

[19]中华人民共和国国家知识产权局

[51]Int. Cl⁶

C22C 38/00

C21D 8/10 B21B 17/14

[12] 发明专利申请公开说明书

[21] 申请号 98801216.2

[43]公开日 1999 年 12 月 1 日

[11]公开号 CN 1237213A

[22]申请日 98.6.24 [21]申请号 98801216.2

[30]优先权

[32]97.6.26 [33]JP [31]170790/97

[32]97.7.22 [33]JP [31]196038/97

[32]97.8.20 [33]JP [31]223315/97

[32]97.8.25 [33]JP [31]228579/97

[32]97.9.5 [33]JP [31]240930/97

[32]98.5.15 [33]JP [31]133933/98

[86]国际申请 PCT/JP98/02811 98.6.24

[87]国际公布 WO99/00525 日 99.1.7

[85]进入国家阶段日期 99.4.23

[71]申请人 川崎制铁株式会社

地址 日本兵库县神戸市

[72]发明人 丰冈高明 依藤章 西森正徳

板谷元晶 桥本裕二 冈部能知

金山太郎 森田正彦 松冈才二

田中伸树 古君修 比良隆明

[74]专利代理机构 中国专利代理(香港)有限公司

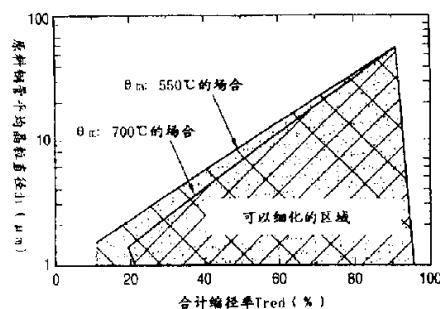
代理人 魏金玺 钟守期

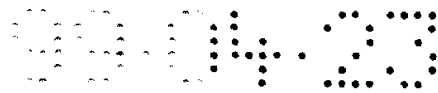
权利要求书 6 页 说明书 42 页 附图页数 7 页

[54]发明名称 超细晶粒钢管及其制造方法

[57]摘要

本发明提供了包含超细铁素体晶粒,韧性和延展性良好、延展性-强度均衡良好并且耐碰撞冲击性良好的钢管及其制造方法。将 C、Si、Mn 和 Al 限定在适宜的范围内、必要时添加 Cu、Ni、Cr 和/或 Mo 或者 Nb、Ti、V 和/或 B 等的、铁素体平均晶粒直径 $d_i(\mu\text{m})$ 的原料钢管加热至 A_{c3} 相变点温度以下,在 $400 - A_{c3}$ 相变点的温度范围内进行平均轧制温度 $\theta_m(^\circ\text{C})$ 、合计缩径率 $T_{red}(\%)$ 的减径轧制,并且 d_i 、 θ_m 和 T_{red} 的关系满足规定的关系式,从而可以制成具有超细晶粒的钢管。





权 利 要 求 书

1. 钢管的制造方法，其特征是，该方法包括将外径 OD_i (mm)、与钢管纵向垂直的断面的铁素体平均晶粒直径为 d_i (μm) 的原料钢管加热或均热，进行平均轧制温度 θ_m ($^{\circ}C$)、合计缩径率
5 T_{red} (%) 的减径轧制，制成外径 OD_f (mm) 的制品管，所述的减径轧制是在 $400^{\circ}C$ 以上、加热或均热温度以下的温度范围内进行，并且所述的平均晶粒直径 d_i (μm)、所述平均轧制温度 θ_m ($^{\circ}C$) 及所述合计缩径率 T_{red} (%) 的关系满足下列 (1) 式：

$$10 \quad d_i \leq (2.65 - 0.003 \times \theta_m) \times 10^{(0.008 + \theta_m/50000) \times T_{red}} \quad - - - - (1)$$

式中， d_i ：原料钢管的平均晶粒直径 (μm)

θ_m ：平均轧制温度 ($^{\circ}C$) = $(\theta_i + \theta_f) / 2$

θ_i ：轧制开始温度 ($^{\circ}C$)

15 θ_f ：轧制终止温度 ($^{\circ}C$)

T_{red} ：合计缩径率 (%) = $(OD_i - OD_f) \times 100 / OD_i$

OD_i ：原料钢管外径 (mm)

OD_f ：制品管外径 (mm)。

2. 权利要求 1 所述的钢管的制造方法，其特征是，该钢管具有
20 减径轧制后的与钢管纵向垂直的断面的铁素体平均晶粒直径为 $1 \mu m$ 以下的超细晶粒。

3. 权利要求 1 所述的钢管的制造方法，其特征是，减径轧制后的组织由铁素体或者铁素体和面积百分率为 30 % 以下的铁素体以外的第 2 相构成，该钢管具有与钢管纵向垂直的断面的该铁素体晶粒
25 直径为 $3 \mu m$ 以下的超细晶粒。

4. 权利要求 1 所述的钢管的制造方法，其特征是，减径轧制后的组织由铁素体或者铁素体和面积百分率为 30 % 以下的铁素体以外的第 2 相构成，该钢管具有与钢管纵向垂直的断面的该铁素体晶粒直径是 $1 \mu m$ 以下的超细晶粒。

30 5. 权利要求 1 所述的钢管的制造方法，其特征是，减径轧制后的组织由铁素体和面积百分率超过 30 % 的铁素体以外的第 2 相构成，该钢管具有与钢管纵向垂直的断面的平均晶粒直径是 $2 \mu m$ 以下

的超细晶粒。

6. 权利要求 1 所述的钢管的制造方法，其特征是，减径轧制后的组织由铁素体和面积百分率超过 30 % 的铁素体以外的第 2 相构成，该钢管具有与钢管纵向垂直的断面的该铁素体的晶粒直径是 1 μ m 以下的超细晶粒。

7. 权利要求 1 - 6 中任一项所述的钢管的制造方法，其特征是，减径轧制是在 A c 3 相变点 ~ 400 $^{\circ}$ C 的温度范围内进行。

8. 权利要求 1 - 6 中任一项所述的钢管的制造方法，其特征是，减径轧制之前将原料钢管加热至 A c 3 相变点 ~ 400 $^{\circ}$ C 的温度，然后在 A c 3 相变点 ~ 400 $^{\circ}$ C 的减径轧制温度下进行减径轧制。

9. 权利要求 1 - 6 中任一项所述的钢管的制造方法，其特征是，减径轧制之前将原料钢管加热至 400 ~ 750 $^{\circ}$ C 的温度，然后在 400 ~ 750 $^{\circ}$ C 的减径轧制温度下进行减径轧制。

10. 权利要求 1 - 6 中任一项所述的钢管的制造方法，其特征是，所述的减径轧制是在润滑条件下进行轧制。

11. 权利要求 1 - 6 中任一项所述的钢管的制造方法，其特征是，所述的减径轧制包括至少 1 道次以上的每 1 道次的缩径率为 6 % 以上的轧制道次。

12. 权利要求 1 - 6 中任一项所述的钢管的制造方法，其特征是，所述减径轧制的累计缩径率是 60 % 以上。

13. 权利要求 1 - 6 中任一项所述的钢管的制造方法，其特征是，使用含有（重量 %）

C: 0.005 - 0.30 %、

Si: 0.01 - 3.0 %、

Mn: 0.01 - 2.0 %、

Al: 0.001 - 0.10 %、

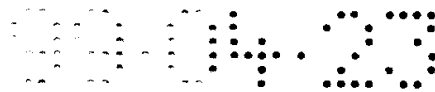
余量由 Fe 和不可避免的杂质构成的原料钢管进行减径轧制。

14. 权利要求 1 - 6 中任一项所述的钢管的制造方法，其特征是，使用含有（重量 %）

C: 0.005 - 0.30 %、

Si: 0.01 - 3.0 %、

Mn: 0.01 - 2.0 %、



A l: 0. 0 0 1 - 0. 1 0 %,

此外还含有选自 C u: 0. 5 % 以下、N i: 0. 5 % 以下、C r: 0. 5 % 以下、M o: 0. 5 % 以下中的 1 种或 2 种以上, 或者还含有选自 N b: 0. 1 % 以下、V: 0. 1 % 以下、T i: 0. 1 % 以下、B: 0. 0 0 4 % 以下中的 1 种或 2 种以上, 或者还含有选自 R E M: 0. 0 2 % 以下、C a: 0. 0 1 % 以下中的 1 种或 2 种, 余量由 F e 和不可避免的杂质构成的原料钢管, 进行减径轧制。

1 5. 权利要求 1 - 6 中任一项所述的钢管的制造方法, 其特征是, 使用含有 (重量%)

10 C: 0. 3 0 % 以上 - 0. 7 0 %、

S i: 0. 0 1 - 2. 0 %、

M n: 0. 0 1 - 2. 0 %、

A l: 0. 0 0 1 - 0. 1 0 %,

余量由 F e 和不可避免的杂质构成的原料钢管, 进行减径轧制。

1 6. 权利要求 1 - 6 中任一项所述的钢管的制造方法, 其特征是, 使用含有 (重量%)

C: 0. 3 0 % 以上 - 0. 7 0 %、

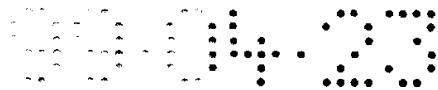
S i: 0. 0 1 - 2. 0 %、

M n: 0. 0 1 - 2. 0 %、

20 A l: 0. 0 0 1 - 0. 1 0 %,

此外还含有选自 C u: 0. 5 % 以下、N i: 0. 5 % 以下、C r: 0. 5 % 以下、M o: 0. 5 % 以下中的 1 种或 2 种以上, 或者还含有选自 N b: 0. 1 % 以下、V: 0. 1 % 以下、T i: 0. 1 % 以下、B: 0. 0 0 4 % 以下中的 1 种或 2 种以上, 或者还含有选自 R E M: 0. 0 2 % 以下、C a: 0. 0 1 % 以下中的 1 种或 2 种, 余量由 F e 和不可避免的杂质构成的原料钢管进行减径轧制。

1 7. 超细晶粒钢管, 其特征是, 将外径 O D i (m m)、与钢管纵向垂直的断面的铁素体平均晶粒直径为 d i (μ m) 的原料钢管加热或均热, 进行平均轧制温度 θ m ($^{\circ}$ C)、合计缩径率 T red (%) 的减径轧制, 制成外径 O D f (m m) 的制品管, 其中, 所述的减径轧制是在 4 0 0 $^{\circ}$ C 以上、加热或均热温度以下的温度范围内进行, 并且所述的平均晶粒直径 d i (μ m)、所述平均轧制温度 θ m ($^{\circ}$ C)



及所述合计缩径率 $T_{red}(\%)$ 的关系满足下列 (1) 式:

$$d_i \leq (2.65 - 0.003 \times \theta_m) \times 10^{[(0.008 + \theta_m/50000) \times T_{red}]} \quad - - - - (1)$$

5 式中, d_i : 原料钢管的平均晶粒直径 (μm)

θ_m : 平均轧制温度 ($^{\circ}C$) = $(\theta_i + \theta_f) / 2$

θ_i : 轧制开始温度 ($^{\circ}C$)

θ_f : 轧制终止温度 ($^{\circ}C$)

T_{red} : 合计缩径率 (%) = $(OD_i - OD_f) \times 100 / OD_i$

10 OD_i : 原料钢管外径 (mm)

OD_f : 制品管外径 (mm)

该钢管含有 (重量%)

C: 0.005 - 0.30%、

Si: 0.01 - 3.0%、

15 Mn: 0.01 - 2.0%、

Al: 0.001 - 0.10%、

余量由 Fe 和不可避免的杂质构成。

18. 权利要求 17 所述的超细晶粒钢管, 其特征是, 所述钢管含有 (重量%)

20 C: 0.005% - 0.10%、

Si: 0.01 - 0.5%、

Mn: 0.01 - 1.8%、

Al: 0.001 - 0.10%、

余量由 Fe 和不可避免的杂质构成。

25 19. 权利要求 17 所述的超细晶粒钢管, 其特征是, 所述钢管含有 (重量%)

C: 0.06% - 0.30%、

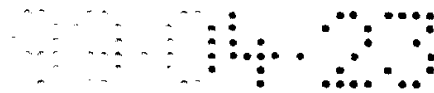
Si: 0.01 - 1.5%、

Mn: 0.01 - 2.0%、

30 Al: 0.001 - 0.10%、

余量由 Fe 和不可避免的杂质构成。

20. 权利要求 17 - 19 中任一项所述的超细晶粒钢管, 其特



征是，其含有减径轧制后的与钢管纵向垂直的断面的铁素体平均晶粒直径为 $1\ \mu\text{m}$ 以下的超细晶粒。

2 1. 权利要求 1 7 - 1 9 中任一项所述的超细晶粒钢管，其特征是，减径轧制后的组织由铁素体或者铁素体和面积百分率为 3 0 % 以下的铁素体以外的第 2 相构成，该钢管含有与钢管纵向垂直的断面的该铁素体晶粒直径为 $3\ \mu\text{m}$ 以下的超细晶粒。

2 2. 权利要求 1 7 - 1 9 中任一项所述的超细晶粒钢管，其特征是，减径轧制后的组织由铁素体或者铁素体和面积百分率为 3 0 % 以下的铁素体以外的第 2 相构成，该钢管含有与钢管纵向垂直的断面的该铁素体晶粒直径是 $1\ \mu\text{m}$ 以下的超细晶粒。

2 3. 权利要求 1 7 - 1 9 中任一项所述的超细晶粒钢管，其特征是，减径轧制后的组织由铁素体和面积百分率超过 3 0 % 的铁素体以外的第 2 相构成，该钢管含有与钢管纵向垂直的断面的平均晶粒直径是 $2\ \mu\text{m}$ 以下的超细晶粒。

2 4. 权利要求 1 7 - 1 9 中任一项所述的超细晶粒钢管，其特征是，减径轧制后的组织由铁素体和面积百分率超过 3 0 % 的铁素体以外的第 2 相构成，该钢管含有与钢管纵向垂直的断面的该铁素体的晶粒直径是 $1\ \mu\text{m}$ 以下的超细晶粒。

2 5. 加工性能良好的高强度钢管，其特征是，其含有（重量 %）
C： 0 . 3 0 % 以上 - 0 . 7 0 % 、
S i： 0 . 0 1 - 2 . 0 % 、
M n： 0 . 0 1 - 2 . 0 % 、
A l： 0 . 0 0 1 - 0 . 1 0 % 、

余量由 F e 和不可避免的杂质构成，并且组织由铁素体和面积百分率超过 3 0 % 的铁素体以外的第 2 相构成，与钢管纵向垂直的断面平均晶粒直径是 $2\ \mu\text{m}$ 以下。

2 6. 权利要求 2 5 所述的高强度钢管，其特征是，使用含有（重量 %）

C： 0 . 3 0 % 以上 - 0 . 7 0 % 、
S i： 0 . 0 1 - 2 . 0 % 、
M n： 0 . 0 1 - 2 . 0 % 、
A l： 0 . 0 0 1 - 0 . 1 0 % 、

此外还含有选自 Cu: 0.5% 以下、Ni: 0.5% 以下、Cr: 0.5% 以下、Mo: 0.5% 以下中的 1 种或 2 种以上, 或者还含有选自 Nb: 0.1% 以下、V: 0.1% 以下、Ti: 0.1% 以下、B: 0.004% 以下中的 1 种或 2 种以上, 或者还含有选自 REM: 0.02% 以下、Ca: 0.01% 以下中的 1 种或 2 种, 余量由 Fe 和不可避免的杂质构成的原料钢管进行减径轧制。

27. 加工性能良好的高强度钢管, 其特征是, 其是通过上述(1)式的减径轧制制造的, 所述钢管含有(重量%)

C: 0.30% 以上 - 0.70%、

Si: 0.01 - 2.0%、

Mn: 0.01 - 2.0%、

Al: 0.001 - 0.10%、

或者, 还含有选自 Cu: 0.5% 以下、Ni: 0.5% 以下、Cr: 0.5% 以下、Mo: 0.5% 以下中的 1 种或 2 种以上, 或者还含有选自 Nb: 0.1% 以下、V: 0.1% 以下、Ti: 0.1% 以下、B: 0.004% 以下中的 1 种或 2 种以上, 或者还含有选自 REM: 0.02% 以下、Ca: 0.01% 以下中的 1 种或 2 种, 余量由 Fe 和不可避免的杂质构成, 并且组织由铁素体和面积百分率超过 30% 的铁素体以外的第 2 相构成, 与钢管纵向垂直的断面平均晶粒直径是 2 μ m 以下。

28. 权利要求 25 - 27 中任一项所述的超细晶粒钢管, 其特征是, 减径轧制后的组织由铁素体和面积百分率超过 30% 的铁素体以外的第 2 相构成, 该钢管具有与钢管纵向垂直的断面的该铁素体的晶粒直径是 1 μ m 以下的超细晶粒。

说明书

超细晶粒钢管及其制造方法

发明领域

5 本发明是关于具有超细晶粒、具有高强度及高韧性、高延性并且耐碰撞冲击特性优异的钢管及其制造方法。

发明背景

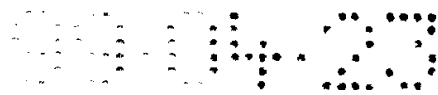
为了提高钢材的强度,通常的作法是添加Mn、Si等合金元素或进一步进行控制轧制、控制冷却、淬火回火等热处理,或者添加Nb、V等沉淀硬化型元素。但是,对于钢材来说不仅要求高的强度,而且
10 还要求良好的延展性和韧性,因此长久以来迫切需要强度和延展性、韧性均衡提高的钢材。

晶粒细化是可以同时提高强度、延展性和韧性的为数不多的重要手段之一。晶粒细化的方法有:防止奥氏体晶粒粗大化,由细的奥氏体出发进行奥氏体-铁素体相变,使铁素体晶粒细化的方法;通过加工使奥氏体晶粒细化,进而使铁素体晶粒细化的方法;以及,利用淬火、回火处理得到的马氏体、下贝氏体的方法等。
15

其中,通过在奥氏体区域的深加工及随后进行的奥氏体-铁素体相变使铁素体晶粒细化的控制轧制,在钢材制造生产中得到广泛应用。另外,也可以添加微量的Nb,抑制奥氏体晶粒再结晶,使铁素体晶粒进一步细化。通过在奥氏体的未再结晶区域进行加工,使奥氏体晶粒伸长,晶粒内产生形变带,由该形变带生成铁素体晶粒,可以使铁素体晶粒更加细化。为了使铁素体晶粒进一步细化,还可以采用在加工过程中或加工后进行冷却的控制冷却方法。
20

但是,采用上述方法,铁素体晶粒直径最多只能细化达到4-5 μm 的程度,并且在用于制造钢管时使工艺过程复杂化。鉴于上述情况,为了提高钢管的韧性和延展性,迫切需要通过简化的工序使铁素体晶粒进一步细化。另外,最近人们对汽车安全性的要求越来越高,采用上述方法制造为满足安全性要求而提高耐碰撞冲击性能的钢管
25 时,需要进行设备改造等大幅度的工艺改造等,由于生产成本方面的原因而受到限制。
30

另外,为了提高管道用钢管的耐硫化物应力腐蚀开裂性能,目前



的作法是通过减少杂质及调整合金元素进行硬度控制。

以往，为了提高耐疲劳性能，需要进行淬火、回火，高频淬火，渗碳等热处理，或者大量添加Ni、Cr、Mo等贵重的合金元素。但是，采用这些方法时，焊接性能恶化并且生产成本提高。

- 5 抗拉强度超过600MPa的高强度钢管，一般是采用C含量在0.30%以上的材料或者除了高的C含量外还大量添加其它合金元素的材料制造。但是，用这种方法提高强度的高强度钢管，其延伸率降低，因此应避免进行深度加工，在必须进行深度加工的场所，加工过程中需要进行中间退火，然后进行回火或者淬火、回火等热处理。
- 10 但是，进行中间退火等热处理使工艺过程复杂化。

由于上述原因，迫切需要不进行中间退火而使高强度钢管的深度加工成为可能，另外，为了提高高强度钢管的加工性能，希望使晶粒进一步细化。

- 15 本发明的目的是，有效地解决上述问题，不需要进行大幅度的工艺改造，提供延展性和耐碰撞冲击性能良好的钢管及其制造方法。本发明的另一目的是，提供铁素体晶粒细化达到3μm以下、最好是2μm或1μm以下，韧性和延展性良好的具有超细晶粒的钢管及其制造方法。

- 20 另外，本发明还有一个目的是，提供具有超细晶粒且加工性能良好的、抗拉强度在600MPa以上的高强度钢管及其制造方法。

发明概述

- 25 本发明人对可以以高的制管速度生产延展性良好的高强度钢管的钢管制造方法进行了深入的研究，结果发现，对特定成分的钢管在铁素体回复、再结晶温度区域内进行减径轧制，可以制造强度-延展性均衡优良的高延展性、高强度钢管。

首先，说明构成本发明基础的试验结果。

- 30 将含有0.09wt% C - 0.40wt% Si - 0.80wt% Mn - 0.04wt% Al的电焊钢管(φ42.7mmD × 2.9mm t)加热到750 - 550℃范围内的各个温度，用拉力减径机以200m / 分的轧制输出速度进行减径轧制，制成外径在φ33.2 - 15.0mm之间的各种制品管。轧制后，测定制品管的抗拉强度(TS)和延伸率(EL)，图1中示出延伸率-强度的关系(图中的标记●)。

另外，标记○是表示各种尺寸的焊接的、未进行减径轧制的电焊钢管的延伸率-强度关系的例子。

考虑到试片的尺寸效应，延伸率（E l）的值采用按

$$E l = E l O \times (\sqrt{a O / a})^{0.4}$$

5 （式中，E l O：实测延伸率，a O：292 mm²，a：试片断面积（mm²））求出的换算值。

由图1可以看出，将原料钢管加热至750-550℃进行减径轧制时，与如焊接原样的电焊钢管的延伸率-强度的关系相比，在同一强度的条件下可以得到较高的延伸率。即，本发明人发现，将特定
10 成分的原料钢管加热至750-400℃进行减径轧制，可以制造延展性-强度均衡优良的高强度钢管。

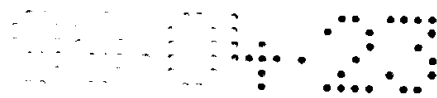
另外，业已证实，用上述方法制造的钢管具有3 μm以下的细小的铁素体晶粒。本发明人为了调查耐碰撞冲击性能，使应变速度大幅度变化达到2000 s⁻¹，求出抗拉强度（TS）与铁素体晶粒直径
15 的关系。结果如图2所示，铁素体晶粒直径达到3 μm以下时，TS显著增大，特别是在应变速度很大的碰撞冲击变形时TS显著增大。也就是说，具有细小的铁素体晶粒的钢管，不仅延展性-强度均衡良好，而且具有显著改善的耐碰撞冲击性能。

另外，旨在获得具有超细晶粒的钢管的本发明，是具有与钢管纵向垂直的断面的铁素体的平均晶粒直径在1 μm以下的超细晶粒的
20 钢管的制造方法，其特征是，将外径OD i（mm）、与钢管纵向垂直的断面的铁素体平均晶粒直径为d i（μm）的原料钢管加热，进行平均轧制温度θ m（℃）、合计缩径率T red（%）的减径轧制，制成外径OD f（mm）的制品管，所述的减径轧制是在400℃以上至加热或均热温度以下的温度范围内进行，并且所述的平均晶粒直径
25 d i（μm）、平均轧制温度θ m（℃）和合计缩径率T red（%）的关系满足下列（1）式

$$d i \leq (2.65 - 0.003 \times \theta m) \times 10^{\{(0.008 + \theta m / 50000) \times T red\}} \quad \text{--- (1)}$$

30

式中，d i：原料钢管的平均晶粒直径（μm），θ m：平均轧制温度（℃）=（θ i + θ f）/ 2，θ i：轧制开始温度，θ f：轧制



终止温度, T_{red} : 合计缩径率 (%) = $(OD_i - OD_f) \times 100 / OD_i$, OD_i : 原料钢管外径 (mm), OD_f : 制品管外径 (mm)。在本发明中, 上述减径轧制优选的是在 $400 - 750^\circ\text{C}$ 温度范围内进行。另外, 在本发明中上述原料钢管的加热或均热优选的是在 A_c3 相变点以下, 另外, 以原料钢管的 A_c1 相变点为基准, 该原料钢管的加热或均热优选的是在 $(A_c1 + 50^\circ\text{C})$ 以下的温度范围内, 上述减径轧制最好是在润滑条件下的轧制。

上述减径轧制最好是至少包括 1 个道次以上每 1 道次的缩径率在 6% 以上的轧制道次的轧制, 另外, 上述累计缩径率最好是在 60% 以上。

另外, 在本发明的具有平均晶粒直径 $1\mu\text{m}$ 以下的超细晶粒的钢管及其制造方法中, 所述的原料钢管是含有 C: 0.70% (重量) 的钢管, 优选的是, 上述原料钢管是含有 (重量%) C: 0.005 - 0.30%、Si: 0.01 - 3.0%、Mn: 0.01 - 2.0%、Al: 0.001 - 0.10%, 余量由 Fe 和不可避免的杂质构成的钢管。另外, 在本发明中, 所述的钢管在上述成分的基础上还可以含有选自下列 A - C 组中的 1 组或 2 组以上中的 1 种以上:

A 组: Cu: 1% 以下、Ni: 2% 以下、Cr: 2% 以下、Mo: 1% 以下;

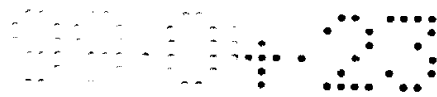
B 组: Nb: 0.1% 以下、V: 0.5% 以下、Ti: 0.2% 以下、B: 0.005% 以下;

C 组: REM; 0.02% 以下、Ca: 0.01% 以下。

另外, 本发明人还发现, 在上述钢管的制造方法中, 将原料钢管的成分进一步限定在适当的范围内, 可以制造高强度、高韧性且耐应力腐蚀开裂性能良好的钢管, 可以用来作为干线管道用钢管。

以往, 对于干线管道用钢管来说, 为了提高耐应力腐蚀开裂性能, 需要减少 S 等杂质或通过合金元素的调整进行硬度控制。但是, 采用这种方法时, 高强度化有一定限制, 而且生产成本提高。

通过将原料钢管的成分进一步限定在适宜的范围内并且在铁素体再结晶区域内进行减径轧制, 可以实现微细铁素体和微细碳化物的分散, 得到高的强度和高的韧性, 同时可以进一步限制合金元素, 减轻焊接硬化性, 抑制裂纹的产生和扩展, 提高耐应力腐蚀开裂性能。



即，本发明通过对含有（重量%）C：0.005 - 0.10%、
Si：0.01 - 0.5%、Mn：0.01 - 1.8%、Al：0.001
- 0.10%，此外还含有选自Cu：0.5%以下、Ni：0.5
%以下、Cr：0.5%以下、Mo：0.5%以下中的1种或2种
5 以上，或者还含有选自Nb：0.1%以下、V：0.1%以下、Ti：
0.1%以下、B：0.004%以下中的1种或2种以上，或者还
含有选自REM：0.02%以下、Ca：0.01%以下中的至少
1种或2种，余量由Fe和不可避免的杂质构成的原料钢管，进行满
足上述（1）式的减径轧制，可以制造延展性和耐碰撞冲击特性良好
10 且耐应力腐蚀开裂性能优异的钢管。

另外，本发明人还发现，在上述的钢管制造方法中，通过将原料
钢管的成分进一步限定在适宜的范围内，可以制造高强度、高韧性和
耐疲劳性能良好的钢管，从而可以用来作为高疲劳强度钢管。

将成分限定在适宜的范围内的原料钢管在铁素体回复、再结晶区
15 域内进行拉力减径，可以实现微细铁素体和微细析出物的分散，获得
高的强度和高的韧性，同时还可以限制合金元素，减少焊接硬化性，
抑制疲劳裂纹的产生和扩展，提高耐疲劳性能。

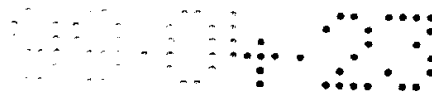
即，本发明通过对含有（重量%）C：0.06 - 0.30%、
Si：0.01 - 1.5%、Mn：0.01 - 2.0%、Al：0.001
20 - 0.10%，余量由Fe和不可避免的杂质构成的原料钢管进行满
足上述（1）式的减径轧制，可以制造延展性、耐碰撞冲击性能和耐
疲劳性能良好的钢管。

另外，还可以得到加工性能良好的高强度钢管，其特征是，具有
含（重量%）C：0.30以上 - 0.70%、Si：0.01 - 2.0
25 %、Mn：0.01 - 2.0%、Al：0.001 - 0.10%，
余量由Fe和不可避免的杂质构成的组成，并且组织由铁素体和面积
百分率超过30%的铁素体以外的第2相构成，具有与钢管纵向垂直
的断面的平均晶粒直径在2 μm以下或者与钢管纵向垂直的断面的
该铁素体的晶粒直径在1 μm以下的超细晶粒。

30 附图的简要说明

图1是表示钢管的延伸率与抗拉强度的关系的曲线图。

图2是表示拉伸应变速度对于钢管的抗拉强度与铁素体晶粒直径



的关系的影响的曲线图。

图 3 是表示本发明的一个实施例的钢管的金相组织的电子显微镜照片。

图 4 是表示用于实施本发明的设备系列的一个例子的示意图。

5 图 5 是表示用于实施本发明的与固相压焊钢管制造设备相连接的设备系列的一个例子的示意图。

图 6 是表示影响本发明的一个实施例的制品管晶粒细化的合计缩径率与原料钢管的平均晶粒直径的关系的曲线图。

10 图 7 是表示耐硫化物应力腐蚀开裂性能试验的试验片形状的示意图。

符号说明

- 1 带钢
- 2 预热炉
- 3 成形加工装置
- 15 4 边缘预热用感应加热装置
- 5 边缘加热用感应加热装置
- 6 挤压辊
- 7 开管
- 8 原料钢管
- 20 1 4 开卷机
- 1 5 焊接装置
- 1 6 制品管
- 1 7 活套挑
- 1 8 切断机
- 25 1 9 钢管矫直装置
- 2 0 温度计
- 2 1 拉力减径装置
- 2 2 均热炉（焊缝冷却及管加热装置）
- 2 3 去除氧化皮的装置
- 30 2 4 急冷装置
- 2 5 再加热装置
- 2 6 冷却装置

发明的优选实施方式

在本发明中，使用钢管作为原料。对于原料钢管的制造方法没有特别的限制。可以使用采用高频电流、用电阻焊接法制成的电阻焊接钢管（电焊钢管），将开管的两边缘部位加热到固相压焊温度区域、通过压焊制成的固相压焊钢管，锻接钢管，以及用曼内斯曼式穿孔轧制制成的无缝钢管。

下面说明原料钢管及制品钢管的化学成分限定理由。

C: 0. 7 0 % 以下

C 固溶于基体中或者形成碳化物析出，是增大钢的强度的元素，另外，形成硬质的第 2 相析出的微细的渗碳体、马氏体、贝氏体有助于提高延展性（均匀伸长）。为了确保所要求的强度，通过形成第 2 相析出的渗碳体等获得提高延展性的效果，C 含量应在 0. 0 0 5 % 以上，优选的是 0. 0 4 % 以上。另外，C 含量应在 0. 3 0 % 以下，优选的是 0. 1 0 % 以下。即，C 的适宜含量范围是 0. 0 0 5 - 0. 30 %，优选的是 0. 0 4 - 0. 3 0 %。

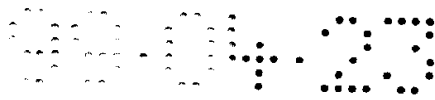
作为干线管道钢管使用时，为了提高耐应力腐蚀开裂性能，C 含量应在 0. 1 0 % 以下。超过 0. 1 0 % 时，焊接部位硬化，致使耐应力腐蚀开裂性能恶化。

作为高疲劳强度钢管使用时，为了提高耐疲劳性能，C 含量应在 0. 0 6 - 0. 3 0 %。低于 0. 0 6 % 时，由于强度不足，致使耐疲劳性能恶化。

为了确保抗拉强度达到 6 0 0 M P a 以上的所要求的强度，C 含量必须在 0. 3 0 % 以上，但其含量超过 0. 7 0 % 时，延展性恶化，因而将 C 含量限定在 0. 3 0 以上 - 0. 7 0 % 的范围。

S i: 0. 0 1 - 3. 0 %

S i 被用来作为脱氧剂，它固溶于基体中，提高钢的强度。其含量在 0. 0 1 % 以上、特别是在 0. 1 % 以上时，可以体现出上述效果，超过 3. 0 % 时，延展性恶化。对于高强度钢管来说，基于延展性的考虑，将其含量上限定为 2. 0 %。因此，S i 的含量限定为 0. 01 - 3. 0 % 或 0. 0 1 - 2. 0 % 的范围，优选的是 0. 1 - 1. 5 % 的范围。



另外，作为干线管道用钢管使用时，为了提高耐应力腐蚀开裂性能，S i 含量应在 0.5 % 以下。其含量高于 0.5 % 时，焊接部位硬化，致使耐应力腐蚀开裂性能劣化。

再有，作为高疲劳强度钢管使用时，为了提高耐疲劳性，S i 含量应在 1.5 % 以下。超过 1.5 % 时，会产生夹杂物，使耐疲劳性能恶化。

M n: 0.01 - 2.0 %

M n 是提高钢的强度的元素，在本发明中可以促进作为第 2 相的渗碳体的微细析出，或者促进马氏体、贝氏体的析出，其含量低于 0.01 % 时，不能确保获得所要求的强度，而且会阻碍渗碳体的微细析出或马氏体、贝氏体的析出，反之，高于 2.0 % 时，强度过度增大，致使延展性恶化。因此，M n 的含量限定为 0.01 - 2.0 % 的范围。从强度 - 延伸率均衡的角度考虑，M n 含量优选的是 0.2 - 1.3 % 的范围，最好是 0.6 - 1.3 % 的范围。

另外，作为干线管道用钢管时，为了提高耐应力腐蚀开裂性能，M n 含量在 1.8 % 以下为宜，高于 1.8 % 时，焊接部位硬化，致使耐应力腐蚀开裂性能恶化。

A l: 0.001 - 0.10 %

A l 具有细化晶粒的作用。为了使晶粒细化，其含量至少必须在 0.001 % 以上，超过 0.10 % 时，氧系夹杂物的数量增加，纯净度恶化。因此，A l 的含量限定为 0.001 - 0.10 % 的范围，优选的是 0.015 - 0.06 %。在上述原料钢管的基本成分的基础上，还可以添加选自下述 A - C 组的 1 组或 2 组以上中的每组中的 1 种或 2 种以上元素。

A 组: C u: 1 % 以下、N i: 2 % 以下、C r: 2 % 以下、M o: 1 % 以下

C u、N i、C r 和 M o 都可以提高钢的淬透性，是提高强度的元素，可根据需要添加 1 种或 2 种。这些元素使相变点降低，具有细化铁素体晶粒或第 2 相的作用。但是，C u 添加过量时，热加工性恶化，因而将其上限定为 1 %。N i 可以增加强度并改善韧性，但添加超过 2 % 时，其效果达到饱和，成本增大，不经济，因而将其上限定为 2 %。C r 或 M o 添加过多时，焊接性和延展性恶化，而且成本提

高，因而将它们的上限分别定为 2 % 和 1 %。

优选的是 Cu: 0.1 - 0.6 %、Ni: 0.1 - 1.0 %、Cr: 0.1 - 1.5 %、Mo: 0.05 - 0.5 %。

另外，作为干线管道用钢管时，为了提高耐应力腐蚀开裂性能，Cu、Ni、Cr 和 Mo 中的任一种应限制在 0.5 % 以下。添加量超过 0.5 % 时，焊接部位硬化，致使耐应力腐蚀开裂性能劣化。

B 组: Nb: 0.1 % 以下、V: 0.5 % 以下、Ti: 0.2 % 以下、B: 0.005 % 以下

Nb、V、Ti 和 B 形成碳化物、氮化物或碳氮化物析出，是有助于晶粒细化和提高强度的元素，特别是在具有被加热到高温的焊接部位的钢管中，有利于焊接时加热过程中的晶粒细化，在冷却过程中可以作为铁素体的析出核心，具有防止焊接部位硬化的作用，可根据需要添加 1 种或 2 种以上。但添加过多时，焊接性和韧性恶化，因而这些元素的上限分别为 Nb: 0.1 %，V: 0.5 %、优选的是 0.3 %，Ti: 0.2 %、B: 0.005 %、优选的是 0.004 %。这些元素的优选范围是 Nb: 0.005 - 0.05 %、V: 0.05 - 0.1 %、Ti: 0.005 - 0.10 %、B: 0.0005 - 0.002 %。

另外，作为干线管道用钢管时，为了提高耐应力腐蚀开裂性能，Nb、V 和 Ti 应分别限制在 0.1 % 以下。Nb、V、Ti 添加超过 0.1 % 大量添加时，由于沉淀硬化，导致耐应力腐蚀开裂性能恶化。

C 组: REM: 0.02 % 以下、Ca: 0.01 % 以下

REM 和 Ca 都具有调整夹杂物的形状、改善加工性能的作用，此外，它们形成硫化物、氧化物或硫酸化物析出，可以防止具有焊接部位的钢管的焊接部位硬化，根据需要可以添加 1 种以上。REM 超过 0.02 %，Ca 超过 0.01 % 时，夹杂物过多，纯净度降低，因而延展性恶化。反之，REM 低于 0.004 %，Ca 低于 0.001 % 时，上述作用较小，因而 REM 含量应在 0.004 % 以上，Ca 含量应在 0.001 % 以上。

在原料钢管和制品钢管中，除上述成分外，余量由 Fe 和不可避免的杂质构成。作为不可避免的杂质，可以允许 N: 0.010 % 以下、O: 0.006 % 以下、P: 0.025 % 以下、S: 0.020 %

以下。

N: 0. 0 1 0 % 以下

N, 与 A 1 结合使晶粒细化所必须的量最多可以允许 0. 0 1 0 % , 其含量高于该数值时, 延展性恶化, 因此应降低到 0. 0 1 0 % 以下, 优选的是 N: 0. 0 0 2 - 0. 0 0 6 % .

O: 0. 0 0 6 % 以下

O 形成氧化物, 使纯净度恶化, 应尽可能减少, 最多可以允许 0. 006 % .

P: 0. 0 2 5 % 以下

P 在晶界处偏析, 使韧性恶化, 因此应尽可能减少 P 的含量, 最多可以允许 0. 0 2 5 % .

S: 0. 0 2 0 % 以下

S 的存在使硫化物增多, 导致纯净度恶化, 应尽可能减少, 最多可以允许 0. 0 2 0 % .

15

下面说明制品钢管的组织。

1) 本发明的钢管, 组织是由铁素体平均晶粒直径在 3 μ m 以下的铁素体为主的组织构成的、延展性和耐碰撞冲击性能良好的钢管。

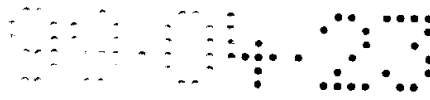
铁素体晶粒直径超过 3 μ m 时, 不能显著改善延展性和对于应变速度大的冲击载荷的性能即耐碰撞冲击性能。优选的是, 铁素体平均晶粒直径在 1 μ m 以下。

本发明中的铁素体平均晶粒直径, 是用奈塔尔硝酸乙醇腐蚀液腐蚀与钢管纵向垂直的断面, 然后用光学显微镜或电子显微镜观察其组织, 求出 2 0 0 个以上铁素体晶粒的当量圆直径, 采用其平均值。

本发明中所述的以铁素体为主的组织, 包括未析出第 2 相的铁素体单相组织以及由铁素体和铁素体以外的第 2 相构成的组织。

铁素体以外的第 2 相有马氏体、贝氏体和渗碳体, 它们可以单独析出或复合析出。第 2 相的面积百分率为 3 0 % 以下。析出的第 2 相有助于改善变形时的均匀伸长, 提高钢管的延展性和耐碰撞冲击性能, 这种作用在第 2 相的面积百分率超过 3 0 % 时减小。

2) 本发明的高强度钢管的组织是由铁素体和面积百分率超过 3 0 % 的铁素体以外的第 2 相构成, 与钢管纵向垂直的断面的平均晶粒



直径是 $2\ \mu\text{m}$ 以下。铁素体以外的第 2 相有马氏体、贝氏体和渗碳体，它们可以单独析出，也可以复合析出。第 2 相的面积百分率超过 30%。析出的第 2 相有助于改善强度和均匀伸长，提高钢管的强度和延展性，这种作用在第 2 相的面积百分率低于 30% 时减小。铁素体以外的第 2 相的面积百分率应在 30% 以上、60% 以下。超过 60% 时，由于渗碳体粗大化而导致延展性恶化。

平均晶粒直径超过 $2\ \mu\text{m}$ 时，延展性没有明显改善，加工性能也没有明显的提高。优选的是，铁素体平均晶粒直径是 $1\ \mu\text{m}$ 以下。

本发明中的平均晶粒直径，是用奈塔尔硝酸乙醇腐蚀液腐蚀与钢管纵向垂直的断面，然后用光学显微镜或电子显微镜观察其组织，求出 200 个以上晶粒的当量圆直径，采用其平均值。另外，第 2 相的晶粒直径，在第 2 相是珠光体时，以珠光体团的边界作为晶界，在第 2 相是贝氏体、马氏体时，以束的边界作为晶界，测定其晶粒直径。

图 3 中示出本发明钢管的组织的一个例子。

下面说明本发明钢管的制造方法。

将上述成分的原料钢管加热到 $A_{c3} - 400\ ^\circ\text{C}$ ，优选的是 $(A_{c1} + 50\ ^\circ\text{C}) - 400\ ^\circ\text{C}$ ，最好是 $750 - 400\ ^\circ\text{C}$ 的温度。

加热温度超过 A_{c3} 相变点时，表面性状恶化，同时晶粒变得粗大。因此，原料钢管的加热温度应在 A_{c3} 相变点以下，优选的是 $(A_{c1} + 50\ ^\circ\text{C})$ 以下，最好是 $750\ ^\circ\text{C}$ 以下。加热温度低于 $400\ ^\circ\text{C}$ 时，不能确保适宜的轧制温度，因此加热温度应当在 $400\ ^\circ\text{C}$ 以上。

随后，对被加热的原料钢管进行减径轧制。

减径轧制最好是使用三辊方式的拉力减径机进行，但不限于此。拉力减径机最好是配置多台，连续地进行轧制。台架数可根据原料钢管的尺寸和制品钢管的尺寸适当确定。

减径轧制的轧制温度应在铁素体的回复、再结晶温度区域的 $A_{c3} - 400\ ^\circ\text{C}$ ，优选的是 $(A_{c1} + 50\ ^\circ\text{C}) - 400\ ^\circ\text{C}$ ，最好是 $750 - 400\ ^\circ\text{C}$ 的范围。轧制温度超过 A_{c3} 相变点时，得不到超细晶粒，强度较低而且延展性没有提高。因此，轧制温度应在 A_{c3} 相变点以下，优选的是 $(A_{c1} + 50\ ^\circ\text{C})$ 以下，最好是 $750\ ^\circ\text{C}$ 以下。另一方面，轧制温度低于 $400\ ^\circ\text{C}$ 时，由于蓝脆性而导致脆化，在轧制过程中材料有可能断裂。

另外，轧制温度低于 400°C 时，材料的变形抗力增大，轧制难以进行，而且回复和再结晶不充分，加工应变容易残留下来。因此，减径轧制的轧制温度应在 $A_{c3} - 400^{\circ}\text{C}$ ，优选的是 $(A_{c1} + 50^{\circ}\text{C}) - 400^{\circ}\text{C}$ ，最好是 $750 - 400^{\circ}\text{C}$ 的范围。最理想的范围是 $600 - 700^{\circ}\text{C}$ 。

减径轧制的累计缩径率为 20% 以上。

累计缩径率 $(= (\text{原料钢管外径} - \text{制品钢管外径}) / (\text{原料钢管外径}) \times 100\%)$ 低于 20% 时，由回复和再结晶引起的晶粒细化不充分，不能形成富有延展性的钢管，此外制管速度缓慢，生产效率低下。因此，在本发明中将累计缩径率规定为 20% 以上。另外，累计缩径率在 60% 以上时，由于加工硬化而引起强度增大，而且组织的细化变得十分显著，即使是在上述成分范围内合金元素添加量偏低的低成分系钢管，也能得到强度和延展性均衡优良、强度/延展性俱佳的钢管。因此，累计缩径率最好是在 60% 以上。

在减径轧制过程中，最好是至少包含有 1 道每 1 道次的缩径率在 6% 以上的轧制道次。

减径轧制的每 1 道次的缩径率小于 6% 时，由回复和再结晶引起的晶粒细化不充分。反之，大于 6% 时，由于加工发热引起温度上升，可以防止轧制温度降低。每 1 道次的缩径率最好是在 8% 以上，这样可以获得更大的晶粒细化效果。

本发明中的钢管的减径轧制是双轴应力状态的轧制加工，可以获得显著的晶粒细化效果。与此相对，钢板的轧制除在轧制方向外在板宽方向（与轧制方向垂直）也存在自由端，是单轴应力状态的轧制加工，因而晶粒细化作用十分有限。

另外，在本发明中，减径轧制最好是在润滑条件下进行轧制。在润滑条件下进行减径轧制（润滑轧制）时，厚度方向上的应变分布均匀，晶粒直径的分布在厚度方向上的均一的。在无润滑轧制时，由于剪切作用使得应变集中在材料的表面层，容易导致厚度方向上的晶粒不均一。润滑轧制可以使用通常公知的矿物油或在矿物油中混合合成酯的冷轧润滑油进行，冷轧润滑油没有特别的限制。

减径轧制加工后，将钢材冷却到室温，冷却方法可以采用空冷，不过为了尽可能抑制晶粒长大，最好是采用水冷或者喷雾冷却、强制

铁素体 + 奥氏体两相组织或奥氏体单相组织，加工后难以形成铁素体组织或以铁素体为主的组织，通过铁素体加工而产生的晶粒细化效果减小。另外，轧制温度高于 750℃ 时，再结晶后的铁素体晶粒显著长大，难以形成细小的晶粒。轧制温度低于 400℃ 时，处于蓝脆性区域，难以轧制或者再结晶不充分，容易残留加工应变，延展性和韧性低下。因此，减径轧制的轧制温度应在 400℃ 以上、 A_{c3} 相变点以下或者 $(A_{c1} + 50℃)$ 以下、最好是 750℃ 以下的温度范围。优选的温度范围是 560 - 720℃，最好是 600 - 700℃。

减径轧制应在上述轧制温度范围内进行，并且，原料钢管的与钢管纵向垂直的断面的铁素体平均晶粒直径 $d_i (\mu m)$ 、减径轧制的平均轧制温度 $\theta_m (℃)$ 和合计缩径率 $T_{red} (%)$ 的关系满足 (1) 式。

d_i 、 θ_m 和 T_{red} 的关系不满足 (1) 式时，制品管的铁素体的平均晶粒直径（与钢管纵向垂直的断面）不能达到 1 μm 以下，高强度钢管的平均晶粒直径（与钢管纵向垂直的断面）同样也不能达到 2 μm 以下。

图 6 中示出用连续设置 2 台 4 辊轧机的拉力减径装置，以 200 米 / 分的轧制输出速度、在平均轧制温度 550℃、700℃ 下将 JIS STKM13A 标准的原料钢管 ($OD_i = 60.3 mm$ 、壁厚: 3.5 mm) 轧制成各种直径的制品管时，对制品管的晶粒直径产生影响的合计缩径率与原料钢管的平均晶粒直径的关系。在满足 (1) 式的斜线区域内，制品管的晶粒直径达到 1 μm 以下。

减径轧制后，最好是将制品管 16 冷却到 300℃ 以下。冷却方法可以采用空冷，不过，为了尽可能抑制晶粒长大，最好是采用急冷装置 24 进行水冷，或者采用喷雾冷却、强制空冷等通常公知的冷却方法。冷却速度在 1℃ / 秒以上，优选的是 10℃ / 秒以上。

另外，在本发明中，也可以在拉力减径装置 21 的进料一侧或者在拉力减径装置 21 的途中设置冷却装置 26，进行温度调节。还可以在拉力减径装置 21 的进料一侧设置去除氧化皮的装置 23。

在本发明中作为原料的原料钢管可以是无缝钢管、电焊钢管、锻接钢管或固相压焊钢管等。另外，本发明的超细晶粒钢管的制造工序

可以接在上述原料钢管生产线后连续地进行。图 5 中示出与固相压焊钢管生产线连续进行的一个例子。

从开卷机 1 4 放出的带钢 1，通过焊接装置 1 5 与先行的带钢连接，通过活套挑 1 7 在预热炉 2 中预热，然后利用由成形辊组构成的成形加工装置 3 制成开管 7，用边缘预热用感应加热装置 4 和边缘加热用感应加热装置 5 将开管 7 的边缘部位加热至熔点以下的温度区，用挤压辊 6 对焊，制成原料钢管 8。

然后按上面所述，在均热炉 2 2 中将原料钢管 8 在一定的温度下加热或均热，然后用去除氧化皮装置 2 3 除去氧化皮，用拉力减径装置 2 1 减径轧制，用切断机切断，再用钢管矫直装置 1 9 矫直，制成制品管 1 6。用温度计 2 0 测定钢管的温度。

另外，如上所述，上述减径轧制最好是在润滑条件下的轧制。

采用上述制造方法，可以得到具有以铁素体为主的组织并且具有与钢管纵向垂直的断面的铁素体平均晶粒直径在 $1\ \mu\text{m}$ 以下的超细晶粒的钢管。另外，采用上述制造方法，还具有所得电焊钢管、锻接钢管、固相压焊钢管等的接缝部位的硬度均一的效果。

另外，不需要进行中间退火就可以得到具有由铁素体和面积百分率在 30 % 以上的铁素体以外的第 2 相构成的组织、并且具有与钢管纵向垂直的断面的平均晶粒直径在 $2\ \mu\text{m}$ 以下的超细晶粒的高强度钢管。

实施例 1

用感应加热线圈将具有表 1 所示化学成分的原料钢管加热至表 2 所示的温度，然后用 3 辊结构的拉力减径机按表 2 所示的轧制条件制成制品管。表 2 中所示的固相压焊钢管使用按下述方法制成的钢管，即将 2.6 mm 厚的热轧带钢预热到 $600\ ^\circ\text{C}$ ，然后用多个成形辊连续成形，得到开管，接着，利用感应加热将开管的两边缘部位预热至 $1000\ ^\circ\text{C}$ ，再用感应加热将两边缘部位加热至未熔化温度区的 $1450\ ^\circ\text{C}$ ，用挤压辊对接固相压焊，形成 $\phi 42.7\ \text{mm} \times 2.6\ \text{mm}$ 厚的钢管。另外，无缝钢管使用将连铸坯加热，用曼内斯曼芯棒方式的轧机制管得到的无缝钢管。

调查这些制品管的抗拉性能、碰撞冲击性能和组织，结果示于表



2 中。拉伸性能的测定使用 J I S 1 1 号试片。至于屈服应力，在可以明确观察到屈服现象的场合采用下屈服点的数值，除此之外采用 0 . 2 % P S .

另外，考虑到试片的尺寸效应，延伸率的值采用按

5
$$E 1 = E 1 0 \times (\sqrt{a 0 / a})^{0.4}$$

(式中，E 1 0：实测延伸率，a 0：2 9 2 m m²，a：试片断面积 (m m²)) 求出的换算值。

碰撞冲击性能是，进行应变速度 2 0 0 0 s⁻¹ 的高速拉伸试验，由所得到的应力 - 应变曲线求出应变 3 0 % 以下的吸收能，将其作为
10 碰撞冲击吸收能进行评价。

另外，碰撞冲击性能是用汽车实际碰撞时的应变速度 1 0 0 0 - 2 0 0 0 s⁻¹ 下的材料变形能来代表，该能量越大，碰撞冲击性能越好。

由表 2 可以看出，本发明范围的本发明例 (№ 1 - 1 6 、 № 1 9
15 - 2 2) 得到延展性和强度均衡优良的钢管。不但在高应变速度下的抗拉强度高，而且碰撞冲击吸收能也很高。反之，本发明范围以外的比较例 № 1 7 、 № 1 8 和 № 2 3 ，不是延展性低就是强度低，强度 - 延展性的均衡较差，耐碰撞冲击性也很差。

比较例 № 1 7 和 № 1 8 的缩径率在本发明的范围以外，铁素体晶
20 粒粗大，强度 / 延展性的均衡恶化，耐碰撞冲击吸收能低下。

实施例 2

用感应加热线圈将具有表 3 所示化学成分的原料钢管加热至表 4 所示的温度，然后用 3 辊结构的拉力减径机按表 4 所示的轧制条件制成制品管。原料钢管的制造方法与实施例 1 相同。
25

与实施例 1 同样调查这些制品管的抗拉性能、碰撞冲击性能和组织，结果示于表 4 中。

由表 4 可以看出，本发明范围的本发明例 (№ 2 - 1 ~ № 2 - 3 、 № 2 - 6 ~ № 2 - 8 、 № 2 - 1 0 ~ № 2 - 1 4) 得到延展性和强度
30 均衡优良的钢管。不仅在高应变速度下的抗拉强度高，耐碰撞冲击吸收能也高。反之，本发明范围以外的比较例 № 2 - 4 、 № 2 - 5 和 № 2 - 9 ，不是延展性低就是强度低，强度 - 延展性的平衡较差，耐碰

撞冲击性也很差。

采用本发明，可以实现以往所没有的延展性-强度均衡提高，得到耐碰撞冲击性能良好的钢管，另外，本发明的钢管的二次加工性能例如液压成形等凸肚加工性也很好，是适合于凸肚加工的钢管。

- 5 本发明的钢管中，焊接钢管（电焊钢管）或经过焊缝冷却的固相压焊钢管，经过减径轧制使硬化的焊缝部位与母管部分具有同等的硬度，从而显著地改善了凸肚加工性能。

实施例 3

- 10 用感应加热线圈将具有表 5 所示化学成分的原料钢管加热至表 6 所示的温度，然后用 3 辊结构的拉力减径按表 6 所示的轧制条件加工成制品管。本实施例中的原料钢管使用通过控制轧制、控制冷却制造的热轧钢板制成的 $\phi 110 \text{ mm} \times 4.5 \text{ mm}$ 厚的钢管。

- 15 调查这些制品管的抗拉性能、碰撞冲击性能、组织和耐硫化物应力腐蚀开裂性能，结果示于表 6 中。与实施例 1 同样，拉伸性能的测定采用 J I S 11 号试片。另外，考虑到试片的尺寸效应，延伸率的值采用按 $E l = E l O \times (\sqrt{a O / a})^{0.4}$ （式中， $E l O$ ：实测延伸率， $a O$ ：292 mm²， a ：试片断面积（mm²））求出的换算值。

- 20 另外，与实施例 1 同样，碰撞冲击性能是，进行应变速度 2000 s^{-1} 的高速拉伸试验，由所得到的应力-应变曲线求出应变量 30% 以下的吸收能，将其作为碰撞冲击吸收能进行评价。

- 25 另外，碰撞冲击性能是用汽车实际碰撞时的应变速度 $1000 - 2000 \text{ s}^{-1}$ 下的材料变形能来代表，该能量越大，碰撞冲击性能越好。

- 此外，耐硫化物应力腐蚀开裂性能是使用图 7 中所示的 C 环状试片，在 N A C E 浴（0.5% 醋酸 + 5% 食盐水、H₂S 饱和、温度 25℃、1 个大气压）中施加相当于屈服强度的 120% 的拉伸应力，在 200 小时的试验周期内调查有无断裂，进行评价。C 环状试片是从制品管母材的 T 方向（圆周方向）上切取的。每个试验在同一条件下各进行 2 根试片。
- 30

由表 6 可以看出，本发明范围的本发明例（No 3 - 1 ~ No 3 - 3、

№ 3 - 5 ~ № 3 - 8、№ 3 - 10、№ 3 - 12) 得到延展性和强度均衡优良的钢管。不但在高应变速度下的抗拉强度高, 碰撞冲击吸收能也高。另外, 耐硫化物应力腐蚀开裂性能也很好, 作为干线管道用钢管具有优异的性能。另一方面, 本发明范围以外的比较例 № 3 - 4、№ 3 - 9 和 № 3 - 11, 不是延展性低就是强度低, 强度 - 延展性的平衡恶化, 耐碰撞冲击性也很差, 在 N A C E 浴中的试验过程中发生断裂, 耐硫化物应力腐蚀开裂性能恶化。

比较例 № 3 - 4 的缩径率在本发明的范围以外, 铁素体晶粒粗大, 强度 / 延展性平衡恶化, 耐碰撞冲击吸收能低下, 耐硫化物应力腐蚀开裂性能劣化。

比较例 № 3 - 9 和 № 3 - 11 的减径轧制的轧制温度在本发明的范围以外, 铁素体晶粒粗大, 强度 / 延展性平衡恶化, 耐碰撞冲击吸收能低下, 耐硫化物应力腐蚀开裂性能劣化。

实施例 4

用感应加热线圈将具有表 7 所示化学成分的原料钢管加热到表 8 所示的温度, 然后用 3 辊结构的拉力减径机按表 8 所示的轧制条件加工成制品管。本实施例中的原料钢管使用按下述两种方法制成的钢管, 即用多个成形辊将热轧带钢成形为开管, 接着利用感应加热将开管的两边缘部位焊接, 得到 $\phi 110 \text{ mm} \times 2.0 \text{ mm}$ 厚的电焊钢管; 以及将连铸坯加热, 用曼内斯曼芯棒方式的轧机制成的 $\phi 110 \text{ mm} \times 3.0 \text{ mm}$ 厚的无缝钢管。

调查这些制品管的抗拉性能、碰撞冲击性能、组织和耐疲劳性能, 结果示于表 8 中。拉伸性能和碰撞冲击性能与实施例 1 同样进行。

疲劳性能采用取自制品管上的实管试片, 在大气中进行悬臂式交变疲劳试验 (交变速度: 20 Hz), 求出疲劳强度。

由表 8 可以看出, 本发明范围的本发明例 (№ 4 - 1、№ 4 - 3、№ 4 - 6 ~ № 4 - 9) 得到延展性和强度均衡优良的钢管。不但在高应变速度下的抗拉强度高, 碰撞冲击吸收能也高。另外, 耐疲劳性也很好, 作为高疲劳强度钢管具有优异的性能。反之, 本发明范围以外的比较例 № 4 - 2、№ 4 - 4 和 № 4 - 5 的疲劳强度低下。比较例 № 4 - 2 没有进行减径轧制, 比较例 № 4 - 5 的缩径率在本发明的范围

以外，比较例 № 4 - 4 的减径轧制的轧制温度在本发明的范围以外，这些比较例的铁素体晶粒粗大，强度 / 延展性平衡恶化，耐碰撞冲击吸收能低下，耐疲劳性劣化。

5 实施例 5

将具有表 9 所示化学成分的原料钢 A 1 热轧成 4.5 mm 厚的带钢。利用图 5 所示的设备系列，将该带钢 1 在预热炉 2 中预热至 600℃，然后用由多个成形辊组构成的成形加工装置 3 连续成形，制成开管 7。接着，用边缘预热用感应加热装置 4 将开管 7 的两边缘部位预
10 热至 1000℃，再用边缘加热用感应加热装置 5 将两边缘部位加热至 1450℃，用挤压辊 6 对接固相压焊，得到 $\phi 88.0 \text{ mm} \times 4.5 \text{ mm}$ 厚的原料钢管 8。

随后，用焊缝冷却及管加热装置 22 将原料钢管加热至表 10 中所示的加热、均热温度，然后用设置有多个 3 辊结构的拉力减径机的
15 拉力减径装置 21 将其加工成规定的外径尺寸的制品管。所使用的轧机台数，在制品管的外径为 $\phi 60.3 \text{ mm}$ 的场合是 6 台，在制品管外径为 $\phi 42.7 \text{ mm}$ 的场合是 16 台。

另外，№ 5 - 2 的制品管在减径轧制时使用了在矿物油中混合合成酯而形成的冷轧润滑油进行润滑轧制。

20 减径轧制后将制品管空冷。

调查这些制品管的晶粒直径、拉伸性能和冲击性能，结果示于表 10 中。晶粒直径是以 5000 倍的放大倍数对与钢管纵向垂直的断面（C 断面）分别观察 5 个视野以上，测定铁素体的平均晶粒直径。拉伸性能的测定使用 J I S 11 号试片。另外，考虑到试片的尺寸
25 效应，延伸率（E1）的值采用按

$$E1 = E10 \times (\sqrt{a0/a})^{0.4}$$

（式中，E10：实测延伸率，a0：100 mm²，a：试片断面积（mm²））求出的换算值。冲击性能（韧性）是对实管进行夏氏冲击试验，使用 -150℃ 温度下的 C 断面的延性断面比率进行评
30 价。实管夏氏冲击试验是在与实管纵向垂直开一个 2 mm 的 V 型缺口，然后进行冲击破坏，求出韧性断口率。

由表 10 可以看出，本发明范围的本发明例（№ 5 - 2、№ 5 -

4 ~ № 5 - 7、№ 5 - 9 ~ № 5 - 11、№ 5 - 13) 的铁素体都是平均晶粒直径 $1\ \mu\text{m}$ 的细晶粒，延伸率和韧性都很高，是强度和韧性、延展性均衡优良的钢管。另外，进行了润滑轧制的 № 5 - 2，壁厚方向上的晶粒不均一较少。与此相比，本发明范围以外的比较例 (№ 5 - 1、№ 5 - 3、№ 5 - 8、№ 5 - 12) 的晶粒粗大化，延展性和韧性恶化。此外，本发明范围的制品管的组织是铁素体 + 珠光体、铁素体 + 渗碳体、或者铁素体 + 贝氏体。

实施例 6

10 用转炉熔炼具有表 9 所示化学成分的钢 B 1，再用连续优铸造法铸成钢坯。加热该钢坯，用曼内斯曼芯棒方式的轧机制管，得到 $\phi 110.0\text{mm} \times 6.0\text{mm}$ 厚的无缝钢管。用感应加热线圈将这些无缝钢管再加热至表 11 所示的温度，用 3 辊结构的拉力减径机制成表 11 所示外径的制品管。所使用的轧机的台数，在制品管的外径为 $\phi 60.3\text{mm}$ 的场合是 18 台，在外径为 $\phi 42.7\text{mm}$ 的场合是 20 台，在外径为 $\phi 31.8\text{mm}$ 的场合是 24 台，在外径为 $\phi 25.4\text{mm}$ 的场合是 28 台。

调查为这些制品管的特性，结果示于表 11 中。所述制品管的特性即组织、晶粒直径、拉伸性能和韧性与实施例 5 同样进行调查。

20 由表 11 可以看出，本发明范围的本发明例 (№ 6 - 1、№ 6 - 3、№ 6 - 6、№ 6 - 7 和 № 6 - 9)，铁素体的平均晶粒直径是 $1\ \mu\text{m}$ 以下，延伸率和韧性都很高，是强度和韧性、延展性均衡优良的钢管。与此相对，本发明范围以外的比较例 (№ 6 - 2、№ 6 - 4、№ 6 - 5 和 № 6 - 8) 的铁素体晶粒粗大，延展性和韧性恶化。

25 另外，本发明范围的制品管的组织是铁素体 + 珠光体、铁素体 + 渗碳体或铁素体 + 贝氏体。

实施例 7

30 用感应加热线圈将具有表 12 所示化学成分的原料钢管加热至表 13 所示的温度，然后用 3 辊结构的拉力减径机按表 13 所示的轧制条件制成制品管。所使用的轧机的台数，在原料钢管为无缝钢管的场合是 24 台，在原料钢管是固相压焊管和电焊管的场合是 16 台。

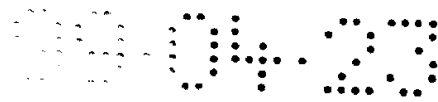


表 1 3 中所示的固相压焊钢管是使用按下述方法制成的钢管，即，将 2.3 mm 厚的热轧带钢预热到 600℃，然后用多个成形辊连续成形，制成开管，接着用感应加热将开管的两边缘部位预热至 1000℃，再用感应加热将两边缘部位加热至熔点以下的 1450℃，用挤压辊对接固相压焊，得到规定外径的钢管。另外，所述的无缝钢管使用将连铸坯加热，用曼内斯曼芯棒方式的轧机加工成的 $\phi 110.0 \times 4.5$ mm 厚的无缝钢管。

调查这些制品管的特性，结果示于表 1 3 中。所述制品管的特性即组织、晶粒直径、拉伸性能和韧性与实施例 1 同样进行调查。

由表 1 3 可以看出，本发明范围的本发明例，铁素体的平均晶粒直径是 1 μ m 以下，延伸率和韧性都很高，是强度和韧性、延展性均衡优良的钢管。另外，本发明范围的制品管的组织是铁素体 + 珠光体、铁素体 + 珠光体 + 贝氏体、铁素体 + 渗碳体、铁素体 + 马氏体。

实施例 8

将具有表 1 4 所示化学成分的原料钢热轧成 4.5 mm 厚的带钢。利用图 5 所示的设备系列，将该带钢 1 在预热炉 2 中预热至 600℃，然后用由多个成形辊组构成的成形加工装置 3 连续成形，制成开管 7。接着，用边缘预热用感应加热装置 4 将开管 7 的两边缘部位预热至 1000℃，再用边缘加热用感应加热装置 5 将两边缘部位加热至 1450℃，用挤压辊 6 对接固相压焊，得到 $\phi 110 \text{ mm} \times T 4.5$ mm 原料钢管 8。

随后，用焊缝冷却及管加热装置 2 2 将原料钢管加热至表 1 5 中所示的加热、均热温度，然后用设置有多辊结构的拉力减径机的拉力减径装置 2 1 将其加工成规定的外径尺寸的制品管。所使用的轧机台数，在制品管的外径为 $\phi 60.3$ mm 的场合是 6 台，在制品管外径为 $\phi 42.7$ mm 的场合是 16 台。

另外，№ 1 - 2 的制品管在减径轧制时使用了在矿物油中混合合成酯而形成的冷轧润滑油进行润滑轧制。

减径轧制后将制品管空冷。

调查这些制品管的晶粒直径和拉伸性能，结果示于表 1 5 中。晶粒直径是以 5000 倍的放大倍数对与钢管纵向垂直的断面 (C 断

面) 分别观察 5 个视野以上, 测定铁素体和第 2 相的平均晶粒直径。拉伸性能的测定使用 J I S 1 1 号试片。另外, 考虑到试片的尺寸效应, 延伸率 (E l) 采用按

$$E l = E l O \times (\sqrt{ (a O / a) }) ^ { 0.4 }$$

5 (式中, E l O: 实测延伸率, a O: 1 0 0 m m², a: 试片断面积 (m m²)) 求出的换算值。

由表 1 5 可以看出, 本发明范围的本发明例 (№ 1 - 2、 № 1 - 4 ~ № 1 - 7、 № 1 - 1 0) 的平均晶粒直径都是 2 μ m 的细晶粒, 延伸率和韧性都很高, 抗拉强度在 6 0 0 M P a 以上, 是强度和韧性、延展性均衡优良的钢管。

另外, 进行了润滑轧制的 № 1 - 2, 壁厚方向上的晶粒不均一较少。与此相比, 本发明范围以外的比较例 (№ 1 - 1、 № 1 - 3、 № 1 - 8、 № 1 - 9) 的晶粒粗大化, 延展性恶化。

另外, 本发明范围的制品管的组织是具有铁素体和作为第 2 相的面积百分率在 3 0 % 以上的渗碳体的组织。

实施例 9

用感应加热线圈将具有表 1 6 所示化学成分的原料钢管再加热至表 1 7 所示的温度, 然后用 3 辊结构的拉力减径机制成表 1 7 所示外径的制品管。所使用的轧机的台数是 1 6 台。

调查这些制品管的特性, 结果示于表 1 7 中。所述制品管的特性即组织、晶粒直径和拉伸性能与实施例 8 同样进行调查。

由表 1 7 可以看出, 本发明范围的本发明例 (№ 2 - 1 ~ № 2 - 6), 铁素体的平均晶粒直径是 2 μ m 以下, 抗拉强度在 6 0 0 M P a 以上, 延伸率也很高, 是强度和延展性均衡优良的钢管。与此相对, 本发明范围以外的比较例 (№ 2 - 7 和 № 2 - 8) 的晶粒粗大, 强度低下, 没有得到所要求的抗拉强度。

另外, 本发明范围的制品管的组织是具有铁素体和作为第 2 相的面积百分率超过 3 0 % 的珠光体、渗碳体、贝氏体或马氏体的组织。

采用本发明, 可以得到以往所没有的延展性 - 强度均衡提高的高强度钢管, 另外, 本发明钢管的二次加工性能例如液压成形等凸肚加工很好, 是适合于凸肚加工的钢管。

本发明的钢管中，在焊接钢管或经过焊缝冷却的固相压焊钢管中，硬化焊缝部位经减径轧制后具有与母管部分同等的硬度，凸肚加工性显著得到改善。

【表 1】

钢 No.	化学组成(wt%)								Ac ₁ ℃	Ac ₃ ℃	备注
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O			
A	0.09	0.40	0.80	0.012	0.005	0.035	0.0035	0.0025	770	900	本发明例
B	0.08	0.07	1.42	0.015	0.011	0.036	0.0038	0.0036	760	875	本发明例
C	0.06	0.21	0.35	0.013	0.008	0.028	0.0025	0.0028	775	905	本发明例
D	0.11	0.22	0.45	0.017	0.013	0.018	0.0071	0.0035	775	885	本发明例
E	0.21	0.20	0.50	0.016	0.013	0.024	0.0043	0.0030	770	855	本发明例
F	0.03	0.05	0.15	0.021	0.007	0.041	0.0026	0.0038	780	905	本发明例
G	0.09	0.15	0.52	0.024	0.003	0.004	0.0025	0.0026	775	890	本发明例

[表2]

[表2-1]

No.	原料钢管		减径轧制条件							制品管径 mm	制品管特性							其它	备注
	种类	外径 mm	加热温度 ℃	轧制开始温度 ℃	轧制终止温度 ℃	累积减径率 %	总道次数	6%以上/道次的道次数	最终轧制速度 m/min		抗拉强度 TS MPa	延伸率 E1 %	高拉强度 MPa	碰撞冲击吸收能 MJ·m ⁻²	铁素体 粒径 μm	第2相面积率 %	第2相种类*		
1	A	固相压焊管	42.7	750	710	690	55	14	9	200	15.0	525	44	728	242	2.0	10	C	本发明例
2	A	固相压焊管	42.7	700	670	650	65	14	9	200	15.0	575	43	780	260	2.0	11	C	本发明例
3	A	固相压焊管	42.7	650	635	620	65	14	9	200	15.0	622	40	864	292	1.0	11	C	本发明例
4	A	固相压焊管	42.7	700	655	630	40	7	4	140	25.5	537	43	761	257	1.0	11	C	本发明例
5	A	固相压焊管	42.7	650	605	590	40	7	4	140	25.5	580	38	799	267	1.5	11	C	本发明例
6	A	固相压焊管	42.7	700	660	630	30	5	3	120	29.7	512	40	724	241	1.5	11	C	本发明例
7	A	固相压焊管	42.7	650	615	590	30	5	3	120	29.7	562	38	799	268	1.0	11	C	本发明例
8	A	固相压焊管	42.7	700	660	640	22	3	2	110	33.2	493	42	712	230	1.0	11	C	本发明例
9	A	固相压焊管	42.7	650	615	585	22	3	2	110	33.2	541	39	755	249	1.5	11	C	本发明例
10	A	固相压焊管	42.7	650	620	580	22	7	0	110	33.2	537	36	751	242	1.5	11	C	本发明例

[表2]

[表2-2]

No	钢 No	原料钢管		减径轧制条件								制品管径 mm	制品管特性							其它	备注
		种类	外径 mm	加热 温度 ℃	轧制开 始温度 ℃	轧制终 止温度 ℃	累积 减径率 %	总道 次数	6%以 上/道 次的道 数	最终轧 制速度 m/min	抗拉强度 MPa		延伸 率 E1 %	高速拉 伸强度 MPa	碰撞冲击 吸收能 MJ·m ⁻³	铁素体 粒径 μm	第2相 面积率 %	第2相 种类 及本			
11	B	电焊钢管	42.7	650	650	622	65	14	9	200	15.0	555	42	792	265	1.0	15	C		本发明例	
12	B	电焊钢管	42.7	600	590	580	65	14	9	200	15.0	611	37	850	289	1.0	15	C		本发明例	
13	C	电焊钢管	42.7	650	640	620	65	14	9	200	15.0	492	42	685	225	2.5	7	C		本发明例	
14	D	无缝钢管	110	700	695	670	77	17	10	150	25.6	475	52	666	219	2.0	9	C		本发明例	
15	E	无缝钢管	110	700	695	670	77	17	10	150	25.6	526	46	733	231	2.0	22	C+B		本发明例	
16	A	固相压焊管	42.7	550	540	528	85	14	9	200	15.0	588	30	892	299	2.5	12	C		本发明例	
17	C	电焊钢管	42.7	—	—	—	0	—	—	—	42.7	409	43	566	185	11.0	6	P	**	比较例	
18	C	电焊钢管	42.7	650	630	615	11	3	1	80	38.0	427	40	570	191	7.0	8	C		比较例	
19	F	电焊钢管	42.7	650	600	545	65	14	9	200	15.0	552	29	744	248	3.0	0	—		本发明例	
20	G	电焊钢管	42.7	750	705	690	65	14	9	200	15.0	431	48	611	202	3.0	13	C		本发明例	
21	G	电焊钢管	42.7	650	620	615	65	14	9	200	15.0	511	33	704	233	3.0	13	C		本发明例	
22	G	电焊钢管	42.7	750	710	685	41	7	4	140	25.3	425	47	604	206	3.0	12	C		本发明例	
23	G	电焊钢管	42.7	950	910	890	22	3	2	110	33.1	410	45	570	183	18.0	13	C		比较例	

(注) *: C 渗碳体、B 贝氏体、M 马氏体、P 珠光体

**: 未减径轧制

【表3】

钢 No.	化学组成 (wt%)															Ac ₁ ℃	Ac ₃ ℃	备注			
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Ti				B	Ca	
H	0.07	0.20	0.66	0.018	0.005	0.028	0.0022	0.0025	—	—	—	—	—	0.009	0.008	—	—	—	765	895	本发明例
I	0.08	0.04	1.35	0.015	0.011	0.036	0.0041	0.0032	—	—	—	—	0.10	—	—	—	0.002	—	755	885	本发明例
J	0.15	0.21	0.55	0.009	0.004	0.010	0.0028	0.0028	—	—	0.21	0.53	—	—	—	—	—	—	785	890	本发明例
K	0.05	1.01	1.35	0.012	0.001	0.035	0.0030	0.0030	—	—	0.92	—	—	0.015	0.011	0.0023	—	—	790	905	本发明例
L	0.15	0.22	0.41	0.018	0.003	0.031	0.0036	0.0038	0.11	0.15	—	—	—	—	—	—	0.002	—	760	875	本发明例

[表4]

No	钢 No	原料钢管		减径轧制条件							制品管外		制品管特性						其它	备注
		种类	外径 mm	加热 温度 ℃	轧制开 始温度 ℃	轧制终 止温度 ℃	累积 减径率 %	总道 次数	6%以 上/道 次的道 次数	最终轧 制速度 m/min	管径 mm	抗拉强度 T S MPa	延伸 率 E l %	高速拉 伸强度 MPa	碰撞冲击 吸收能 MJ·m ⁻²	铁素体 粒径 μm	第2相 面积率 %	第2相 种类*		
2-1	H	固相压焊管	42.7	730	700	640	65	14	9	200	15.0	530	43	734	242	2.0	8	C		本发明例
2-2		固相压焊管	42.7	670	640	600	65	14	9	200	15.0	640	38	884	301	1.0	7	C		本发明例
2-3		固相压焊管	42.7	620	600	560	65	14	9	200	15.0	730	32	931	318	2.0	8	C		本发明例
2-4		固相压焊管	42.7	—	—	—	0	—	—	—	42.7	470	40	640	195	7.0	7	C	※	比较例
2-5		固相压焊管	42.7	670	640	600	11	3	1	80	38.0	490	37	666	199	6.0	8	C		比较例
2-6	I	固相压焊管	42.7	700	670	620	41	7	4	140	25.3	530	40	724	240	2.5	13	C		本发明例
2-7		固相压焊管	42.7	800	780	770	41	7	4	140	25.3	500	44	682	223	2.5	12	C		本发明例
2-8		固相压焊管	42.7	850	830	820	41	7	4	140	25.3	480	41	644	205	2.8	14	C+P		本发明例
2-9		固相压焊管	42.7	950	930	910	41	7	4	140	25.3	390	40	532	130	6.5	15	P		比较例
2-10	J	无缝钢管	110	700	700	690	69	17	15	400	34.1	663	42	885	298	1.5	23	C+B		本发明例
2-11	K	电焊钢管	42.7	720	690	650	65	14	9	200	15.0	712	34	931	318	1.5	12	M		本发明例
2-12	L	无缝钢管	110	700	700	680	77	24	18	400	25.4	581	44	802	259	1.5	18	C		本发明例
2-13		无缝钢管	110	800	780	770	77	24	18	400	25.4	556	46	757	236	2.0	20	C		本发明例
2-14		无缝钢管	110	850	830	820	77	24	18	400	25.4	500	40	658	210	2.5	21	C+P		本发明例

注) *: C 渗碳体、B 贝氏体、M 马氏体、P 珠光体

**: 未减径轧制

【表5】

钢 No.	化学组成 (wt%)																Ac ₁	Ac ₃	备注		
	C	Si	Mn	P _T	S	Al	N	O	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Ti	B	Ca	REM		℃	℃
M	0.05	0.30	1.22	0.007	0.001	0.022	0.0030	0.0028	—	0.20	—	0.05	0.05	0.05	0.011	—	—	—	770	895	本发明例
N	0.08	0.51	1.41	0.008	0.001	0.028	0.0035	0.0019	0.12	0.18	0.15	—	0.02	0.02	0.007	0.0011	—	—	760	890	本发明例
O	0.06	0.28	0.95	0.009	0.001	0.025	0.0026	0.0025	—	0.15	—	0.06	0.02	0.03	0.009	—	0.002	—	770	900	本发明例
P	0.06	0.30	1.18	0.008	0.001	0.028	0.0031	0.0023	0.15	0.15	—	—	0.04	0.03	0.009	—	—	0.007	765	900	本发明例
Q	0.04	0.10	1.50	0.006	0.001	0.018	0.0029	0.0023	—	—	—	0.06	0.06	0.04	—	—	—	—	770	885	本发明例

[表6]

No	钢	原料钢管		减径轧制条件							制品管		制品管特性									其它	备注
		种类	外径 mm	加热 温度 ℃	轧制开 始温度 ℃	轧制终 止温度 ℃	累积 减径率 %	总 道次 数	6%以 上/道 次的道 次 数	外径 mm	屈服 强度 MPa	抗拉强度 TS MPa	延伸 率 El %	高拉伸 强度 MPa	碰撞冲击 吸收能 MJ·m ⁻²	耐SSC性 有无破断 ***	铁素体 粒径 μm	第2相 面积率 %	第2 相种 类**				
3-1	M	电焊钢管	110	720	700	680	45	10	7	60.5	507	616	41	786	258	○	2.0	5	C	本发明例			
3-2			560	650	640	45	10	7	60.5	565	642	38	838	275	○	1.5	5	C	本发明例				
3-3			610	600	590	45	10	7	60.5	616	692	35	906	293	○	2.0	5	C	本发明例				
3-4			660	650	640	8	3	1	101.6	506	582	43	761	199	○	10.0	5	C	比较例				
3-5	N		660	650	640	45	10	7	60.5	637	724	35	943	307	○	2.0	20	C	本发明例				
3-6	O		720	700	690	69	17	15	34.1	560	625	42	815	270	○	1.5	5	C	本发明例				
3-7			800	780	770	69	17	15	34.1	538	611	43	772	250	○	2.0	5	C	本发明例				
3-8			850	830	820	69	17	15	34.1	521	593	45	733	230	○	2.5	5	C	本发明例				
3-9			950	920	900	69	17	15	34.1	431	538	39	668	180	×	6.0	8	CHB	比较例				
3-10	P		720	690	650	69	17	15	34.1	582	640	40	830	273	○	1.5	5	C	本发明例				
3-11			950	920	900	69	17	15	34.1	445	550	39	678	180	×	6.5	7	CHB	比较例				
3-12	Q		720	700	680	77	24	18	25.4	600	658	38	861	279	○	1.5	5	C	本发明例				

注) *: C渗碳体、B贝氏体、M马氏体

**: 未减径轧制

***: 0.2%PS

****: 未破断 O、破断 X

【表7】

钢 No.	化学组成 (wt%)																	Ac ₁ ℃	Ac ₃ ℃	备注	
	C	Si	Mn	P ;	S	Al	N	O	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Ti	B	Ca				REM
R	0.09	0.02	0.73	0.011	0.003	0.032	0.0036	0.0025	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	770	880	本发明例
S	0.11	0.15	1.28	0.007	0.001	0.028	0.0041	0.0025	0.12	0.18	0.15	—	—	—	—	—	—	—	755	850	本发明例
T	0.14	0.35	0.91	0.008	0.001	0.025	0.0038	0.0033	—	—	—	—	0.02	0.021	0.007	0.0011	—	—	770	870	本发明例
U	0.12	0.25	1.35	0.008	0.001	0.028	0.0030	0.0028	—	—	—	—	—	—	—	—	0.003	—	760	865	本发明例
V	0.21	0.20	0.48	0.009	0.001	0.025	0.0038	0.0031	0.12	0.12	0.11	0.05	0.02	0.009	0.009	—	—	0.006	765	840	本发明例

[表8]

No	钢 No	原料钢管		减径轧制条件						制品 外径 mm	制品管特性										备注
				加热 温度 ℃	轧制开 始温度 ℃	轧制终 止温度 ℃	累积 延伸率 %	总 道次 数	6%以 上/道 次的道 次数		屈服 强度 MPa ***	抗拉强度 TS MPa	延伸 率 E1 %	高拉伸 强度 MPa	碰撞冲击 吸收能 MJ·m ⁻²	疲劳强度 MPa ***	铁素体 粒径 μm	第2相 面积率 %	第2相 种类 **		
4-1	R	电焊钢管	110	660	650	630	68	14	9	35.0	466	550	47	742	198	220	220	1.5	14	C	本发明例
4-2			35.0	— **						35.0	364	448	45	553	124	140	140	13.0	15	C	比较例
4-3	S	电焊钢管	110	605	600	590	68	14	9	35.0	531	612	40	821	223	250	250	1.5	18	C	本发明例
4-4				880	860	830	68	14	9	35.0	421	517	38	648	143	155	155	8.0	16	C+B	比较例
4-5				660	650	640	18	4	2	90.0	451	522	36	679	151	160	160	9.0	18	C	比较例
4-6				700	690	670	77	17	10	25.6	525	575	42	761	255	250	250	0.9	18	C	本发明例
4-7	T	无缝钢管	110	660	650	630	77	17	10	25.6	507	596	40	795	196	235	235	2.0	16	C	本发明例
4-8	U	无缝钢管	110	660	650	630	77	17	10	25.6	523	618	39	806	198	240	240	2.5	20	C	本发明例
4-9	V	无缝钢管	110	660	650	630	77	17	10	25.6	570	657	37	850	210	255	255	2.0	23	C	本发明例

(注)

*: C 渗碳体、B 贝氏体、M 马氏体

** : 未减径轧制

*** : 0.2 %PS

**** : 疲劳循环次数可达10⁶次循环的负荷应力

【表9】

钢 No	化学组成 (wt %)						
	C	Si	Mn	P	S	Al	N
Al	0.06	0.05	0.35	0.018	0.019	0.028	0.0025
Bl	0.25	0.20	0.82	0.012	0.007	0.010	0.0028

[表10]

No.	钢 No	原料 钢管 外径 mm	原料 钢管 晶粒 直径 μm	原料钢管		减径轧制条件				制品 管 外径 mm	合计 缩 率 %	(1) 式		制品管特性						备注
				Ac ₁ ℃	Ac ₃ ℃	加热 温度 ℃	轧制 开始 温度 ℃	轧制 终止 温度 ℃	平均 轧制 温度 ℃			左边	右边	晶粒 直径 μm	屈服 点 YS MPa	抗拉 强度 TS MPa	延伸 率 (El) %	实管夏氏冲 击韧性断口 比率 %	* 组织	
5-1	Al	38.0	3.8	770	900	400	395	412	404	42.7	51.5	3.8	9.67	轧制中破断						比较例
5-2		450	445			458	452	60.3	31.5	3.8	4.45	0.92	613	648	41	90	F+P	P: 8	本发明例	
5-3		670	660			641	651	60.3	31.5	3.8	3.20	2.25	496	538	32	40	F+C	C: 6	比较例	
5-4		670	660			638	649	42.7	51.5	3.8	8.45	0.55	431	518	48	100	F+C	C: 6	本发明例	
5-5		810	775			748	762	42.7	51.5	3.8	5.74	0.99	415	448	38	75	F+B	B: 8	本发明例	
5-6		450	445			462	454	42.7	51.5	8.2	9.75	0.95	552	597	41	90	F+P	P: 8	本发明例	
5-7		600	590			592	591	42.7	51.5	8.2	9.19	0.81	451	502	44	95	F+P	P: 6	本发明例	
5-8		670	660			639	650	60.3	31.5	8.2	3.21	5.12	451	485	28	0	F+C	C: 5	比较例	
5-9		670	660			636	648	42.7	51.5	8.2	8.47	0.68	439	506	46	100	F+C	C: 5	本发明例	
5-10		735	720			702	711	31.8	63.9	8.2	13.57	0.78	448	496	44	95	F+B	B: 8	本发明例	
5-11		780	760			737	749	31.8	63.9	8.2	11.85	0.90	413	462	43	90	F+B	B: 8	本发明例	
5-12		450	445			458	452	42.7	51.5	13.1	9.75	6.92	560	574	23	0	F+P	P: 8	比较例	
5-13		445	440			466	453	31.8	63.9	13.1	15.86	0.96	607	656	42	90	F+P	P: 8	本发明例	

*: F铁素体、P珠光体、(包括伪珠光体)

C渗碳体、B贝氏体

[表1]

Na	No	原料 钢管 外径 mm	原料 钢管 晶粒 直径 μm	原料钢管		减径轧制条件				制品 管 外径 mm	合计 缩 率 %	(1) 式		制品管特性						备注	
				Ac ₁ ℃	Ac ₃ ℃	加热 温度 ℃	轧制 开始 温度 ℃	轧制 终止 温度 ℃	平均 轧制 温度 ℃			左 边	右 边	晶粒 直径 μm	屈服 点 YS MPa	抗拉 强度 TS MPa	延伸 率 (EL) %	实管夏氏冲 击韧性断口 比率 %	* 组织		第2相 面积率 %
6-1	BI	110.0	6.3	765	830	625	615	591	603	60.3	45.2	6.3	6.78	0.82	589	660	42	95	F+P	P: 23	本发明例
6-2						735	720	690	705	60.3	45.2	6.3	5.33	2.13	486	532	37	20	F+B	B: 25	比较例
6-3						735	720	684	702	42.7	61.2	6.3	12.14	0.91	513	588	43	90	F+B	B: 20	本发明例
6-4						560	550	553	552	42.7	61.2	15.2	14.53	2.36	601	643	41	20	F+P	P: 23	比较例
6-5		675	665	640	653	42.7	61.2	15.2	3.44	3.22	564	602	34	10	F+C	C: 16	比较例				
6-6		680	670	637	654	31.8	71.1	15.2	21.70	0.57	592	671	44	100	F+C	C: 16	本发明例				
6-7		785	765	726	746	31.8	71.1	15.2	17.59	0.88	568	623	46	90	F+B	B: 23	本发明例				
6-8		680	670	637	654	31.8	71.1	28.1	21.70	4.96	596	642	24	0	F+C	C: 18	比较例				
6-9						680	675	634	655	25.4	76.9	28.1	28.75	0.69	638	711	42	100	F+C	C: 18	本发明例

*: F铁素体, P珠光体 (包括伪珠光体)
C渗碳体, B贝氏体

[表13]

No.	钢 No.	原料钢管			原料钢管		减径轧制条件				制品管		(1) 式		制品管特性						备注	
		种类	外径 mm	晶粒 直径 μm	Ac ₁ ℃	Ac ₃ ℃	加热 温度 ℃	轧制 开始 温度 ℃	轧制 终止 温度 ℃	平均 轧制 温度 ℃	管 外径 mm	缩 率 %	左 边	右 边	晶粒 直径 μm	屈服 点 YS MPa	抗拉 强度 TS MPa	延伸 率 (EL) %	实管夏氏冲 击韧性断口 比率 %	* 组织		第2相 面积率 %
7-1	CI	固相压焊管	88.0	6.3	770	895	450	443	460	452	60.3	31.5	3.8	4.45	0.87	632	665	44	100	F+P	P: 15	本发明例
7-2																						
7-3	DI	固相压焊管	88.0	13.1	760	850	445	437	469	453	31.8	63.9	13.1	15.86	0.92	661	692	42	95	F+P+B	PB: 22	本发明例
7-4																						
7-5	EI	无缝钢管	110.0	6.3	785	880	625	610	596	603	60.3	45.2	6.3	6.78	0.80	688	713	37	100	F+P+B	PB: 25	本发明例
7-6																						
7-7	FI	无缝钢管	110.0	8.2	780	860	705	700	682	691	25.4	76.9	8.2	9.19	0.95	559	601	47	100	F+C	C: 11	本发明例
7-8	GI	固相压焊管	42.7	3.8	755	875	700	670	620	645	25.4	40.5	3.8	5.02	0.95	526	572	44	100	F+C	C: 10	本发明例
7-9																						
7-10	HI	电焊钢	42.7	5.5	775	900	720	690	653	672	15.1	64.6	5.5	9.19	0.88	688	736	38	95	F+M	M: 15	本发明例
7-11	II	固相压焊管	88.0	7.7	750	860	675	665	642	654	42.7	51.5	7.7	9.19	0.85	463	523	46	100	F+C	C: 14	本发明例

*: F铁素体、P珠光体 (包括伪珠光体)
C渗碳体、B贝氏体、M马氏体

【表 1 4】

钢 No.	化学组成 (wt%)					
	C	S i	M n	P	S	A l
A	0.43	0.32	1.53	0.008	0.003	0.015
B	0.53	0.21	0.85	0.011	0.004	0.025
C	0.35	0.35	1.31	0.013	0.003	0.031
D	0.33	0.35	0.86	0.012	0.003	0.022

[表 15]

No	钢 No	原料钢管			减径轧制条件				制品管 外径 mm	合计 缩径 率 %	(I) 式		制品管特性						备注
		外径 mm	晶粒 直径 μm	组织 *	加热 温度 $^{\circ}\text{C}$	轧制 开始 温度 $^{\circ}\text{C}$	轧制 终止 温度 $^{\circ}\text{C}$	平均 轧制 温度 $^{\circ}\text{C}$			左边	右边	晶粒 直径 μm	屈服 强度 YS MPa	抗拉 强度 TS MPa	延伸率 (EL) %	第2相组织 *	面积率 %	
1-1	A	110	6	F+P	900	880	850	865	42.7	61	6	1.9	7.5	504	641	37	P	65	比较例
1-2					750	730	700	715	42.7	61	6	12	1.0	624	721	39	C	60	本发明例
1-3					750	730	700	715	60.3	45	6	5.1	4.5	540	641	35	C, P	60	比较例
1-4					580	570	550	560	60.3	45	6	7.1	1.5	685	773	37	C	60	本发明例
1-5	B	110	9	F+P	700	680	650	665	42.7	61	9	13	1.5	660	759	40	C	65	本发明例
1-6					620	610	590	600	42.7	61	9	14	1.0	687	782	38	C	65	本发明例
1-7	C	110	12	F+P	620	610	590	600	42.7	61	12	14	1.5	610	700	40	C	40	本发明例
1-8					800	790	760	775	42.7	61	12	8.9	8.0	520	618	37	C, P	40	比较例
1-9	D	110	12	F+P	900	880	850	865	42.7	61	12	1.9	15	444	563	42	P	40	比较例
1-10					620	610	590	600	42.7	61	12	14	1.5	553	633	43	C	35	本发明例

*: F铁素体、P珠光体 (包括伪珠光体)
C渗碳体、B贝氏体、M马氏体。

【表16】

钢	化学组成 (wt%)														
	Na	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Ti
E	0.45	0.25	0.81	0.009	0.004	0.015	0.0028	0.15	0.20	0.12	0.08	—	—	—	—
F	0.36	0.26	0.97	0.008	0.003	0.021	0.0032	—	—	—	0.08	0.02	0.009	—	0.0019
G	0.48	0.25	0.78	0.014	0.006	0.018	0.0035	—	—	—	—	—	—	0.002	0.0023
H	0.35	0.25	1.35	0.012	0.002	0.015	0.0036	0.12	0.10	0.10	0.05	0.05	0.01	0.001	0.0022
I	0.33	0.15	0.51	0.013	0.004	0.028	0.0043	0.15	0.20	—	—	0.01	0.01	—	0.0025
J	0.32	0.15	0.53	0.011	0.003	0.036	0.0039	—	—	—	0.20	0.10	—	—	0.0021
K	0.09	0.02	0.73	0.011	0.003	0.032	0.0036	—	—	—	—	—	—	—	0.0025
L	0.08	0.21	0.58	0.016	0.004	0.029	0.0045	—	—	—	—	—	0.01	0.01	0.0019

【表17】

No	钢 No	原料钢管			减径轧制条件				制品管 外径 mm	合计 缩径 率 %	(I) 式		制品管特性						备注
		外径 mm	晶粒 直径 μm	组织 *	加热 温度 ℃	轧制 开始 温度 ℃	轧制 终止 温度 ℃	平均 轧制 温度 ℃			左边	右边	晶粒 直径 μm	屈服 强度 ^{††} YS MPa	抗拉 强度 TS MPa	延伸率 (EL) %	第2相组织		
																	*	面积率 %	
2- 1	E	110	11	F+P	670	660	630	645	42.7	61	11	13.6	659	761	39	C	65	本发明例	
2- 2	F	110	7	F+P	670	660	630	645	42.7	61	7	13.6	667	753	40	C	45	本发明例	
2- 3	G	110	10	F+P	670	660	630	645	42.7	61	10	13.6	623	739	40	C	65	本发明例	
2- 4	H	110	8	F+P	670	660	630	645	42.7	61	8	13.6	701	796	38	C	45	本发明例	
2- 5	I	110	11	F+P	670	660	630	645	42.7	61	11	13.6	603	678	42	C	40	本发明例	
2- 6	J	110	10	F+P	670	660	630	645	42.7	61	10	13.6	622	708	41	C	35	本发明例	
2- 7	K	110	12	F+P	670	660	630	645	42.7	61	12	13.6	469	539	45	C	11	比较例	
2- 8	L	110	11	F+P	670	660	630	645	42.7	61	11	13.6	446	530	43	C	8	比较例	

* : F铁素体、P珠光体 (包括伪珠光体)

C渗碳体、B贝氏体、M马氏体

** : 0.2% 屈服强度

产业上的应用

采用本发明，可以制造延展性和耐碰撞冲击性能良好的高强度钢管，生产率高，制造容易，扩大了钢管的用途，在产业上具有重要的意义。另外，采用本发明，耐应力腐蚀开裂性能良好的高强度、高韧性的管道用钢管以及耐疲劳性能良好的高强度、高延展性钢管的合金元素含量可以减少，降低制造成本。另外，采用本发明，可以容易地制造具有 $1\ \mu\text{m}$ 以下的超细晶粒、高强度且韧性和延展性良好的钢材，扩大了钢材的用途。

此外，不需要进行中间退火就可以容易地制造具有 $2\ \mu\text{m}$ 以下的超细晶粒、抗拉强度在 $600\ \text{MPa}$ 以上的高强度且韧性和延展性良好的钢材。

说明书附图

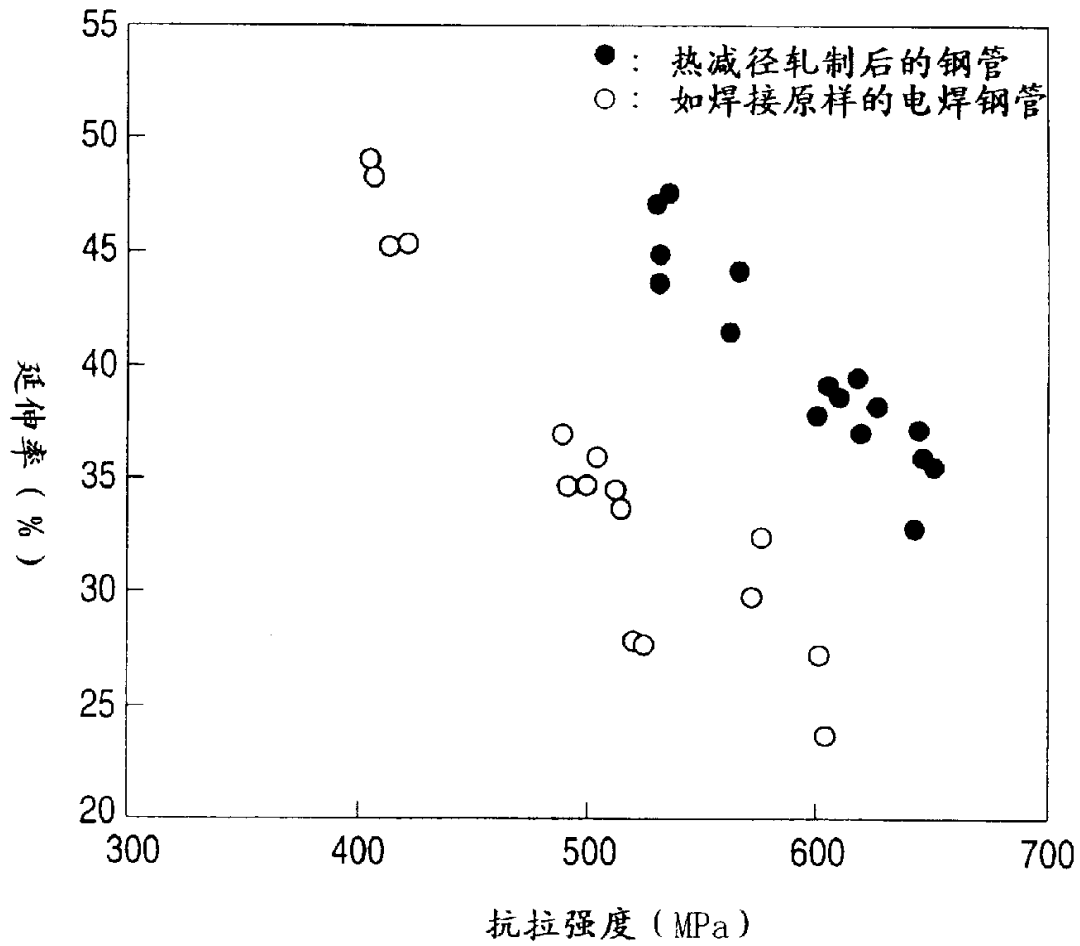


图 1

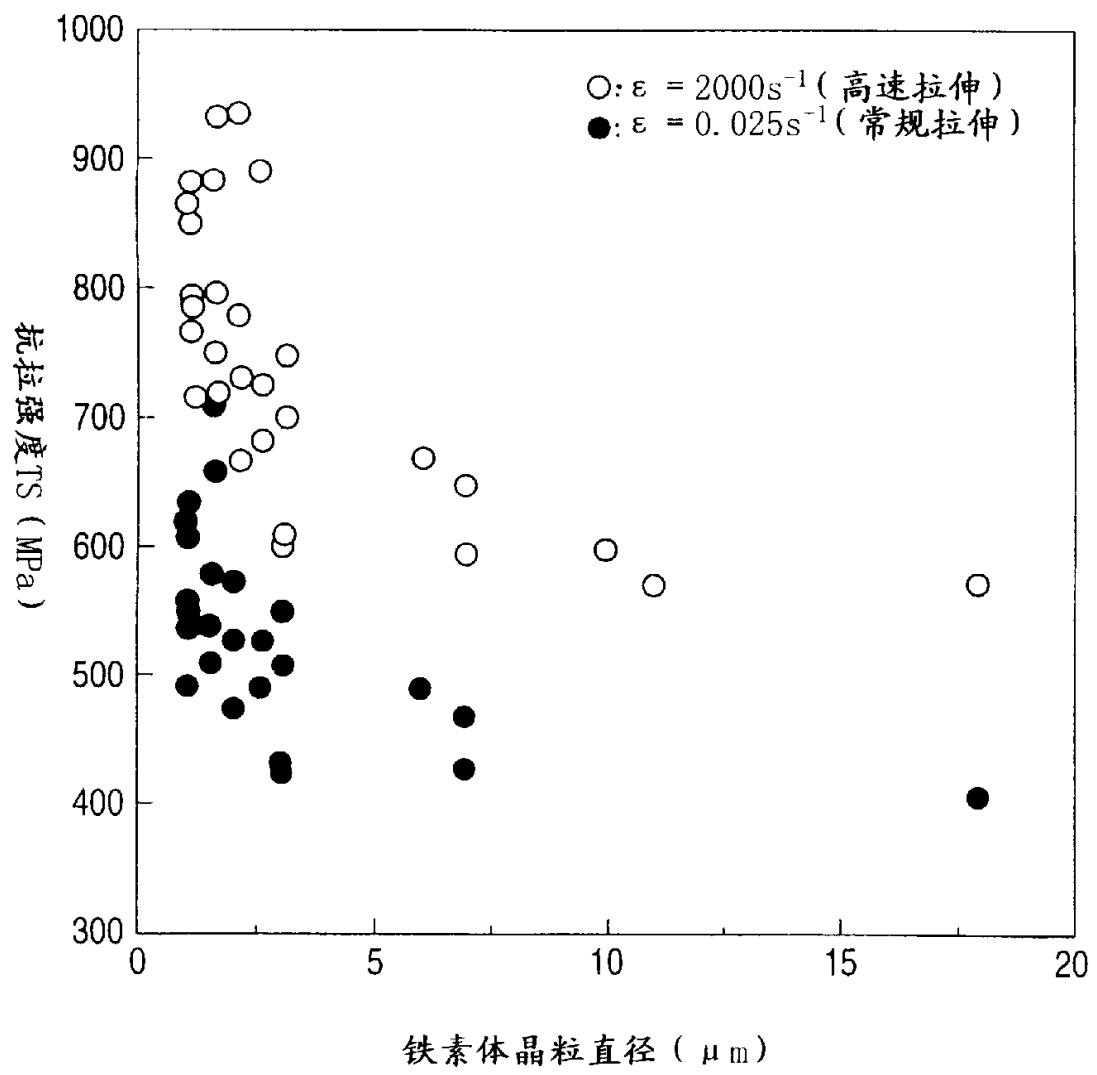
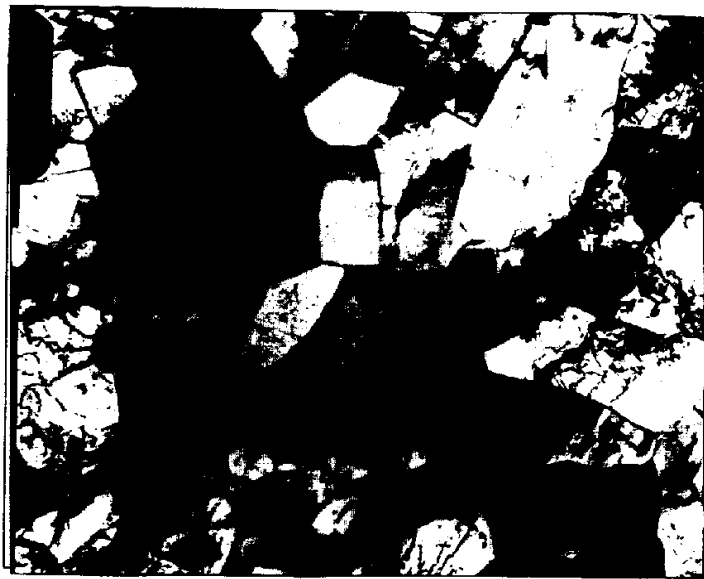


图 2



0.5μm

图 3

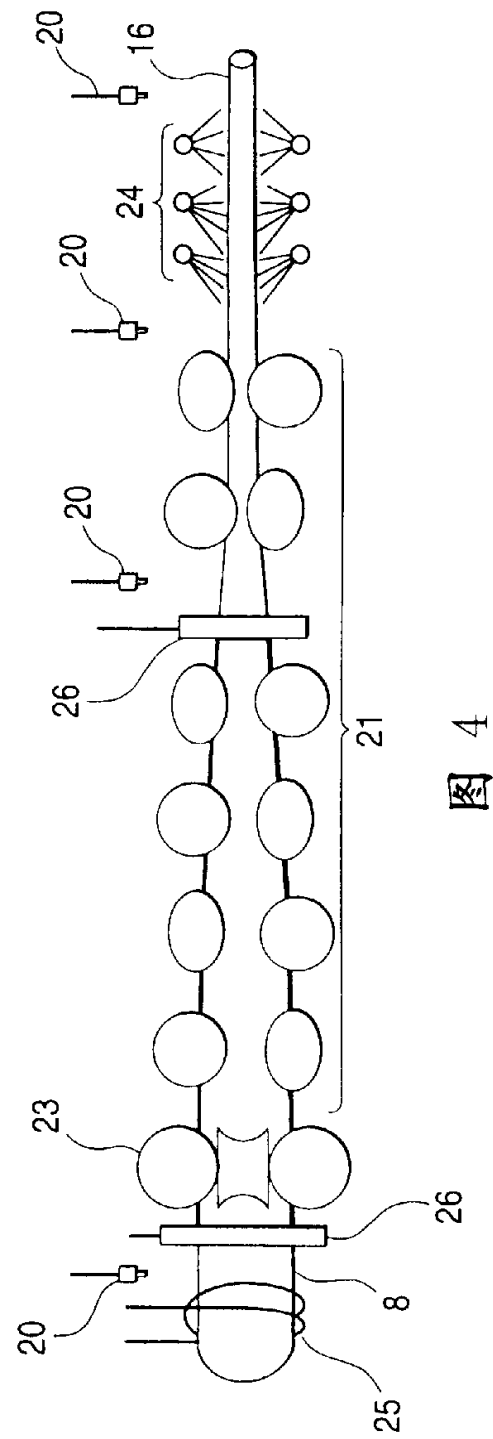


图 4

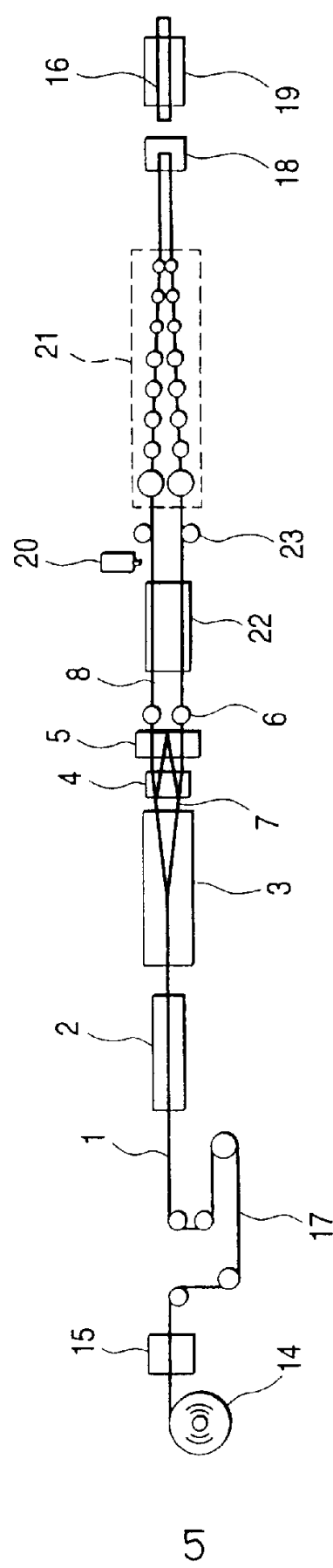


图 5

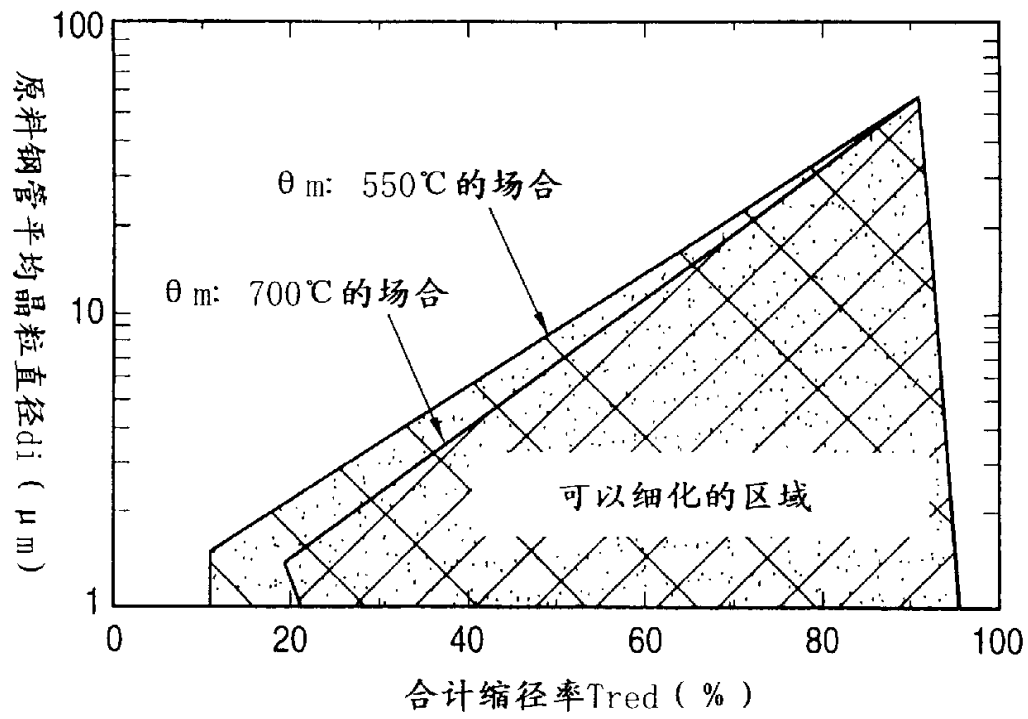


图 6

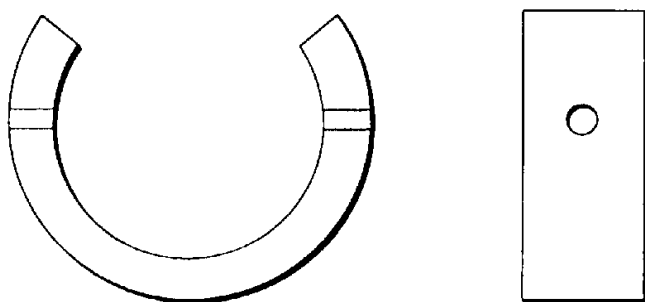


图 7