纵横比, 即扁平形晶粒的长度与厚度的平均比率, 甚至细化其厚度, 是一个有用的方法。在本发明中, 通过控制这里所述的 TMCP 工艺参数, 此扁平形晶粒的纵横比能被保持在优选的小于约 100, 更优选的小于约 75, 还更优选的小于约 50, 甚至更优选的小于约 25。

在亚临界温度范围完成轧制还导致在形变铁素体中引入在亚临界温度

范围停留时从奥氏体分解中所形成的“扁平薄饼”结构，这种结构进而将会使整个厚度方向的等效晶粒尺寸降低。在描述本发明时，形变铁素体指的是在亚临界温度范围停留时从奥氏体分解中形成，并且，经过了其形成后的热轧变形而形成的铁素体。因此，形变铁素体还具有包括高的位错密度（如约 10^8 位错/ cm^2 或更多）在内的高程度的变形亚结构，使得其强度升高。设计本发明的钢，就是利用细化形变铁素体来同时提高其强度和韧性。

更具体一些而言，根据本发明的钢的制备过程为：形成具有此处所述的所要求组成的钢坯；加热所述钢坯至约 $955-1100^\circ\text{C}$ ($1750-2012^\circ\text{F}$) 的温度，优选为从 $955-1065^\circ\text{C}$ ($1750-1950^\circ\text{F}$)；在奥氏体可发生再结晶的第一个温度下，即高于约 T_{nr} 的温度下，采用一个或多个道次将所述钢坯热轧成钢板，其中轧制量为约 30—70%，并且，在低于约 T_{nr} 温度但高于约 Ar_3 相变点的第二个温度区间，采用一个或多个道次，对所述钢板进行轧制量为约 40—80%的进一步热轧，再在低于约 Ar_3 相变温度并高于约 Ar_1 相变温度的亚临界温度范围内，采用一个或多个道次，在轧制量为约 15—50%下对钢板进行终轧。然后，以至少约 $10^\circ\text{C}/\text{秒}$ ($18^\circ\text{F}/\text{秒}$) 的冷却速度将所述热轧后的钢板淬火至一个适当的淬火停止温度 QST ，该温度优选低于约 600°C (1110°F)。在本发明的另一个实施方案中， QST 优选低于约 M_s 相变温度加 200°C (360°F) 的温度，更优选低于约 M_s 相变温度加 100°C (180°F) 的温度，甚至更优选低于约 350°C (662°F) 的温度。在另一个实施方案中， QST 为环境温度。在本发明的一个实施方案中，钢板可以在淬火终止后，被空冷至环境温度。

正如本专业的技术人员所了解的那样，此处使用的厚度方向的“轧制百分比”指的是在进行所述轧制之前的钢坯或钢板的厚度方向上的压下百分比。仅仅出于说明之目的，并未由此对本发明进行限制，约 254mm (10 英寸) 厚的钢坯可在第一个温度范围压下约 30% (30% 的轧制量)，使厚度变为约 180mm (7 英寸)，然后，在第二个温度范围，轧制压下约 80% (80% 的轧制量)，从而使厚度变为约 35mm (1.4 英寸)，再在第三个温度范围，轧制压下约 30% (30% 的轧制量)，从而使厚度变为约 25mm (1 英寸)。此处使用的

“钢坯”指的是一块具有任何尺寸的钢。

对所述钢坯优选采用适当的手段，例如将所述钢坯置于炉内一段时间，进行加热，以使基本上整个钢坯，优选整个钢坯的温度升至所要求的再加热温度。本发明范围内的任何钢组成应采用的具体再加热温度可以很容易地由本专业的技术人员通过实验或者通过采用适当模型进行计算来加以确定。另外，将基本上整个钢坯，优选整个钢坯升至所要求的再加热温度所必需的炉子的温度以及再加热时间可以很容易地由本领域的技术人员参照标准工业出版物加以确定。

除了适用于基本上整个钢坯的再加热温度之外，接下来的在描述本发明的处理方法中所涉及的温度均是在钢表面测得的温度。钢的表面温度可以通过使用例如光学高温计或者借助任何其它的适合测量钢的表面温度的仪器来进行测定。此处涉及的冷却速度指的是板厚中心部位，或者基本上是中心处的冷却速度；淬火终止温度(QST)是淬火终止后，由于板厚中间部位的热传导，钢板表面达到的最高的，或者基本上最高的温度。例如，在具有根据本发明的组成的各试验炉次的钢的处理过程中，热电偶置于板厚的中心部位，或者基本上置于中心部位，以进行中心温度的测量，而表面温度采用光学高温计测定。中心温度与表面温度间的关系得以建立，并在接下来的具有相同，或者基本相同的组成的钢的处理过程中应用，这样，中心温度可通过直接测量表面温度来确定。另外，为实现所要求的加速冷却所要求的淬火流体的温度和流动速度可以由本领域的技术人员参照标准工业出版物加以确定。

对于本发明范围内的任何钢组成而言，确定发生再结晶的范围与不发生再结晶的范围间的界线的温度， T_{nr} 温度，取决于钢的化学组成，特别是碳浓度与铌浓度，取决于轧制前的再加热温度，而且还取决于轧制道次中给定的轧制量。本领域的技术人员可以通过实验或者通过模型计算来对根据本发明的特定钢的这一温度进行确定。类似地，本领域的技术人员可以通过实验或者模型计算来确定此处所述及的根据本发明的任何钢的 A_{r1} 、 A_{r3} 和 M_s 相变点。

已述及的 TMCP 的运用可获得高的 S_v 值。另外，由本发明的 TMCP 所

产生的三相显微组织将通过提供大量大角度界面和边界来进一步增加界面面积。例如，不限定这个发明，所形成的大角度界面和边界包括形变铁素体相/第二相界面，以及在第二相内，板条马氏体/下贝氏体束团界面，板条马氏体/下贝氏体和残留奥氏体界面，在 FGB 内的贝氏体型铁素体/贝氏体型铁素体界面，在 FGB 内的贝氏体型铁素体和马氏体/残留奥氏体颗粒界面，如将在下面进一步讨论的。在亚临界温度范围的强化轧制所产生的大量织构在整个厚度方向上形成了一个由较软的形变铁素体相层片和较强第二相交替组成的夹层或叠层的结构。这种构型，如示意图 1，导致在整个厚度方向上裂纹 12 扩展路径发生明显的曲折。这是由于，例如，在较软的形变铁素体相 14 内萌生的裂纹 12，在形变铁素体相 14 和第二相 16 之间的大角度界面 18，由于在这两个相内的滑移和解理面具有不同的取向，而改变扩展面，即改变方向。在第二相 16 内出现的残留奥氏体第三相没有在图 1 示出。界面 18 具有非常出色的界面结合强度，迫使裂纹 12 偏转而不是使界面分离。另外，一旦裂纹 12 进入第二相 16，裂纹 12 的扩展将被如下所述的那样所牵制。对于主要为板条马氏体/下贝氏体的第二相情况，在第二相 16 中的板条马氏体/下贝氏体将以束团的形式出现，束团之间具有大角度界面。在一个扁平结构内可形成几个束团，这使得显微组织得到进一步细化，从而使裂纹 12 穿过扁平结构内的第二相 16 时的扩展路径曲折度增加。在这种显微组织中，束团的宽度为等效晶粒尺寸，它对解理断裂阻力和 DBTT 有明显的影响作用，细小的束团宽度将增强解理断裂阻力并降低 DBTT。在本发明中，特别是当沿钢板的厚度方向测量束团直径时，平均的束团宽度优选小于约 $5\mu\text{m}$ ，更优选小于约 $3\mu\text{m}$ ，甚至更优选小于约 $2\mu\text{m}$ 。总的结果表现在利用以下多种因素的相互结合使本发明钢的三相结构中的裂纹 12 的扩展阻力明显增加。这些因素包括：叠层织构，在相间界面处中断开裂面，在第二相内的裂纹曲折。这点导致 S_v 显著增加并因此降低了 DBTT。

除了束团界面以外，残留奥氏体和下贝氏体/板条马氏体的界面还在第二相内提供阻止裂纹扩展的另外的大角度界面。进一步，残留奥氏体膜层可使扩展的裂纹钝化，使得裂纹扩展通过奥氏体膜层之前需要吸收额外的

能量。钝化的出现有几个原因。第一，FCC(此处有定义)残留奥氏体不存在DBTT行为，其剪切过程保持成为唯一的裂纹扩展机制。第二，当载荷/应变在裂纹尖端处超过某一较高的值时，亚稳奥氏体可以通过应力或应变诱发马氏体转变，从而导致相变诱发塑性(TRIP)的发生。TRIP可产生明显的能量吸收并可降低裂纹尖端应力强度。最后，由TRIP过程所形成的板条马氏体的解理和滑移面的取向与预先存在的下贝氏体或板条马氏体组元的不同，从而导致裂纹路径更加曲折。

在本发明某些的实施方案中，本发明中的FGB可以是第二相中的较少的组元或主要的组元。类似上述的细晶粒板条马氏体/细晶粒下贝氏体的显微组织中的平均束团宽度，本发明中的FGB具有非常细小的晶粒尺寸。在本发明的钢中，FGB能够在淬火到QST和/或者从QST空冷到环境温度的过程中形成，特别是在厚度等于或大于25mm的厚钢板中心，当钢中的总合金元素含量较低，和/或者没有足够“有效”的、即不被氧化物或氮化物固定的硼的情况下可形成FGB。在这些情况下，根据淬火的冷却速率及钢板中的总的化学成分，FGB可以形成为第二相中的较少的组元或主要的组元。本发明中，FGB的平均晶粒尺寸优选小于约 $3\mu\text{m}$ ，更优选小于约 $2\mu\text{m}$ ，甚至更优选小于约 $1\mu\text{m}$ 。相邻的FGB晶粒形成大角度界面，这些界面使晶体学取向差大于约 15° 的两个相邻晶粒分开，故这些界面非常有效地使裂纹偏转，从而增加了裂纹的曲折度。在本发明的FGB是包括约60vol%—95vol%的贝氏体型铁素体和最多约5vol%—40vol%板条马氏体和残留奥氏体的混合物分散颗粒的聚集体。在本发明的FGB中，马氏体优选为低碳的($\leq 0.4\text{wt}\%$)、很小或没有孪晶的位错型的，并包含离散分布的残留奥氏体的马氏体。这种马氏体/残留奥氏体有助于提高强度、韧性和DBTT。在FGB中马氏体/残留奥氏体组元的vol%可根据钢的化学成分和加工工艺而变化，但优选小于FGB的约40vol%，更优选小于约20vol%，甚至更优选小于约10vol%。在FGB中，马氏体/残留奥氏体颗粒可有效地在FGB中提供附加的裂纹偏转和曲折。

尽管上述的显微组织措施能有效降低基体钢板的DBTT，但不能充分有效地保证焊接HAZ的粗晶区的DBTT足够低。因此，本发明通过利用合金元

素的本征作用来提供保持焊接 HAZ 的粗晶区处具有足够低的 DBTT 的方法，如下文所述。

先进的铁素体低温钢以体心立方 (BCC) 晶格为基础。尽管该晶系具有在低成本下获得高强度的能力，但其在温度降低时会发生由韧性向脆性断裂特征的急剧变化。这基本上可归因于 BCC 晶系的临界分切应力 (CRSS) (本文有定义) 对温度的强敏感性，其中，CRSS 随温度的降低而急剧增大，从而使剪切过程以及韧性断裂模式变得更困难。另一方面，脆性断裂过程如解理的临界应力对温度的敏感性较小，因此，当温度降低时，解理成为有利的断裂模式，从而导致低能量的脆性断裂发生。CRSS 是钢的本征性能，其对位错发生交滑移变形时的难易程度敏感；这就是说，更容易发生交滑移的钢的 CRSS 低，并且因此其 DBTT 也低。已知一些面心立方 (FCC) 结构稳定剂如 Ni 可促进交叉滑移发生，而 BCC 稳定化的合金元素如 Si, Al, Mo, Nb 和 V 不利于交滑移发生。本发明中，优选对 FCC 稳定化合金元素，如 Ni，的含量加以优化，考虑到成本以及降低 DBTT 的有利效果这两方面，Ni 的含量优选至少约 1.0wt%，而且更优选至少约 1.5wt%；钢中的 BCC 稳定化的合金元素含量应基本上降至最低。

通过对根据本发明的钢的化学组成与处理方法进行独一无二的组合产生本征韧化和显微组织韧化，可使所述钢在母材板和焊接后的 HAZ 处均具有优异的低温韧性。所述钢在整个母材板的厚度方向和焊接后的 HAZ 处的 DBTT 均低于约 -62°C (-80°F)，而且可低于约 -107°C (-160°F)。DBTT 甚至可低于约 -123°C (-190°F)

(2) 高于 830MPa(120Ksi) 的抗拉强度和厚截面能力

三相微观复合显微组织的强度由组成相的体积分数和强度所决定。板条马氏体/下贝氏体第二相的强度主要决定于其碳含量。本发明的 FGB 第二相组元的强度被估计为约 690MPa 到 760MPa (100 到 110ksi)。本发明中，通过主要控制第二相的构成及体积分数进行有目的的努力来获得所需强度从而在相对低的碳含量的情况下获得该强度，并具有在基体钢和 HAZ 区获得优良的焊接性和出色的韧性的附带优点。为了获得大于约 830MPa (120ksi) 以及更高的抗拉强度，第二相的体积分数优选在约 50vol% 到

约 90vol% 的范围内。这一点可通过选择亚临界温度轧制时合适的终轧温度来达到。为获得高于约 830MPa (120Ksi) 的抗拉强度, 合金总体优选的最低 C 含量为约 0.03wt%。

根据本发明, 尽管钢中除 C 以外的合金元素, 对所能获得的钢的最大强度的影响基本上是不重要但所述这些元素能够在板厚等于或大于约 25mm (1 英寸), 以及为满足处理过程的灵活性在所要求的冷却速度范围的条件下, 提供要求的厚截面能力。这一点很重要, 因为厚板中间部位处的实际冷却速度比表面处低。因此, 除非对钢进行设计, 将其对板的表面与中心处冷却速度差异的敏感性加以消除, 否则, 表面与中心处的显微组织可能会有很大差异。在这方面, Mn 与 Mo 合金元素的添加, 尤其是 Mn、Mo 和 B 的联合添加特别有效。本发明中, 从淬透性, 焊接性, 低的 DBTT 以及成本上的考虑来对所述这些添加元素进行优化。正如在本说明书前面所介绍的那样, 从降低 DBTT 的角度考虑, 必须使总的 BCC 合金元素添加量保持在最低水平。设定优选的化学组成目标与范围的目的是满足本发明的这些以及其它要求。

为了对本发明的钢的化学成分进行设计, 使其能够在钢板厚度等于或大于约 25mm 时获得强度和厚截面能力, 在本发明中, 已发现利用参数 N_c , 见下面定义, 作为这种合金设计的指导原则是非常有用的。这个参数考虑了钢中合金元素的相对势能, 并用此预测它们对钢的淬透性和强化机制的综合影响作用。为了实现本发明对强度和厚截面能力的要求目标, 在含有有效 B 添加物的钢中 N_c 优选在约 2.5 到 4.0 的范围, 在不含有 B 添加物的钢中 N_c 优选在约 3.0 到 4.5 的范围。更优选的是, 根据本发明的含 B 的钢中 N_c 大于约 2.8, 甚至更优选大于约 3.0。根据本发明的不含 B 的钢中 N_c 优选大于约 3.3, 更优选大于约 3.5。此时, 较低 N_c 值表明钢更倾向于形成主要为 FGB 第二相, 随着 N_c 数值的增加, 钢更倾向于产生主要为细晶粒板条马氏体或细晶粒下贝氏体的第二相。一般地, 对于约 25mm 厚的钢板, 其 N_c 在优选范围的高端时, 即在含有有效硼添加量的钢中大于 3.0, 在不含有添加硼的钢中大于 3.5 时, 根据本发明的目标进行处理时会产生主要为细晶粒下贝氏体/细晶粒板条马氏体的第二相。这些钢和显微组织尤

其适合强度超过 930MPa (135ksi) 的情况。另一方面, 在含有有效硼添加量的钢中 N_c 值在约 2.5 至约 3.0 范围时, 和在不含有添加硼的钢中 N_c 值在约 3.0 至 3.5 范围时, 根据本发明的目标进行处理时会产生主要为 FGB 的第二相的显微组织。这些钢和显微组织非常适合强度在约 830MPa (120ksi) 到约 930MPa (135ksi) 的情况。

$$N_c = 12.0 * C + Mn + 0.8 * Cr + 0.15 * (Ni + Cu) + 0.4 * Si + 2.0 * V + 0.7 * Nb + 1.5 * Mo$$

这里 C、Mn、Cr、Ni、Cu、Si、V、Nb、Mo、分别为其在钢中的 wt%。

(3) 优异的低热输入焊接的焊接性

本发明的钢设计目标为具备较佳的焊接性能。最重要的问题, 尤其是与低热输入焊接有关的问题是粗晶粒的 HAZ 处的冷裂或氢致开裂。已发现, 对于本发明的钢而言, 冷裂的敏感性主要受碳含量和 HAZ 显微组织类型的影响, 而与本领域中一直被认为是重要参量的硬度及碳当量无关。为了避免在未预热或预热温度低(低于约 100℃ (212°F))的焊接条件下焊接所述钢时发生冷裂, 碳添加量的优选上限为约 0.1wt%。此处使用的, 但并不在任何方面限制本发明, “低热输入焊接”指的是电弧能最高为约每毫米 2.5 千焦耳(KJ/mm) (7.6KJ/英寸)时的焊接。

下贝氏体或自回火的板条马氏体显微组织具有较佳的冷裂抗力。根据淬透性及强度要求, 仔细平衡、匹配本发明的钢中的其它合金元素, 以确保在粗晶粒的 HAZ 处形成这些符合要求的显微组织。

钢坯中合金元素的作用

下面给出本发明中各种合金元素的作用以及它们各自浓度的优选范围:

碳(C)是钢中最有效的强化元素之一。它也与钢中的强碳化物形成元素如 Ti, Nb 和 V 相结合, 起抑制晶粒生长和析出强化作用。碳也能提高淬透性, 即, 钢在冷却期间形成更硬、强度更高的显微组织的能力。如果碳含量低于约 0.03wt%, 将不足以在钢中产生所要求的强化, 即超过约 830MPa(120Ksi)的抗拉强度。如果碳含量高于约 0.12wt%, 一般所述钢很容易在焊接期间发生冷裂, 并且, 所述钢板及其焊接时的 HAZ 处的韧性会

降低。优选碳含量为约 0.03—0.12wt%，以获得所要求的 HAZ 的显微组织，即自回火的板条马氏体和下贝氏体。甚至更优选地，碳含量的上限为约 0.07wt%。

锰(Mn)是钢中的基体强化元素，而且也对淬透性有强烈影响。Mn 是一个关键的、不贵重的合金化元素，能够阻止厚截面钢板，特别是钢板的中厚度处可导致强度降低的过多 FGB 的形成。优选 Mn 的最低含量为 0.5wt%，以便当板厚超过约 25mm(1 英寸)时仍可获得所要求的高强度，并且，甚至更优选 Mn 的最低含量至少约 1.0wt%。由于 Mn 对碳含量小于约 0.07wt%的钢的淬透性有显著的影响，因此，对于高强钢板和加工处理工序灵活性，优选的 Mn 含量甚至可为至少约 1.5wt%。然而，Mn 含量过高对韧性有害，因此，本发明中优选 Mn 的上限为约 2.5wt%。为了将倾向于在高 Mn 及连铸钢中出现的中心线偏析以及在钢板的中心处附带的低劣的显微组织和较差韧性性能基本上降至最低，也优选这一上限。更优选地，Mn 含量的上限为约 2.1wt%。如果镍含量增至约 3wt%以上，则在较少添加锰时就能获得所要求的高强度。因此，广义上讲，优选锰的最高含量为约 2.5wt%。

硅(Si)添加在钢中的目的是脱氧，而且，为此目的，优选其最低含量为约 0.01wt%。然而，Si 是很强的 BCC 稳定元素，因此会使 DBTT 升高，而且也会对韧性有不利影响。鉴于此，当添加硅时，优选其上限为约 0.5wt%。更优选地，硅含量的上限为约 0.1wt%，脱氧并不一定总需要硅，因为铝或钛也能够起相同的作用。

铌(Nb)的添加是促使钢的轧制显微组织发生晶粒细化，从而改善强度和韧性。热轧期间铌的碳化物的析出起阻止再结晶和抑止晶粒长大的作用，由此提供一种细化奥氏体晶粒的方法。为此，优选 Nb 含量至少为约 0.02wt%。然而，Nb 是很强的 BCC 稳定元素，并且因此会使 DBTT 升高。Nb 含量过高对焊接性和 HAZ 处的韧性有害，因此，优选其最高含量为约 0.1wt%。更优选 Nb 含量的上限为约 0.05wt%。

钛(Ti)少量添加时，通过形成细小的氮化钛(TiN)粒子能有效地细化钢轧后显微组织以及 HAZ 中晶粒尺寸。结果，钢的韧性得以改善。应调整 Ti 的添加量，以使 Ti/N 的重量比优选为约 3.4。Ti 是很强的 BCC 稳定元素，

而且因此会使 DBTT 升高。过多的 Ti 趋于通过形成较粗大的 TiN 或碳化钛 (TiC) 粒子来使钢的韧性降低。低于约 0.008wt% 的 Ti 含量一般不能使晶粒尺寸充分细化或者将钢中的 N 以 TiN 的形式束缚住, 而 Ti 含量高于约 0.03wt% 时可能会对韧性造成损害。更优选地, 所述钢含有至少约 0.01wt% 而又不超过约 0.02wt% 的 Ti。

铝 (Al) 添加至本发明的钢的目的是脱氧。为此目的优选 Al 含量至少约 0.002wt%, 并且甚至更优选 Al 含量至少约 0.01wt%。Al 能束缚溶解于 HAZ 中的氮。然而, Al 是很强的 BCC 稳定元素, 并且因此会使 DBTT 升高。如果 Al 含量太高, 即达约 0.05wt% 以上, 则存在形成氧化铝 (Al_2O_3) 型的夹杂物的倾向, 从而可能对钢以及 HAZ 的韧性产生有害作用。甚至更优选地, Al 含量的上限为约 0.03wt%。

钼 (Mo) 增加直接淬火时钢的淬透性, 尤其与硼和铌共同使用时, 其效果更显著。然而, Mo 是很强的 BCC 稳定元素, 而且因此会使 DBTT 升高。过多的 Mo 会促使焊接时出现冷裂, 并且也可能对钢以及 HAZ 的韧性有害, 因此, 添加时优选其最高含量为约 0.8wt%, 而且, 更优选添加 Mo 时钢中 Mo 含量至少为约 0.1wt% Mo, 但不超过 0.3wt% Mo。

铬 (Cr) 趋于增加直接淬火时钢的淬透性。Cr 也能改善耐腐蚀性和氢致开裂 (HIC) 抗力。与 Mo 类似, 过多的 Cr 可能会使焊接件发生冷裂, 而且也可能损害钢及其 HAZ 处的韧性, 因此, 添加 Cr 时, 优选其最高添加量为约 1.0wt%。更优选地, 添加 Cr 时, Cr 含量为约 0.2—0.6wt%。

镍 (Ni) 是为获得所要求的 DBTT, 尤其是 HAZ 处的 DBTT 须在本发明的钢中添加的重要的合金元素。该元素是钢中最强烈的 FCC 稳定元素之一。Ni 添加在钢中可促进交叉滑移发生, 而且因此使 DBTT 降低。虽然与 Mn 和 Mo 添加元素的作用程度不同, 但镍在钢中的添加也能增加淬透性, 并且提高因此在厚截面时 (即超过约 25mm (1 英寸)) 显微组织与性能在整个厚度范围的均匀性。为了在焊接 HAZ 区获得所要求的 DBTT, 优选 Ni 的最低含量为约 1.0wt%, 更优选为约 1.5wt%, 甚至更优选约 2.0wt%。因为 Ni 是一种昂贵的合金元素, 因此钢中的 Ni 含量优选低于约 3.0wt%, 更优选低于约 2.5wt%, 还更优选低于约 2.0wt%, 并且甚至更优选低于约 1.8wt%, 以

使钢的成本基本上降至最低。

铜(Cu)是钢中的 FCC 稳定元素，并且少量时就能够使 DBTT 有所下降。Cu 也有助于耐腐蚀性和 HIC 抗力的提高。Cu 含量较高时，会产生程度过多的由 ϵ -铜析出相所引起的析出强化。这种析出，如果不加以适当控制，会使母材板以及 HAZ 处的韧性降低和使 DBTT 升高。Cu 含量较高也会导致在钢坯铸造及热轧期间发生脆化，因此，需要共同添加 Ni 以减轻 Cu 的这种不利作用。出于上述原因，当向本发明钢中添加 Cu 时，优选 Cu 的上限为约 1.0wt%，而且甚至更优选其上限为约 0.4wt%。

硼(B)的少量添加可以以极小的成本显著增加钢的淬透性，并且，通过抑制母材板及粗晶粒的 HAZ 处形成 PF、UB、DUB，来促进形成板条马氏体、下贝氏体的钢显微组织，即使是在较厚横截面 ($\geq 25\text{mm}$ (1 英寸)) 的钢板时。一般地，为此目的，所需的 B 含量至少约 0.0004wt%。当硼添加至本发明的钢中时，优选其添加量为约 0.0006—0.0020wt%，而且甚至更优选其上限为约 0.0015wt%。然而，如果钢中的其它合金元素能使钢获得足够的淬透性和所要求的显微组织，则可不必要添加硼。

本发明钢的描述和样品

真空感应熔炼 (VIM) 300 磅炉量的钢水，每种化学元素见表 II，被铸成厚度至少为 130mm 的圆形钢锭或钢坯，然后锻造或机加工成 130mm × 130mm × 200mm 的长钢坯。其中之一的圆形 VIM 铸锭被随后真空电弧重熔 (VAR) 成圆形铸锭并锻造成钢坯。这些钢坯，如下所述，在实验室轧机上进行 TMCP 处理。表 II 给出了用于 TMCP 处理的合金的化学成分。

表 II

合金

	B1	B2	B3	B4	B5
冶炼法	VIM	VIM	VIM+VAR	VIM	VIM
C (wt%)	0.060	0.060	0.053	0.040	0.034
Mn (wt%)	1.40	1.49	1.72	1.69	1.59
Ni (wt%)	2.02	2.99	2.07	3.30	1.98
	B1	B2	B3	B4	B5
Mo (wt%)	0.20	0.21	0.20	0.21	0.20
Cu (wt%)	0.30	0.30	0.24	0.30	0.29
Nb (wt%)	0.032	0.032	0.029	0.033	0.028
Si (wt%)	0.09	0.09	0.12	0.08	0.08
Ti (wt%)	0.013	0.013	0.009	0.013	0.008
Al (wt%)	0.013	0.015	0.001	0.015	0.008
B (ppm)	9	10	13	11	11
O(ppm)	14	18	8	15	15
S(ppm)	17	16	16	17	19
N(ppm)	21	20	21	22	16
P(ppm)	20	20	20	20	20
Cr (wt%)	--	--	--	0.05	0.21
N _C	2.83	3.08	3.07	3.11	2.86

在进行根据 TMCP 流程的轧制之前，钢坯首先被再加热在从约 1000°C 到 1050°C (1832°F 到约 1922°F) 的温度保温 1 小时。TMCP 流程见表 III:

表 III

道次	轧制道次 后的厚度 (mm)	温度 °C				
		B1	B2	B3	B4	B5
0	130	1044	1001	988	1004	1000
1	117	972	974	971	973	972
2	100	961	963	961	963	961
延迟, 翻转工件在一侧						
3	85	868	871	867	871	870
4	72	856	859	856	861	860
5	61	847	849	847	848	850
6	51	839	839	837	838	838
7	43	828	830	828	826	829
延迟, 翻转工件在一侧						
8	36	699	670	700	652	707
9	30	688	662	688	640	685
10	25	678	650	677	630	676

QST (°C)	环境温度				
至 QST 的冷却速率 (°C/s)	26	25	26	26	25
扁平结构的厚度, μm	3.08	3.02	2.67	3.26	3.28
(钢板 1/4 厚度处测量)					

表 II 和表 III 中钢板的横向抗拉强度和 DBTT 汇总于表 IV。表 IV 中汇总的抗拉强度和 DBTT 是沿钢板的横向测量的, 即轧制平面内垂直于轧制方向的方向, 其中, 拉伸试样及夏氏 V-形缺口试样的长尺寸方向基本平行于此方向, 而裂纹扩展方向则基本垂直于此方向。本发明一个明显的优点是能够用前面描述的方法、在横向方向上获得如表 IV 所汇总的 DBTT 数值。在如表 III 所述的 TMCP 工艺之后, 钢板试样 B3 的显微组织包括: (i) 约 10vol% 的铁素体 (主要为形变铁素体), (ii) 包括主要是 (约 70vol%) 细晶板条马氏体的第二相, 和 (iii) 在马氏体板条界面处约 1.6vol% 的残留奥氏体层。其它少量的显微组织组元为 FGB。因此, 具有有效硼含量的钢板试样 B3 的显微组织满足本发明的一个实施方案。这获得如表 IV 所示的在横向优异的高强度和 DBTT。另一方面, 钢板试样 B1、B2、B4、B5 具有各种显微组织, 其中包括约 10vol% 到约 20vol% 的铁素体 (主要为形变铁素体) 和主要为最大可达约 75vol% 的 FGB 第二相, 全部可以满足本发明的目的。这些钢板试样中的残留奥氏体的量也是可变的, 但在所有试样中其值小于约 2.5vol%。在这四种钢板试样中的其它一些少量组元包括细晶粒板条马氏体。因此, 这些钢板满足其中第二相主要为 FGB 的另一个实施方案。在这种情况下, 强度有点低, 在 870MPa 到 945MPa (126ksi 到 137ksi) 范围内, 但又一次使钢具有优异的韧性。在钢板试样 B1、B2、B4、B5 中, 硼利用这些钢板中高氧含量而被约束 (表 II), 所以它并非象钢板试样 B3 那样充分有效。因此, 所有这些以 FGB 作为主要第二相显微组织的钢板中具有部分有效硼和/或低于 3.0 的 N_c , 这二者均有利于采用本发明处理时 FGB 的形成。

现在, 参照图 3, 一个具有三相显微组织、具有有效硼含量和 N_c 值超过约 3.0 的钢的例子, 根据本发明目标处理时被展示在一张透射电镜照片上。图 3 的透射电镜照片显示了一个包括形变铁素体 31、细晶粒板条马氏体 32 和残留奥氏体的显微组织。这种显微组织可以提供约 1000MPa 及更高的高强度 (横向) 和横向方向上较高的 DBTT, 见表 IV。图 4 展示了一个依照本发明具有以主要 FGB 显微组织为第二相的, 具有部分有效硼含量和/或低的 N_c 值的钢的显微组织的例子。图 4 的透射电镜照片显示了一个包括贝

氏体型铁素体 41、马氏体/残留奥氏体颗粒 42 的显微组织。这种显微组织可以提供横向方向上超过 830MPa (120ksi) 的强度和出色的 DBTT。

表 IV

合金	B1	B2	B3	B4	B5
抗拉强度, MPa (ksi)	880 (128)	945 (137)	1035 (150)	940 (136)	870 (126)
DBTT, °C (°F)	-158 (-250)	-129 (-200)	-144 (-225)	-128 (-200)	-140 (-220)

(4) 需要进行焊接后热处理 (PWHT) 时的优选钢组成

PWHT 通常在高温, 例如高于约 540°C (1000°F) 的温度下进行。PWHT 所引起的热作用会导致基体板以及焊接 HAZ 的强度损失, 原因在于亚结构的回复 (即, 加工益处的丧失) 以及渗碳体粒子的粗化造成的显微组织方面的软化。为克服这一问题, 优选通过添加少量的钒来对如上所述的基体钢的化学成分进行调整。添加钒可通过在进行 PWHT 时在基体钢与 HAZ 处形成细小的碳化钒 (VC) 粒子来产生析出强化。用这种强化作用可基本上补偿 PWHT 时所发生的强度损失。然而, 应避免 VC 的过度强化, 因为这会造成基体板及其 HAZ 处的韧性下降和 DBTT 的升高。为此, 本发明中, 优选 V 的上限为约 0.1wt%。优选其下限为约 0.02wt%。更优选地, 所述钢中 V 的添加量为约 0.03-0.05wt%。

本发明的钢的性能的这种渐趋组合提供了一种用于某些低温场合, 例如天然气的低温贮存和运输的可以低成本的实施技术。对于低温应用场合所述新钢的材料成本可比一般要求很高镍含量 (最高达约 9wt%) 且其强度低得多 (低于约 830MPa (120Ksi)) 的现有技术的商品钢明显降低。通过对化学组成与显微组织进行设计可降低 DBTT, 并且可提供截面厚度等于或超过约 25mm (1 英寸) 时的厚截面能力。所述新钢的镍含量优选低于约 3wt%, 抗拉强度高于约 830MPa (120Ksi), 优选高于 860MPa (125Ksi), 更优选高于

900MPa(130Ksi), 甚至更优选高于约 1000MPa(145Ksi), 基体钢在横截面上的韧脆转变温度(DBTT)低于约-62℃ (-80°F), 优选低于约-73℃ (-100°F), 更优选低于约-100℃ (-150°F), 甚至更优选低于约-123℃ (-190°F), 并且其在 DBTT 时的的韧性优异。所述这些新钢的抗拉强度可高于约 930MPa(135Ksi), 或高于约 965MPa(140Ksi), 或高于约 1000MPa(145Ksi)。如果要求提高焊接后的性能, 则所述钢的镍含量可增至高于约 3wt%。每添加 1wt%的镍可望使钢的 DBTT 降低约 10℃ (18°F)。镍含量优选低于 9wt%, 更优选低于约 6wt%。镍含量优选最低以最大程度降低钢的成本。

前面已经通过一个或多个优选的实施方案对本发明进行了描述, 但应该了解的是, 可以进行其它的修正, 只要所述修正未偏离后面的权利要求书中规定的本发明的范围。

术语表

Ac1 转变点: 加热期间奥氏体开始形成的温度;

Ac3 转变点: 加热期间铁素体向奥氏体的转变终了的温度;

AF: 针状铁素体;

Al2O3: 氧化铝;

Ar1 转变点: 冷却期间奥氏体转变成铁素体或奥氏体转变成铁素体加渗碳体的完成温度;

Ar3 转变点: 冷却期间奥氏体开始转变成铁素体的温度;

BCC: 体心立方;

渗碳体: 富铁碳化物

冷却速度: 板厚中心处, 或者基本上中心处的冷却速度;

CRSS(临界分切应力): 钢的本征性能, 对变形时位错发生交叉滑移的难易程度敏感, 即, 交叉滑移更容易发生的钢也具有低的 CRSS, 因此其 DBTT 也低;

低温：低于约 -40°C (-40°F)的任何温度；

DBTT(韧脆转变温度)：将结构钢划分为两个断裂方式；温度低于 DBTT 时，失效趋于以低能解理(脆性)断裂方式出现，温度高于 DBTT 时，失效趋于以高能量的韧性断裂方式出现；

形变铁素体 (DF)：正如被用来描述本发明那样，形变铁素体指的是在亚临界温区停留时，由奥氏体分解形成的，并在形成之后经过了热轧变形的铁素体；

双相：正如被用来描述本发明那样，至少两相；

DUB：退化的上贝氏体；

等效晶粒尺寸：正如被用来描述本发明那样，指的是依据本发明，完成了 TMCP 中轧制后平均的奥氏体扁平结构的厚度，以及指完成了奥氏体扁平结构分别转变为细晶粒板条马氏体和/或细晶粒下贝氏体或 FGB 的束团完成之后平均的束团宽度或平均晶粒尺寸；

实质上：基本上 100%；

FCC：面心立方；

FGB(细粒状贝氏体)：正如被用来描述本发明那样，是包括约 60vol% 到 95vol%贝氏体型铁素体和最大约 5vol%到 40vol%板条马氏体和残留奥氏体的混合物离散颗粒的聚集体；

晶粒：多晶材料中的单个晶体；

晶界：与从一个晶体取向转变为另一种取向，结果将一个晶粒同另一个晶粒隔离开相对应的金属中的细窄区；

HAZ：热影响区；

HIC：氢致开裂；

大角度边界或界面：其行为有效起大角度晶界作用的边界或界面，即，趋于改变扩展裂纹或裂缝方向以及结果使断裂路径变得曲折；

大角度晶界：将两个晶体取向相差超过约 8° 的相邻晶粒隔开的晶界；

HSLA：高强度，低合金；

亚临界再加热：加热(或再加热)至介于约 A_{c1} 转变点与约 A_{c3} 转变点

间的温度;

亚临界温度范围: 加热时从约 Ac_1 转变点到约 Ac_3 转变点, 冷却时从约 Ar_3 转变点到约 Ar_1 转变点;

低合金钢: 含有铁以及总量小于约 10wt% 的添加合金元素的钢;

低热量输入焊接: 具有最大弧能量约 2.5kJ/mm (7.6kJ/英寸) 的焊接;

MA: 马氏体-奥氏体;

平均滑移距离: 等效晶粒尺寸;

较少的 (次要): 正如被用来描述本发明那样, 意味着小于约 50vol%。

M_s 转变点: 冷却期间奥氏体向马氏体的转变开始的温度;

N_c : 由钢的化学元素决定的因子, $\{N_c = 12.0 * C + Mn + 0.8 * Cr + 0.15 * (Ni + Cu) + 0.4 * Si + 2.0 * V + 0.7 * Nb + 1.5 * Mo\}$, 其中, C, Mn, Cr, Ni, Cu, Si, V, Nb, Mo 分别表示它们在钢中的 wt%。

PF: 多边铁素体;

为主地/为主: 用于描述本发明时, 意思是至少约 50% 体积。

原奥氏体晶粒的尺寸: 在进行不能发生奥氏体再结晶的温度下的轧制之前, 热轧钢板中的平均奥氏体晶粒尺寸;

淬火: 用于描述本发明时, 指的是采用任何方式进行的加速冷却, 在所述方式中, 选用的是具有增加钢的冷却速度倾向的流体, 与空冷相反;

淬火终止温度 (QST): 淬火停止后, 由于来自于板厚中间部位的热传递的缘故, 钢板表面达到的最高、或者基本最高的温度;

RA: 残留奥氏体;

钢坯: 具有任何尺寸的钢块;

S_v : 钢板中每单位体积中大角度边界的总界面面积;

抗拉强度: 拉伸试验中, 最大载荷与原始横截面积之比值;

厚截面能力: 能够基本提供所要求的显微组织和性能的 (如强度和韧性), 特别是厚度等于和大于 25mm (1 英寸) 时的能力;

整个厚度方向: 垂直于轧制平面的方向;

TiC: 碳化钛;

TiN: 氮化钛;

T_{nr} 温度: 奥氏体不会发生再结晶的最高温度;

TMCP: 控制的热机械轧制加工。

横向: 在轧制平面内且垂直于板的轧制方向的方向;

三相: 正如被用来描述本发明那样, 至少三相;

UB: 上贝氏体;

VAR: 真空电弧重熔;

VIM: 真空感应熔炼。

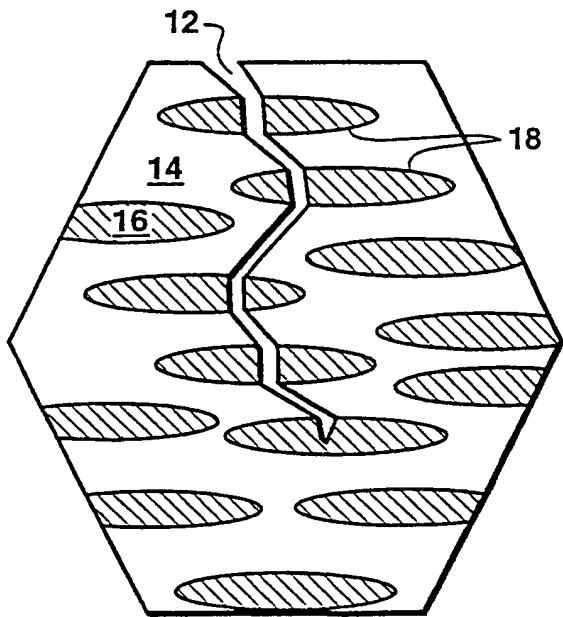
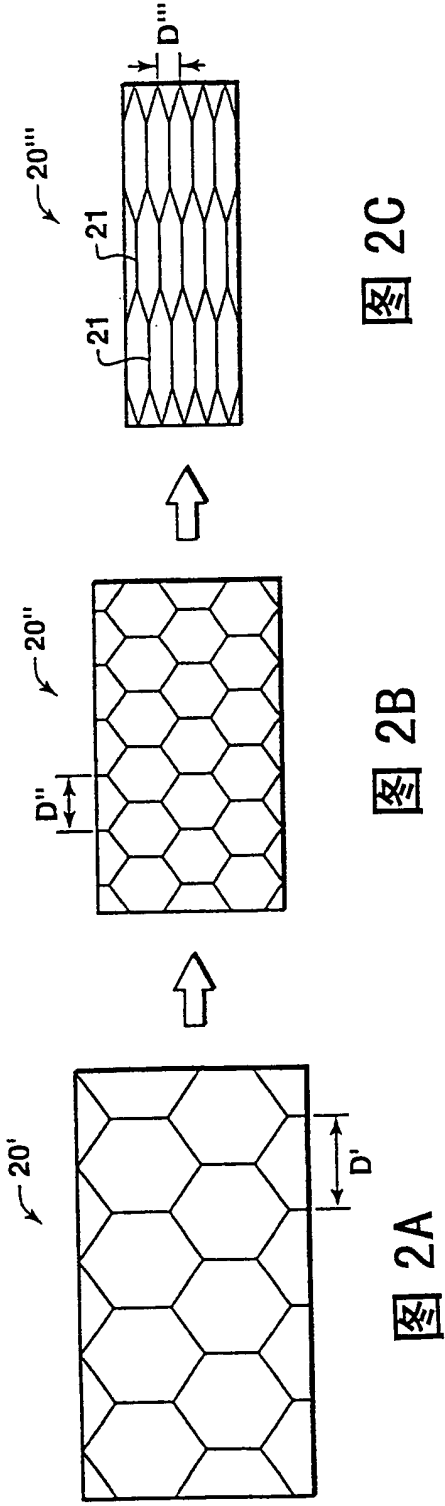


图 1



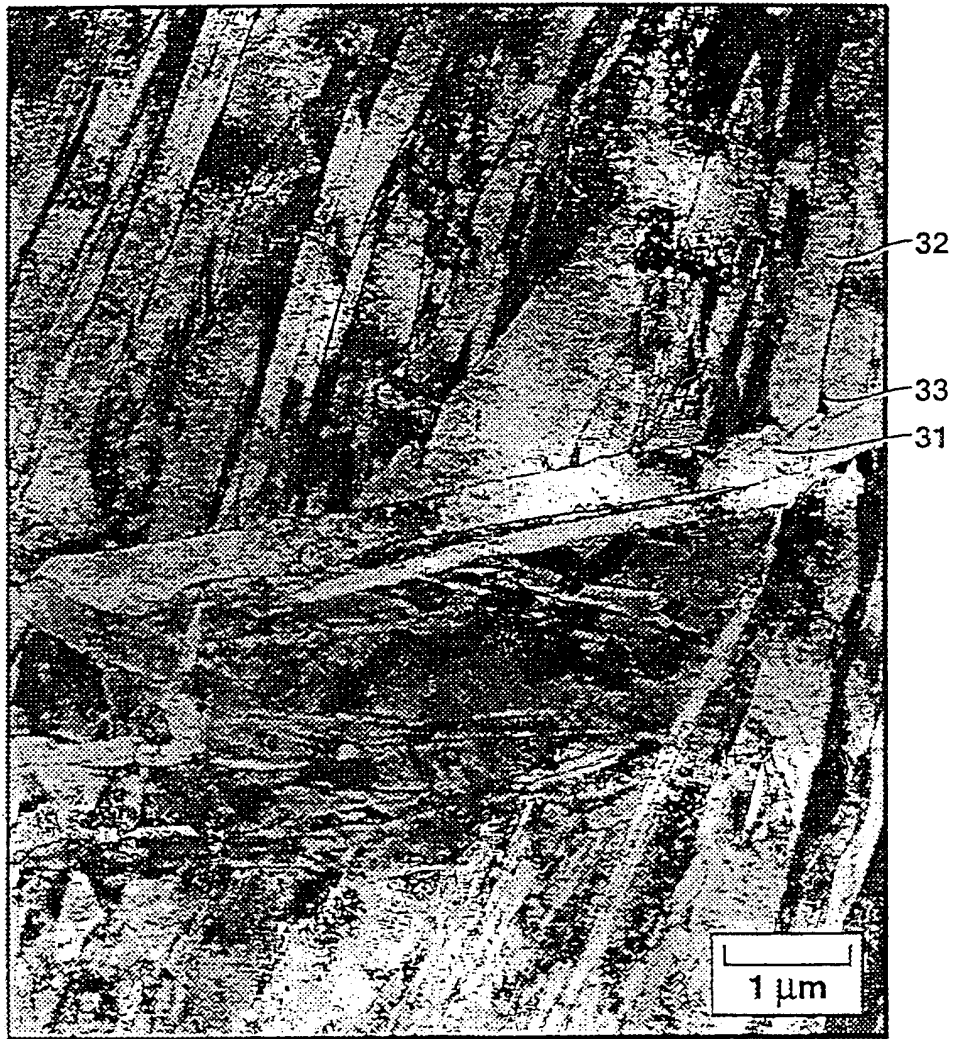


图 3

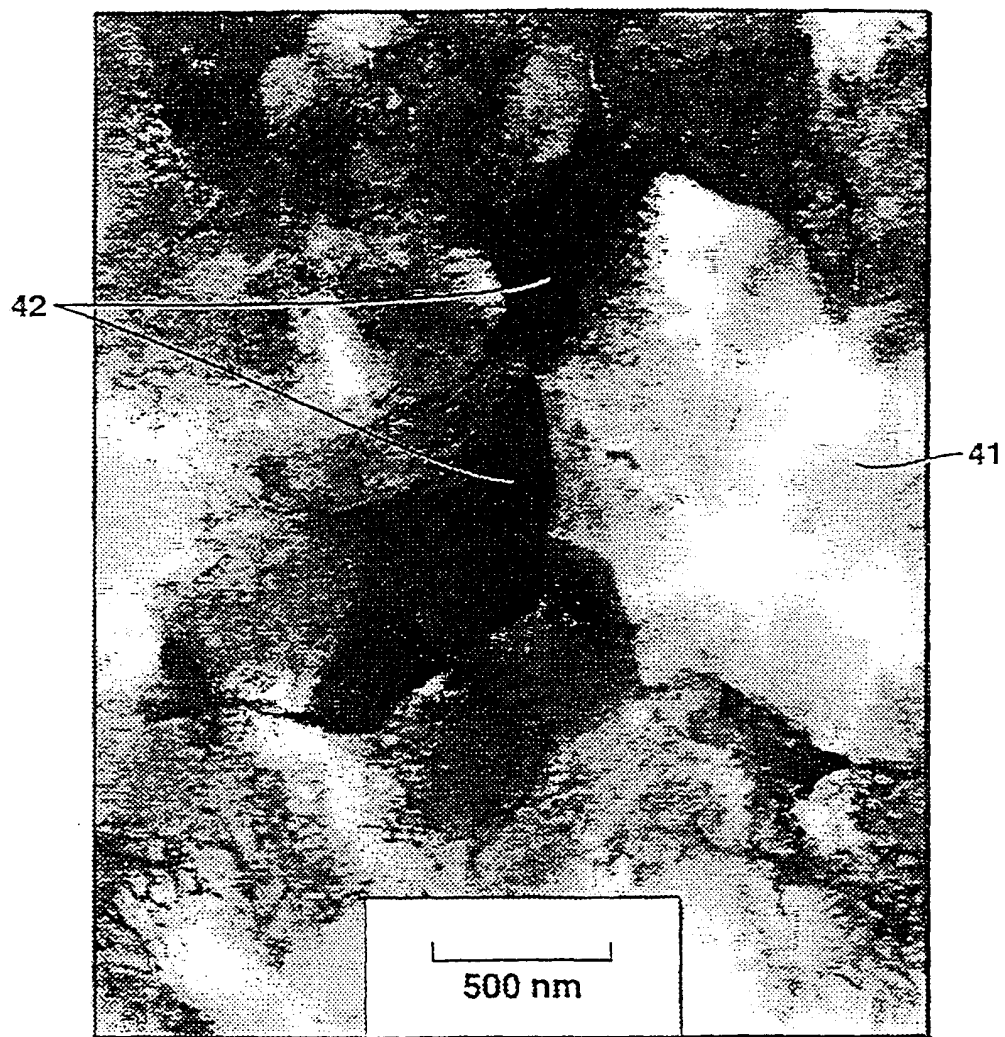


图 4