



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 1954088 B

(45) 授权公告日 2010.12.08

(21) 申请号 200580014644.5

(22) 申请日 2005.04.11

(30) 优先权数据

116242/2004 2004.04.09 JP

116168/2004 2004.04.09 JP

(85) PCT申请进入国家阶段日

2006.11.07

(86) PCT申请的申请数据

PCT/JP2005/007352 2005.04.11

(87) PCT申请的公布数据

W02005/106060 JA 2005.11.10

(73) 专利权人 独立行政法人物质·材料研究机构

地址 日本茨城县

(72) 发明人 鸟塚史郎 村松荣次郎 长井寿

(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 11038

代理人 蔡胜有

(51) Int. Cl.

C22C 38/00(2006.01)

C22C 38/04(2006.01)

C21D 8/06(2006.01)

C21D 9/00(2006.01)

C21D 9/52(2006.01)

(56) 对比文件

JP 特开 2000-273580 A, 2000.10.03, 全文.

CN 1316018 A, 2001.10.03, 全文.

JP 特开 2004-60046 A, 2004.02.26, 全文.

CN 1405335 A, 2003.03.26, 全文.

JP 特开 2001-234239 A, 2001.08.28, 全文.

审查员 孙玉静

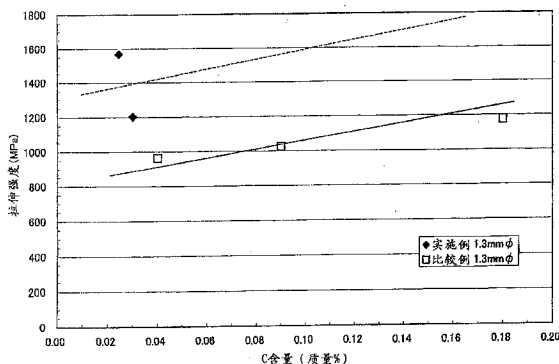
权利要求书 2 页 说明书 36 页 附图 14 页

(54) 发明名称

冷加工性能优异的高强度钢丝、钢棒或高强度成形制品及其制造方法

(57) 摘要

在冷加工性能优异的高强度钢丝或棒钢、高强度成形制品及其制造方法中,C 含量为在 Ae1 点的铁素体相的碳固溶极限以下,并且为 0.010 质量%以下的无渗碳体,或者,C 含量超过 0.01 质量%至 0.45 质量%,在 350-800℃温度范围内,对具有上述 C 含量的钢锭、铸坯、钢坯或钢材半成品实施热轧,制备成在垂直于纵向的断面中的平均晶粒粒径为 3 μm 以下的材料,接着实施冷加工,形成在垂直于纵向的断面中的平均晶粒粒径为 500nm 以下的铁素体组织。



1. 冷加工性能优异的高强度钢丝或棒钢,其特征在于,该钢丝或棒钢由碳钢制成,其 C 含量在 0.010 质量%以下、Si 含量在 1.0 质量%以下、Mn 含量在 2.0 质量%以下,且无渗碳体,主相为在垂直钢丝纵向的断面或垂直棒钢纵向的断面中由平均粒径为 200nm 以下的铁素体颗粒形成的铁素体组织,拉伸强度 TS 为 700MPa 以上,断面收缩 RA 为 65%以上,其中,所述冷加工性能优异的高强度钢丝或棒钢由下述方法制造:

对 C 含量在 0.01 质量%以下、Si 含量在 1.0 质量%以下、Mn 含量在 2.0 质量%以下,且无渗碳体,主相为铁素体组织的钢锭、铸坯、钢坯或钢材半成品进行如下规定的热加工:

加工温度在 350-800℃范围内、通过轧制和 / 或锻造实施用下式 (1) 表示的总断面减小率 R 为 50%以上的加工,制备在垂直于纵向的断面中平均结晶粒径为 3 μ m 以下的材料,

$$R = \{(S_0 - S) / S_0\} \times 100 \quad (1)$$

其中, R :对钢锭、铸坯、钢坯或钢材半成品实施的总断面减小率,所述总断面减小率以百分比表示

$S_0$  :热加工开始刚刚之前垂直于钢锭、铸坯、钢坯或钢材半成品纵向的断面面积

S :热加工完成后得到的垂直于材料纵向的断面面积,

接着,进行如下规定的冷加工:

加工温度小于 350℃、通过轧制和 / 或拉拔实施用下式 (2) 表示的总断面减小率 R' 为 5%以上的加工,形成在垂直于纵向的断面中平均结晶粒径为 200nm 以下的铁素体主相组织,

$$R' = \{(S_0' - S') / S_0'\} \times 100 \quad (2)$$

其中, R' :对热加工材料实施的总断面减小率,所述总断面减小率以百分比表示

$S_0'$  :冷加工开始刚刚之前垂直于材料纵向的断面面积

S' :冷加工完成后得到的垂直于材料纵向的断面面积。

2. 按照权利要求 1 记载的冷加工性能优异的高强度钢丝或棒钢,其特征在于,硬度为维氏硬度 HV285 以上。

3. 高强度成形制品,所述高强度成形制品由权利要求 1 或 2 的冷加工性能优异的高强度钢丝或棒钢制成。

4. 按照权利要求 3 记载的高强度成形制品,其特征在于,硬度为维氏硬度 HV300 以上。

5. 冷加工性能优异的高强度钢丝或棒钢,其特征在于,该钢丝或棒钢由碳钢制成,其 C 含量为 0.01 质量% < C ≤ 0.45 质量%、Si 含量在 1.0 质量%以下、Mn 含量在 2.0 质量%以下,主相为在垂直钢丝纵向的断面或垂直棒钢纵向的断面中由平均粒径为 200nm 以下的铁素体颗粒形成的铁素体组织,拉伸强度 TS 为 700MPa 以上,且断面收缩 RA 为 65%以上,其中,所述冷加工性能优异的高强度钢丝或棒钢由下述方法制造:

对 C 含量为 0.01 质量% < C ≤ 0.45 质量%、Si 含量在 1.0 质量%以下、Mn 含量在 2.0 质量%以下,主相为铁素体组织的钢锭、铸坯、钢坯或钢材半成品进行如下规定的热加工:

加工温度在 350-800℃范围内,通过轧制和 / 或锻造实施用下式 (1) 表示的总断面减小率 R 为 50%以上的加工,制备在垂直于纵向的断面中平均结晶粒径为 3 μ m 以下的材料,

$$R = \{(S_0 - S) / S_0\} \times 100 \quad (1)$$

其中, R :对钢锭、铸坯、钢坯或钢材半成品实施的总断面减小率,所述总断面减小率以百分比表示

$S_0$  :热加工开始刚刚之前垂直于钢锭、铸坯、钢坯或钢材半成品纵向的断面面积

$S$  :热加工完成后得到的垂直于材料纵向的断面面积,

接着,进行如下规定的冷加工:

加工温度小于  $350^{\circ}\text{C}$ ,通过轧制和 / 或拉拔实施用下式 (2) 表示的总断面减小率  $R'$  为 5% 以上的加工,形成在垂直于纵向的断面中平均结晶粒径为 200nm 以下的铁素体主相组织,

$$R' = \{(S_0' - S') / S_0'\} \times 100 \quad (2)$$

其中,  $R'$  :对热加工材料实施的总断面减小率,所述总断面减小率以百分比表示

$S_0'$  :冷加工开始刚刚之前垂直于材料纵向的断面面积

$S'$  :冷加工完成后得到的垂直于材料纵向的断面面积。

6. 高强度成形制品,其由下述冷加工性能优异的高强度钢丝或棒钢制成,所述钢丝或棒钢由碳钢制成,其 C 含量为  $0.01 \text{ 质量}\% < C \leq 0.45 \text{ 质量}\%$ 、Si 含量为 1.0 质量% 以下、Mn 含量为 2.0 质量% 以下,主相为在任意方向断面中的至少一个断面中由平均粒径为 200nm 以下的铁素体颗粒形成的铁素体组织,拉伸强度 TS 为 900MPa 以上,且硬度为维氏硬度 HV285 以上,其中,所述冷加工性能优异的高强度钢丝或棒钢由下述方法制造:

对 C 含量为  $0.01 \text{ 质量}\% < C \leq 0.45 \text{ 质量}\%$ 、Si 含量在 1.0 质量% 以下、Mn 含量在 2.0 质量% 以下,主相为铁素体组织的钢锭、铸坯、钢坯或钢材半成品进行如下规定的热加工:

加工温度在  $350\text{--}800^{\circ}\text{C}$  范围内,通过轧制和 / 或锻造实施用下式 (1) 表示的总断面减小率  $R$  为 50% 以上的加工,制备在垂直于纵向的断面中平均结晶粒径为  $3 \mu\text{m}$  以下的材料,

$$R = \{(S_0 - S) / S_0\} \times 100 \quad (1)$$

其中,  $R$  :对钢锭、铸坯、钢坯或钢材半成品实施的总断面减小率,所述总断面减小率以百分比表示

$S_0$  :热加工开始刚刚之前垂直于钢锭、铸坯、钢坯或钢材半成品纵向的断面面积

$S$  :热加工完成后得到的垂直于材料纵向的断面面积,

接着,进行如下规定的冷加工:

加工温度小于  $350^{\circ}\text{C}$ ,通过轧制和 / 或拉拔实施用下式 (2) 表示的总断面减小率  $R'$  为 5% 以上的加工,形成在垂直于纵向的断面中平均结晶粒径为 200nm 以下的铁素体主相组织,

$$R' = \{(S_0' - S') / S_0'\} \times 100 \quad (2)$$

其中,  $R'$  :对热加工材料实施的总断面减小率,所述总断面减小率以百分比表示

$S_0'$  :冷加工开始刚刚之前垂直于材料纵向的断面面积

$S'$  :冷加工完成后得到的垂直于材料纵向的断面面积。

## 冷加工性能优异的高强度钢丝、钢棒或高强度成形制品及其制造方法

### 技术领域

[0001] 本发明涉及冷加工性能优异的高强度钢丝、钢棒或者利用了这些特性的螺钉和螺栓等高强度成形制品,还涉及这些钢丝或棒钢和高强度成形制品的制造方法。

### 背景技术

[0002] 过去,利用冷镦、滚轧和 / 或切削加工等冷加工来成形钢丝或棒钢从而制造螺钉和螺栓及其它高强度的机械结构用部件,其中,通过冷加工将由热加工制造的钢线材加工成所希望丝直径的钢丝,通过在 700℃ 的温度将得到的钢丝加热从十几小时到一昼夜左右的长时间,使金属组织中的渗碳体球化,实施所谓的球化退火处理,在使材料软化从而提高冷镦等的冷加工性能后,成形加工成各种用途的制品形状。但是,这样加工的成形制品由于通过上述软化处理不能达到作为最终制品的必要的强度,必须对其实施淬火和回火等调质处理。

[0003] 而且,之后,实施适当的表面处理,作为制品正常装运。这样,在过去的高强度机械结构用部件等的制造方法中,由于事先对原材料的软化处理和对冷加工后成形制品的调质处理,需要的时间长同时很复杂,热能损失大,且生产性低,还存在热处理费用增加及交付时间管理等方面的问题。

[0004] 作为能解决这种问题的方案,为了提高由热加工制造的钢线材的冷镦性,提出了不进行通常进行的对钢线材的球化退火而制造冷加工性能优异的冷镦用钢的方法(例如,专利文献 1)。该方法在比渗碳体生成温度更高的温度,使钢中的 C 作为  $Fe_3C$  以外的碳化物生成,由此实质上减少钢中固溶 C 量,不仅抑制阻碍变形阻力、变形能的渗碳体的生成,还抑制珠光体的生成;另一方面使首先析出的铁素体量大 幅增加,从而大幅提高冷加工性能。

[0005] 但是,按照该方法,虽然省略了球化退火处理,但得到的钢丝的拉伸强度仅达到 500MPa。因此,作为冷镦得到的成形制品,在要求高强度时,必须进行淬火和回火等调质处理。而且,为了使钢中的 C 作为  $Fe_3C$  以外的碳化物生成,需要添加比较昂贵的合金元素 V 等,还留下带来成本上升的问题。

[0006] 而且,也提出了在进行包含冷镦的成形制成制品形状后不需要实施淬火和回火等调质处理的方法(例如,专利文献 2)。在该方法中,在过去制造的钢线材内选择这样的材料作为使用的原材料,即,金属组织具有淬火和回火组织,屈服强度和加工硬化指数的乘积满足特定的条件范围,在规定的压缩试验中不发生裂纹。但是,在该方法中,对于冷镦为六角螺栓等的原材料的钢丝,虽然不需要实施需要长时间的球化退火处理,但对于进行冷镦之前的钢丝必须实施淬火和回火处理。

[0007] 在这种情况下,本申请的发明者,通过解决上述问题,开发了既能省略过去在冷加工前进行球化退火等软化处理同时也能省略在冷加工后进行的调质处理的技术,从而以此提出了新的发明(专利文献 3)。

[0008] 在该发明中,为了在 350-800°C 轧制温度范围内对 C 含量低于 0.45 质量%的钢锭或钢材引入所要求的规定应变,要进行高温孔型(カリバー)轧制。

[0009] 由此,可以制造以垂直于轧制方向的断面的平均粒径 1-2 $\mu$ m 以下的铁素体组织为主相的钢,而不用实施淬火或者淬火和回火处理,可以制造作为机械性能的断面收缩在 70%以上且拉伸强度为 800MPa 以上的冷镦性优异的钢。而且,如果使用这种钢,通过包含冷镦的冷加工,能够制造强度优异的螺钉和螺栓等成形制品。根据该发明技术,本申请的发明者,就在确保由该技术得到的钢的所具有的优异特性和效果的同时,使冷加工性能保持在高水平,进一步对使强度更进一步提高的方法进行了研究。此时,关于要制造的钢的机械特性,在其目标值的提出发明(专利文献 3)中设定如下:作为目标的拉伸强度 TS 要超过 600MPa 以上(希望在 800MPa 以上)的水平,希望要大幅超过这些值,并且,在相同的上述专利文献中,作为目标的断面收缩 RA 要能保持 65%以上(希望 70%以上)的水平,希望要超过这些值。并且,具体地,其目标为要得到具有以下数值的钢丝或棒钢:

[0010] 第 1 种:TS  $\geq$  700MPa,且 RA  $\geq$  65%,其中更希望 RA 高达 70%以上,

[0011] 第 2 种:TS  $\geq$  1000MPa,且 RA  $\geq$  70%,

[0012] 第 3 种:TS  $\geq$  1500MPa,且 RA  $\geq$  60%。

[0013] 这样,如果是在高水平拉伸强度 TS 下且具有高水平的用拉伸强度和断面收缩 RA 代表的强度-延展性平衡的钢丝或棒钢,除螺钉和螺栓等连接部件以外,即使对于象轴类这些过去主要通过切削加工进行成形加工的部件的制造,通过冷镦成形也变得容易,可以大幅度提高由钢丝或棒钢构成的高强度轴类的成形加工有效率(过去水平较低为 60-65%)。

[0014] 并且,在发明者研究的过程中,目的在于能否制造比过去更高一级的高强度且冷加工性能优异的钢丝或棒钢以及能制造高强度成形制品,通过以化学成分组成实质上为无渗碳体的成分体系的钢为原材料,对其使用上述提出发明的技术,进一步以其作为坯料(钢线材),对其进行适当的冷加工,实现了上述目的。但是,为了使其实际可行,作为化学成分组成,熔融制造钢使其标准组织中实质上不生成渗碳体的钢是必要的。例如,需要用于制造电磁钢板用高纯度纯铁或使 C 含量降低更多的钢的精炼工序。为此,作为制钢工序中的精炼炉,即使使用转炉或电炉中的任一种,对于从这些精炼炉出钢得到的钢水,在适当的真空精炼炉中通过真空精炼促进了进一步的脱碳反应,由此,在精炼成极低碳钢的同时,即使在连续铸造等的铸造工序中,还需要通过防止钢水再氧化确保钢的洁净性的方法。

[0015] 专利文献 1:日本专利公开公报 2000-273580 号

[0016] 专利文献 2:日本专利公开公报 2003-113422 号

[0017] 专利文献 3:日本专利申请 2003-435980 号

## 发明内容

[0018] 作为前述问题的解决方案,在第 1 方面,本申请发明提供了冷加工性能优异的高强度钢丝或棒钢,其特征在于,具有在垂直于钢丝或棒钢纵向的断面中平均粒径为 500nm 以下且无渗碳体的铁素体组织。

[0019] 在第 2 方面,提供了冷加工性能优异的高强度钢丝或棒钢,其特征在于,C 含量为在 Ae<sub>1</sub> 点的铁素体相的碳固溶极限以下,具有在垂直钢丝或棒钢纵向的断面中平均粒径为

500nm 以下的铁素体组织。

[0020] 在第 3 方面,提供了冷加工性能优异的高强度钢丝或棒钢,其特征在于,C 含量在 0.010 质量%以下,具有在垂直钢丝或棒钢纵向的断面中平均粒径为 500nm 以下的铁素体组织。

[0021] 在第 4 方面,提供了高强度成形制品,其特征在于,具有在任意方向断面中的至少一个断面中平均粒径为 500nm 以下且无渗碳体的铁素体组织。

[0022] 在第 5 方面,提供了高强度成形制品,其特征在于,C 含量为在  $Ae_1$  点的铁素体相的碳固溶极限以下,具有在任意方向断面中的至少一个断面中平均粒径为 500nm 以下的铁素体组织。

[0023] 在第 6 方面,提供了高强度成形制品,其特征在于,C 含量在 0.010 质量%以下,具有在任意方向断面中的至少一个断面中平均粒径为 500nm 以下的铁素体组织。

[0024] 在第 7 方面,提供了冷加工性能优异的高强度钢丝或棒钢,其特征在于,C 含量为超过 0.01 质量%至 0.45 质量%,主相为在垂直钢丝或棒钢纵向的断面中平均粒径为 500nm 以下的铁素体组织,具有拉伸强度为 700MPa 以上且断面收缩为 65%以上的机械性能。

[0025] 在第 8 方面,提供了冷加工性能优异的高强度钢丝或棒钢,其特征在于,C 含量为超过 0.01 质量%至 0.45 质量%,主相为在垂直钢丝或棒钢纵向的断面中平均粒径为 500nm 以下的铁素体组织,具有拉伸强度为 1500MPa 以上且断面收缩为 60%以上的机械性能。

[0026] 在第 9 方面,提供了冷加工性能优异的高强度钢丝或棒钢,其特征在于,C 含量为超过 0.01 质量%至 0.45 质量%,主相为在垂直钢丝或棒钢纵向的断面中平均粒径为 500nm 以下的铁素体组织,硬度为维氏硬度 HV285 以上。

[0027] 在第 10 方面,提供了高强度成形制品,其特征在于,C 含量为超过 0.01 质量%至 0.45 质量%,主相为在任意方向断面中的至少一个断面中平均粒径为 500nm 以下的铁素体组织,且在任意方向断面中的至少一个断面中硬度为维氏硬度 HV285 以上。

[0028] 在第 11 方面,提供了高强度成形制品,其特征在于,C 含量为超过 0.01 质量%至 0.45 质量%,具有在任意方向断面中的至少一个断面中平均粒径为 500nm 以下的铁素体组织,且拉伸强度 TS 为 900MPa 以上。

[0029] 在第 12 方面,提供了卷状钢线材或钢丝,其特征在于,在被轧制材料的 C 断面的 90%以上面积区域中,使平均结晶粒径细粒化为  $1.0\mu\text{m}$  以下。

[0030] 在第 13 方面,提供了冷加工性能优异的高强度钢丝或棒钢的制造方法,其特征在于,通过对具有无渗碳体的铁素体组织的钢锭、铸坯、钢坯或钢材半成品实施热加工,调制在垂直纵向的断面中平均粒径为  $3\mu\text{m}$  以下的材料,然后通过实施冷加工,形成在垂直纵向的断面中平均结晶粒径为 500nm 以下的铁素体组织。

[0031] 在第 14 方面,提供了冷加工性能优异的高强度钢丝或棒钢的制造方法,其特征在于,通过对 C 含量为在  $Ae_1$  点的铁素体相的碳固溶极限以下的钢锭、铸坯、钢坯或钢材半成品实施热加工,调制在垂直纵向的断面中平均结晶粒径为  $3\mu\text{m}$  以下的材料,然后通过实施冷加工,形成在垂直纵向的断面中平均结晶粒径为 500nm 以下的铁素体组织。

[0032] 在第 15 方面,提供了高强度成形制品的制造方法,其特征在于,使用由前述 13 和 14 的制造方法制造的冷加工性能优异的强度钢丝或棒钢,通过冷镦、冷锻和 / 或切削加工进行制造。

[0033] 在第 16 方面,提供了冷加工性能优异的高强度钢丝或棒钢的制造方法,其特征在于,通过对 C 含量超过 0.01 质量%至 0.45 质量%的钢锭、铸坯、钢坯或钢材半成品实施热加工,调制在垂直纵向的断面中平均结晶粒径为 3 $\mu$ m 以下的材料,然后通过实施冷加工,形成在垂直纵向的断面中平均结晶粒径为 500nm 以下的铁素体主相组织。

[0034] 附图简要说明

[0035] 图 1 例示轧制条件参数 Z 和铁素体平均粒径的关系。

[0036] 图 2 示出了菱形、正方形和椭圆形孔型轧辊的孔型尺寸部位。

[0037] 图 3 是在制造本申请发明钢的中间工序中,热轧加工后的钢(钢线材)的 L 向断面的铁素体组织 SEM 照片的例子(实施例 3)。

[0038] 图 4 示出了当变换成工业的应变  $\epsilon$  表示冷加工率时,随着冷加工率的增加,拉伸强度 TS 上升的状态,同时,示出了此时实施例和比较例之间的差异。

[0039] 图 5 示出了当变换成工业的应变  $\epsilon$  表示冷加工率时,随着冷加工率的增加,断面收缩 RA 下降的状态,同时,示出了此时实施例和比较例之间的差异。

[0040] 图 6 就实施例和比较例中拉伸强度 TS 和断面收缩 RA 的水平值的定量化以及该拉伸强度 TS 和断面收缩 RA 的平衡状态进行了比较。

[0041] 图 7 比较了实施例和比较例中相对于钢丝的 C 含量的拉伸强度 TS 的水平。

[0042] 图 8 比较了实施例和比较例中相对于钢丝的 C 含量的断面收缩 RA 的水平。

[0043] 图 9 是显示放置 M1.6 盆头小螺钉扭转滞后破坏试样的状态的照片。

[0044] 图 10 示出了当变换成工业的应变  $\epsilon$  表示冷加工率时,随着冷加工率的增加,拉伸强度 TS 上升的状态,同时,示出了此时实施例和比较例之间的差异。

[0045] 图 11 示出了当变换成工业的应变  $\epsilon$  表示冷加工率时,随着冷加工率的增加,断面收缩 RA 下降的状态,同时,示出了此时实施例和比较例之间的差异。

[0046] 图 12 就实施例和比较例中拉伸强度 TS 和断面收缩 RA 的水平值的定量化,以及该拉伸强度 TS 和断面收缩 RA 的平衡状态进行了比较。

[0047] 图 13 是由本申请发明的制造方法得到的冷加工后的钢(钢丝)的 L 方向断面的铁素体组织 TEM 照片的例子(实施例 2)。

[0048] 图 14 比较了实施例和比较例中相对于钢丝的 C 含量的拉伸强度 TS 的水平。

[0049] 图 15 比较了实施例和比较例中相对于钢丝的 C 含量的断面收缩 RA 的水平。

[0050] 优选实施方式

[0051] 本申请发明具有如上述构成的特点。下面说明本申请发明的实施方式及实施方式中状态的限定理由。

[0052] 金属结晶组织的主相是铁素体且 C 含量为超过 0.01 质量%至 0.45 质量%的碳钢乃至低合金钢,以及金属结晶组织的主相实质上无渗碳体、C 含量为在  $Ae_1$  点的铁素体相的碳固溶极限以下、C 含量为 0.010 质量%以下的碳钢乃至低合金钢。

[0053] (1) 化学成分组成的规定和结晶组织

[0054] 本申请发明的冷加工性能优异的高强度钢丝或棒钢以及高强度成形制品的化学成分组成的第 1 特征是,金属结晶组织的主相是铁素体且 C 含量为超过 0.01 质量%至 0.45 质量%的碳钢乃至低合金钢,本发明申请的冷加工性能优异的高强度钢丝或棒钢以及高强度成形制品的化学成分组成的第 2 特征是,冷加工性能优异的高强度钢丝或棒钢以及高强

度成形制品的化学成分组成适用于碳钢乃至低合金钢,其中金属结晶组织的主相实质上无渗碳体且 C 含量为在  $Ae_1$  点的铁素体相的碳固溶极限以下或 C 含量为 0.010 质量%以下。此处,在成分设计时,如何限定 C 含量适宜如下进行,当给出其它成分元素含量时,参照在本申请发明的说明书中记载的 C 含量和拉伸强度 TS 的关系(例如,图 7,图 8),以满足要制造的对象用途所希望的机械性能等。

[0055] 另外,也可以将超过上述 C 含量的下限值 0.01 质量%作为超过在  $Ae_1$  点的铁素体相的碳固溶极限。

[0056] 这样设定 C 含量的固溶极限是因为,即使在含有通过用元素 M(如 Cr 和 Mo)置换  $Fe_3C$  的 Fe 元素的一部分来生成  $Fe_{(3-x)}M_xC$  的金属元素时,在由低合金钢构成的钢丝或棒钢中含有的合金元素的含量接近于碳钢成分体系中  $Ae_1$  点的铁素体相的碳的固溶极限。

[0057] 另外, $Ae_1$  点的铁素体相的碳固溶极限能用例如公知的计算软件《Thermo-calc》推算(《Thermo-calc》是在平衡状态下的计算,但由于实际制造时的冷却条件不是平衡状态,不能说能完全推定)。进一步,金属组织要以铁素体为主相。说起来,作为本申请发明的高强度钢丝或棒钢的制造方法的构成要素之一,如果按照发明者前述的提出的发明,由热轧制备的平均粒径  $3\mu m$  以下的钢线材的结晶组织应当是以铁素体为主相的钢。

[0058] 另一方面,在限定上述化学成分组成时,为了提高材料的强度,在本申请发明中不必要依赖于合金元素的添加。因此,不必须添加促进淬硬性提高的元素,例如 Cr 和 Mo 及其它同类元素,以及固溶强化元素 Cu 和 Ni 及其它同类元素。不仅如此,从制造成本降低上来说,也希望不添加上述合金元素。

[0059] 而且,为了更确实地抑制材料中渗碳体的生成,以及为了不产生由多量添加合金元素所造成的制造成本上升,进一步希望将 Si 含量限定为 1.0 质量%以下,且将 Mn 含量限定为 2.0 质量%以下。另外,关于以上本申请发明的化学成分组成的规定,无论是在钢丝或棒钢、以螺钉和螺栓等代表的成形制品、以及钢锭及钢坯等任一种中,作为 C、Si、Mn、Cr 和 Ni 等以外的成分元素,对于作为脱氧剂的 Al 等、作为弥散析出强化元素的 Ti、Nb 和 V 等有价元素、以及通常作为有害杂质的对待的 P、S 和 N 等,虽然没有规定这些成分的含量,但对于脱氧元素,应当确保在已有的精炼、铸造技术中必须水平的含量,对于通常作为杂质对待的元素,应当限定为不可避免的混入含量,特别是不要限定为超低含量,对于其它有价元素,虽然没有特别限定含量,但不一定含有。这是因为本申请发明充分解决了其技术问题。

[0060] 特别地,在本申请发明中,重要的特征还在于通过淬火处理不引起马氏体相变的化学成分组成。其理由是,如果满足本申请发明制造方法的构成要素,能得到作为目标的拉伸强度为 800MPa 以上,希望为 900MPa 以上,更希望为 1200MPa 以上,并且更希望为 1500MPa 以上,且能得到与这些拉伸强度对应的断面收缩 RA 也保持在高水平的钢。

[0061] 这样,能得到在高强度且高延展性两方面的平衡优异的机械性能,这主要依赖于实质上没有生成硬质渗碳体,而硬质渗碳体是冷加工性变差的主要原因。

[0062] 另外,在本申请发明的钢丝和棒钢或成形制品中,作为一个实际问题,判断是否是实质上无渗碳体不一定容易。因此,可以通过日常操作中实际的 C 含量的定量分析值进行推定。由此,在本申请发明中,根据金相学的判断,规定 C 含量为在  $Ae_1$  点的铁素体相的碳固溶极限以下。进一步,在通常的低合金钢成分体系中,认为不生成渗碳体的 C 含量范围规定为 0.010 质量%以下。

[0063] 以上,由于在  $Ae_1$  点的铁素体相中的固溶 C 浓度 (质量%) 以下,实际上形成了无渗碳体组织。无论在碳钢还是低合金钢中,得到这种实际上无渗碳体的 C 浓度 (质量%) 能用例如公知的计算软件《Thermo-calc》推定 (《Thermo-calc》是在平衡状态计算,但由于实际制造时的冷却条件不是平衡状态,所以不能说完全推定)。这样,在本申请发明中,在具有无渗碳体的铁素体组织的钢材中,使具有如上所述的高强度且冷加工性能也优异的材料 (强度和加工性平衡优异的高强度钢) 的设计成为可能。过去,没有发现由这种成分设计实现冷加工性能优异的高强度钢丝或棒钢的例子。

[0064] 另一方面,为了更确实地抑制材料中渗碳体的生成,而且,为了不产生由多量添加合金元素所造成的制造成本上升,进一步希望将 Si 含量限定为 1.0 质量%以下,且将 Mn 含量限定为 2.0 质量%以下。

[0065] 在本申请发明中,作为得到如上所述高强度特性的基本原理,强调的是无渗碳体钢。因此,即使在上述规定化学成分组成时,也不必依赖于合金元素的添加。因此,不必特意添加促进淬硬性提高的元素,例如 Cr 和 Mo 及其它同类元素,以及固溶强化元素 Cu 和 Ni 及其它同类元素。不仅如此,从制造成本降低上来说,也希望不添加上述合金元素。从而,对于上述元素中任一种,不希望是钢的精炼、熔制工序中不可避免混入量以上的含量。

[0066] 进一步,虽然本申请发明没有特别规定,也不必添加对析出强化有效的元素 Ti 和 Nb 及其它合金元素。按照本申请发明的无渗碳体的成分体系,既能确保足够的拉伸强度,又在制造成本降低方面有效。

[0067] 如上所述,本申请发明钢 (钢丝或棒钢及成形制品) 的 C 含量设计成基本上无渗碳体。从而,该钢的标准组织总是铁素体组织。

[0068] 另外,关于以上化学成分组成的规定,无论是在钢丝或棒钢、以螺钉和螺栓等代表的成形制品、以及钢锭及钢坯等任一种中,作为 C、Si、Mn、Cr 和 Ni 等以外的成分元素,对于作为脱氧剂的 Al 等、作为弥散析出强化元素的 Ti、Nb 和 V 等有价元素、以及通常作为有害杂质的对待的 P、S 和 N 等,虽然没有规定这些成分的含量,但对于脱氧元素,应当确保在已有的精炼、铸造技术中必须水平的含量,对于作为通常杂质对待的元素,应当限定为不可避免的混入含量,特别是不要限定为超低含量,对于其它有价元素,虽然没有特别限定含量,但不一定含有。因此,本申请发明充分解决了其技术问题。

[0069] (2) 铁素体的平均粒径、以及拉伸强度 TS、断面收缩 RA 的规定

[0070] 无论在本申请发明的钢丝或棒钢、以螺钉和螺栓等代表的成形制品的任一种中,都规定了本申请发明中的铁素体的平均粒径。具体地说,在垂直纵向的断面 (C 方向断面) 中,规定为 500nm 以下。之所以这样规定铁素体的平均粒径,是为了确保该钢丝或棒钢以及成形制品的强度在所希望的水平以上。即,这是为了在钢丝或棒钢中得到拉伸强度至少要为 700MPa 以上,根据用途拉伸强度 TS 为 1000MPa 以上,更希望为 1500MPa 以上的优异特性,并且是为了确保与这些拉伸强度 TS 对应的延展性,得到断面收缩 RA 也保持在高水平的拉伸强度和断面收缩良好平衡的钢。在此,该拉伸强度 TS 和断面收缩 RA 的平衡是指如前所述且如下面示出的平衡:

[0071] 第 1 种:  $TS \geq 700\text{MPa}$ , 且  $RA \geq 65\%$ , 更希望断面收缩 RA 水平进一步提高时,  $TS \geq 700\text{MPa}$ , 且  $RA \geq 70\%$ ,

[0072] 第 2 种:  $TS \geq 1000\text{MPa}$ , 且  $RA \geq 70\%$ ,

[0073] 第3种:TS  $\geq$  1500MPa,且 RA  $\geq$  60%。

[0074] 通过使这种拉伸强度 TS 和断面收缩 RA 的各水平的组合,能够根据用途将钢丝或棒钢提供给所需目的。

[0075] 之所以这样规定的原因是,在成形制品的加工时,加工合格效率升高且可以提供过去没有实现的质量水平的成形制品。而且,对于象轴类这种过去由钢丝或棒钢切削加工制造的制品,通过按照用途适当地供给本申请发明的高强度且延展性优异的钢丝或棒钢,能大幅度提高加工效率。

[0076] 进一步,如果使上述铁素体的平均粒径细微到 200nm 以下,可以更进一步高度容易和稳定地得到本申请发明钢的上述拉伸强度 TS 和断面收缩 RA 的组合。另外,在以螺钉和螺栓等代表的成形制品中,可以认为任意方向断面中的至少一个断面的平均粒径和线材或棒钢中 C 方向断面的平均粒径大致相同。

[0077] 按照本申请发明的冷加工性能优异的高强度钢的制造方法,在低碳钢乃至极低碳钢中,可以设计具有上述高强度且加工性优异的材料(在强度和加工性平衡方面优异的高强度钢),而过去没有发现能实现的例子。基于这种材料设计,进一步,可以预期在强度和加工性平衡方面优异的高强度钢的新的开发。

[0078] (3) 硬度的规定

[0079] 在本申请发明的钢丝或棒钢中,规定了用硬度代替拉伸强度 TS 作为强度特性表示。希望硬度为维氏硬度 HV285 以上。若维氏硬度 HV 在 285 以上时,这可以确保拉伸强度大致为 900MPa。另一方面,在本申请发明的以螺钉和螺栓等代表的成形制品中,由于其形状的缘故,也不容易制备拉伸试样。因此,应该充分地规定作为代替拉伸强度的机械特性的硬度。从这个观点出发,对于以螺钉和螺栓等代表的成形制品,规定代替拉伸强度的硬度作为实用制品特性的评价标准更具有重要性。对于成形制品,更希望维氏硬度 HV 可以是 300 以上,这相当于拉伸强度 TS 约 1000MPa。

[0080] 下面,陈述具有上述特征的本申请发明的钢丝或棒钢及成形制品的制造方法的实施方式及其限定理由。

[0081] (4) 本申请发明的制造方法的基本构成(热加工+冷加工的组合工序的规定)

[0082] 在本申请发明的制造方法的基本特征中,首先,为了制造本申请发明的冷加工性能优异的钢丝或棒钢所使用的原材料的制造方法为:在适当的条件下对规定的材料实施热加工,通过该热加工制备细微晶粒组织钢。在此得到的材料的结晶粒径希望尽可能的小,具体地,在垂直由热加工得到的材料的纵向的断面(C方向断面)中平均粒径必须为 3 $\mu$ m 以下。然后,就是对这样的材料实施在适当条件下的冷加工,通过该冷加工,得到在垂直冷加工后材料的纵向的断面(C方向断面)的结晶粒进一步细化的细微晶粒组织钢。此处得到的细微组织的主相是铁素体,由于实施了冷加工,呈现出通常在冷加工方向延伸的所谓竹节状(パンブー)结构形态。

[0083] 这样,能得到冷加工性能优异的高强度钢。此时,在该冷加工中,当以由上述热加工制备的细微晶粒组织钢为原材料时,虽然材料强度显著上升,但由于极好的配合关系,发现加工性的降低极小。过去预想是困难的这种新发现构成本申请发明的基础。这样,对于在实施冷加工刚刚之前已经形成细微晶粒的材料,实施下面陈述的适当冷加工的理由是因为产生了极大的优点,即,在成形加工前对得到的钢不必进行球化退火处理,并且即使在成

形加工后也不必对得到的成形制品实施淬火、回火的调质处理。

[0084] (5) 热加工条件（加工温度、塑性应变、断面减小率的规定）

[0085] 作为上述冷加工性能优异的高强度钢丝或棒钢的制造工序的实施方式，首先，在对于规定的钢锭、铸坯或钢坯乃至钢材所希望的热加工条件中，加工温度应当是在 350-800℃ 范围内。进一步，此时应当确保引入到材料中并保留下来的塑性应变。该塑性应变量，能通过 3 元有限元法计算求出（其值用“ $\epsilon$ ”表示），希望  $\epsilon$  为 0.7 以上。之所以采用这种热加工条件，是因为作为实质上未利用相变造成的强化机制而实现钢高强度化的方法，是为了使晶粒细微化。发明者在前述专利文献 3 的发明中发现，通过这种做法，使钢的断面收缩 RA 在规定的水平以上，对于形成冷敏性等冷加工性能优异的钢是非常有效的。在上述热加工条件中，为了替代指标  $\epsilon$ ，可以用能在操作上比较方便地求出的材料应变（在本申请发明说明书中称为“工业应变”，用“ $e$ ”表示）来实际代替。工业应变  $e$  是材料的总断面减小率 R 的函数，用下式 (3) 表示：

$$[0086] \quad e = -\ln(1-R/100) \quad (3)$$

[0087] 其中，R 为用下面 (1) 式表示的总断面减小率 R。

$$[0088] \quad R = \{(S_0-S)/S_0\} \times 100 \quad (1)$$

[0089] 其中，R：对铸坯或钢坯实施的总断面减小率（%）

[0090]  $S_0$ ：热加工开始刚刚之前铸坯或钢坯的 C 方向断面面积

[0091] S：热加工完成后得到的材料的 C 方向断面面积

[0092] 利用上述 (3) 式和 (1) 式，当计算相当于  $\epsilon \geq 0.7$  的 R 值时，能得到  $R \geq 50\%$ 。从而，在热加工中，也可以采用材料的总断面减小率  $R \geq 50\%$  来代替塑性变形  $\epsilon \geq 0.7$ 。进一步，另一方面，本申请发明的发明者发现，由热强加工（一个热道次形成的大变形加工）形成的超细微晶粒的平均粒径依赖于加工温度和应变速度，着眼于此，轧制条件参数记为下述 (4) 式：

$$[0093] \quad Z = \log[(\epsilon/t) \exp\{Q/(8.31(T+273))\}] \quad (4)$$

[0094] 其中， $\epsilon$ ：平均塑性应变

[0095] t：从轧制开始到完成的时间 (s)

[0096] Q：常数（结晶组织为 bcc 时为 254000J/mol）

[0097] T：轧制温度 (℃)，

[0098] 在用多道次轧制时，引入用各道次的轧制温度的平均温度表示的 Zener-Hollomon 参数（其中，用对数形式表示），发现结晶粒径随轧制条件参数 Z 的增加细微化。图 1 例示了轧制条件参数 Z 和平均铁素体粒径的关系。即，图 1 表示了通过控制轧制使  $Z \geq 11$ ，得到了平均铁素体粒径为 1  $\mu\text{m}$  以下的细微晶粒组织。从而，通过控制热轧温度以满足  $Z \geq 11$ ，可以使原材料的平均铁素体粒径为 3  $\mu\text{m}$  以下。进一步，作为热加工方法，可以任意采用热轧和热锻，此时，通过多个道次（热锻时为多次锻造程序）在多个方向进行加工，能实现向材料内的塑性应变的均匀化，因此是所希望的。

[0099] (6) 冷加工条件（加工温度、塑性变形、断面减小率的规定）

[0100] 然后，对于由上述热加工制备的具有细微晶粒组织、高强度且加工性优异的材料，希望预先需实施的冷加工条件是，冷加工温度低于 350℃。由于加工会产生热量，当在冷加工中也由此达到高于该温度的温度时，不希望降低拉伸强度的上升程度。其次，必须确保由

冷加工引入到材料中并保留下来的应变与所希望的拉伸强度对应。从这个观点出发,希望实施的冷加工使得由 3 元有限元法求出的塑性应变  $\epsilon$  至少为 0.05 以上。由此,结晶的冷加工组织呈现出在加工方向延伸的形态,相对加工方向的 C 方向断面的粒径也细粒化,能确保拉伸强度提高。此时,能将断面收缩 RA 的降低量抑制到较小。在上述冷加工条件中,使在前述 (3) 式中说明的“工业应变” $\epsilon$  代替作为加工量指标的  $\epsilon$ ,当计算相当于  $\epsilon \geq 0.05$  的材料的总断面减小率 R 时,能得到  $R \geq 5\%$ 。从而,在冷加工中,也可以采用材料的总断面减小率  $R \geq 5\%$  代替上述塑性变形  $\epsilon \geq 0.05$ 。

[0101] 作为上述冷加工法,也可以采用公知的冷拉丝法和冷轧法中的任一种。在冷轧法中,希望是通过公知的联合轧制法。如果由冷加工制造的钢的形态是钢丝或棒钢,即使在 JIS G 3539 冷锻用碳钢丝中,也能提供特别需要高强度且良好冷加工性的成形制品用途,进一步,即使在 JIS G 3505 硬钢丝中,也能在较低 C 含量范围的钢种中提供特别需要高强度且良好冷加工性的制品用途。

[0102] [II] 实施例 <金属结晶组织的主相是铁素体, C 含量为从超过 0.01 质量% 至到 0.45 质量% 的宽范围的碳钢乃至低合金钢 >

[0103] 对于实施例 1 和实施例 2,本申请发明的高强度钢丝或棒钢的制造工序一部分不相同;而且,对于实施例 1 和 2 与实施例 3,除制造工序以外化学成分组成也不相同。因此,分别说明实施例 1 和 2 及实施例 3 的试验方法和试验结果。

[0104] [II]<1> 实施例 1 和实施例 2

[0105] [II]<1>-1) 实施例 1 和实施例 2 共同的试验(热轧工序和得到的试验材料的表征试验)

[0106] 实施例 1 和实施例 2 进行下面的试验。用真空熔化炉熔化具有表 1 所示化学成分组成的钢,铸造成钢锭。该化学成分组成,例如在属于 JIS G 3507 冷锻用碳钢线材的 SWRCH5A 所规定的化学成分组成中,对于 Si 含量为 0.10 质量% 以下,含有超过该值的 0.30 质量% 的 Si。但是, C 含量低至 0.0245 质量% 是特点。

[0107] 表 1

[0108]

所提供的	化学成分组成(质量%)						
	C	Si	Mn	P	S	N	sol. Al
实施例 1	0.0245	0.30	0.20	0.010	0.001	0.0018	0.032
实施例 2							

[0109] 通过热锻将上述得到的钢锭成形为 80mm 见方的棒钢。这些棒钢的金属组织是铁素体主相, C 方向断面中铁素体的平均粒径约为  $20 \mu\text{m}$  以下。如下制备棒钢:采用来自上述 80mm 见方的棒钢的轧制用原材料,通过高温多方向多道次孔型轧制形成 18mm 见方,并水冷。该热轧制备本申请发明的钢丝或棒钢用的原材料,并在使垂直由该热轧得到的材料的纵向的断面中的平均结晶粒径为  $3 \mu\text{m}$  以下的条件下进行该热轧。

[0110] 在下面的条件下实施上述使平均结晶粒径为  $3 \mu\text{m}$  以下的热孔型轧制方法。在  $550^\circ\text{C}$  加热由上述热锻成形的 80mm 见方的轧制用原材料后,在轧制温度  $450\text{--}530^\circ\text{C}$  的范围

内,如表 2 所示,首先,通过菱形孔型轧辊(图 2,参照上图)进行每道次的断面减小率为约 17%的 19 道次的热轧,形成 24mm 见方。接下来,利用最大短轴长度为 11mm、长轴长度为 52mm 的椭圆形孔型轧辊(图 2,下图中分别为 a,b,其中  $R = 64\text{mm}$ )进行热轧,最后,用正方形孔型轧辊进行 1 道次的热轧,通过共计 21 道次形成 18mm 见方。从热轧用原材料(80mm 见方)到该 18mm 见方材的总断面减小率为 95%。表 2 中简要示出了道次流程。

[0111] 表 2

[0112]

道次 No.	孔型 No.	孔型类型	
1	1	菱形	
2			
3	2		
4			
5	3		
6			
7	4		
8			
9	5		
10			
11	6		
12	7		
13	8		
14	9		
15	10		
16	11		
17	12		
18	13		
19			
20	14		椭圆形
21	15		菱形

[0113] 在由上述椭圆形孔型轧辊进行的 1 道次热轧中,由于通过上述椭圆形孔型轧辊对 24mm 方棒进行了轧制,轧制后材料的 C 向断面最大短轴长度 11mm 相对于该轧制前材料的 C 向断面的对边长度 24mm 的比例相当小,为  $(11\text{mm}/24\text{mm}) \times 100 = 46\%$ ,并且,此时由孔型尺寸计算的断面减小率相当大,为 38%。从而,由该椭圆形孔型轧辊进行的 1 道次热轧成为进一步促进热轧完成后 18mm 方棒钢中的铁素体粒径细微化的条件。另外,在直到前述第 19 道次的菱形孔型轧辊的轧制过程中,为了使材料的断面形状尽可能地接近于正方形,适宜用同一孔型轧辊进行连续通过每 2 道次的轧制(所谓“双道次”),各双道次分别作为 2 道次计数。而且,在轧制的每道次,使材料在长度方向轴心的周围旋转并使压下方向变化,进行多方向多道次轧制。进一步,再加上加工放热,即使热轧的轧制温度区域在较低温侧区域放热量较小,轧制中材料的温度较低所导致的中间加热也是不必要的。其次,通过切削加工使由上述热轧方法制备的 18mm 方棒钢减小直径,加工成直径  $6.0\text{mm} \Phi$  的钢线材。

[0114] 此处,如下面所述,由 18mm 见方通过切削减小直径成  $6.0\text{mm} \Phi$  的理由是为了形成

原材料：在该实施例中，由于钢丝的用途选定为在 JISB1111 中规定的 M1.6 盆头小螺钉（螺钉部分的有效断面的直径为 1.27mm $\Phi$ ），通过目标拉丝率为 95% 的冷拉丝加工成目标总断面减小率为 95% 的冷轧加工，能得到直径 1.3mm $\Phi$  的原材料。选择 M1.6 盆头小螺钉的理由是，为了在其头部压制成形十字形的凹槽（用改锥施加扭矩的凹部），要求极优异的冷镦性能，因此，通过后述的 M1.6 盆头小螺钉的十字形“凹槽成形试验”，可评价是否具有特别优异的冷镦性能。

[0115] 另外，在上述由热轧制备的 18mm 方棒钢的 C 方向断面中粒径在整个范围都是均等的。

[0116] 采用该 6.0mm $\Phi$  表征用试验材料，进行下述项目的试验。另外，在采用该表征用试验材料后，将加工成 6.0mm $\Phi$  的钢线材连续供给实施例 1 和实施例 2 的试验。

[0117] 1) 通过拉伸试验的拉伸强度 (TS) 和断面收缩 (RA) 的测定试验：在该试验中，目的在于得到材料评价的基本数据，即评价材料是否在强度特别优异的同时，冷加工性也相当优异，即，在强度和冷加工性中具有高水平平衡。

[0118] 2) 通过维氏硬度试验机的硬度测定试验：作为强度特性之一，由于确认了和拉伸强度的相关性，而且在采用拉伸试样困难时是有效的。根据 JIS Z 2244 中规定的方法进行。

[0119] 3) 通过显微镜试验的铁素体粒径 (d) 的测定试验：从各试验材料制备适当的显微镜试样，测定在金属结晶的显微组织中构成主相的铁素体的平均粒径，测定在试验材料的纵向（与上述 18mm 方棒钢的纵向一致）的垂直方向的断面（C 方向断面）的平均铁素体粒径。此时，实际上是通过观察 L 方向断面的显微组织求出 C 方向断面的平均铁素体粒径。

[0120] 上述热轧材料的上述试验结果示于表 3 中。

[0121] 表 3

[0122]

试样	C (质量%)	制造 工序	试验材 料线直 径 (mm $\Phi$ )	拉伸 强度 TS (MPa)	断面 收缩 RA (%)	维氏 硬度 H <sub>v</sub> (-)	C 断面的平均 铁素 体粒径 d (Mm)
实施例 1	0.0245	热轧	6.0	702	78.6	255	0.7
实施例 2							

[0123] 由表 3 结果得知以下事项。该通过热轧的钢线材是 C 含量为 0.0245 质量% 的低碳钢，没有添加特殊的强化元素，虽然是原样的热轧状态，但是在确保拉伸强度 TS 为 702MPa 的高强度的同时，能得到断面收缩 RA 为 78.6% 的极高水平的特性，形成强度和成形性优异平衡的原材料。这是因为，按照本申请发明范围内的条件，得到了金属结晶显微组织以铁素相为主相、铁素体粒径为 0.7 $\mu$ m 的细微晶粒组织钢。这样，即使在 C 含量为 0.0245 质量%、没有发现通常实际应用中作为冷镦用钢线材类别的低碳钢中，拉伸强度也达到 700MPa 以上的高水平，并且也确保断面收缩 RA 为极高水平。

[0124] 另一方面，在采用上述 6.0mm $\Phi$  表征用试验材料后，使用 6.0mm $\Phi$  钢线材，在实施例 1 中采用冷拉丝，而在实施例 2 中采用冷轧，均通过冷加工从 6.0mm $\Phi$  到 1.3mm $\Phi$ ，进行钢丝制造试验。

[0125] [II]<1>-2) 实施例 1 和实施例 2 不同的试验（冷加工工序和得到的试验材料的表征试验）

[0126] [II]<1>-2)-(a) [ 实施例 1 中冷拉丝方法和得到的钢丝的表征试验 ]

[0127] 如表 4 所示,利用模具 No. 1-No. 17 的拉丝模依次拉丝常温的上述 6.0mm $\phi$  钢线材 (如前述,热轧加工成 18mm $\phi$ ,接着切削加工成 6.0mm $\phi$  的钢线材),制造 1.3mm $\phi$  钢丝。拉丝中材料温度低于 200 $^{\circ}\text{C}$ 。

[0128] 表 4

[0129]

实施例 1-6 的冷拉丝 (6.0mm $\phi$ $\rightarrow$ 1.3mm $\phi$ )			
模具 No.	1 ~ 11	12 ~ 13	14 ~ 17
拉丝后钢丝直径 (mm $\phi$ )	5.6' ~ 2.1 $\phi$	1.9 ~ 1.8 $\phi$	1.6 ~ 1.3 $\phi$

[0130] 备注 \*):其中,拉丝用原材料的初始直径为 6.0mm $\phi$ 。

[0131] 在实施例 1 全部的拉丝工序中,能够容易地从 6.0mm $\phi$  拉丝到 1.3mm $\phi$ ,而不要实施所有球化退火及其它软化处理。而且,由 1.3mm $\phi$  (拉丝总断面减小率:95.3%) 钢丝制取拉丝原样的表征用试验材料。表征试验方法如下述,1)2)3)是和前述相同的试验。

[0132] 1) 通过拉伸试验的拉伸强度 (TS) 和断面收缩 (RA) 的测定试验

[0133] 2) 通过维氏硬度试验机的硬度测定试验

[0134] 3) 通过显微镜试验的铁素体粒径 (d) 的测定试验

[0135] 4) 小螺钉凹槽成形试验:按照 JIS B1111 中规定的 M1.6 盆头小螺钉的制造工序,通过镦头加工对线径 1.3mm $\phi$  的钢丝进行预备成形,然后,在头部通过冷镦以成形规定的十字形凹槽 (用于由改锥紧固该螺钉的十字形等凹部)。用 10 倍放大镜观察成形时该凹槽发生裂纹的情况。通常,凹槽裂纹发生情况根据小螺钉凹槽形状而大为不同, M1.6 盆头小螺钉十字形凹槽成形是极严酷的镦制成形,在本说明书中作为实用的试验的同时,尤其定位为优异的冷镦性能评价试验。不能观察到裂纹的记为“好”,能观察到微小裂纹但大体良好的记为“略好”,有裂纹的记为“裂纹”,发生大裂纹的记为“大裂纹”。

[0136] 5) 小螺钉的扭转扭矩试验:通过冷锻具有上述镦制成形的凹槽的来自线径 1.3mm $\phi$  的钢丝的螺钉中间体形成扭转部,从而制备 M1.6 盆头小螺钉。接下来,按照 JIS B 1060 “实施渗碳淬火回火的计量式螺纹轧制螺钉的机械性质和性能”的 5.4 “扭转试验”中规定的方法,通过适当的扭矩测定装置,增大扭矩直到螺钉破坏。测定引起螺钉破坏需要的扭矩值 (断裂扭矩 (kgf $\cdot$ cm))。该试验的目的在于,评价 作为螺钉及螺栓等连接部件的机械性能特性之一的“扭转强度”。以下在本说明书中相同。希望 M1.6 盆头小螺钉的断裂扭矩为 3.0kgf $\cdot$ cm。

[0137] 上述实施例 1 的试验结果示于表 5 中。

[0138] 表 5

[0139]

试验	C (质量%)	试验材 料线直径 (mm)	冷拉丝总 断面减小率 (%)	应变	拉伸强度 TS (MPa)	断面收缩 RA (%)	维氏硬度 Hv(—)
实施例1	0.0245	1.3 $\phi$	95.3	3.06	1567	60.2	355
					C方向断面平 均铁素体粒径 d (nm)	小螺钉凹 槽成形性	扭转断 裂扭矩 (kgf × cm)
					182	裂纹	3.38

[0140] 由表5结果可知以下事项。即,实施例1中得到的1.3mm $\phi$  钢丝是C含量为0.0245质量%的低碳钢,虽然没有添加特殊的强化元素,没有实施淬火、回火等热处理或一切软化处理,但其拉伸强度TS显著增高到1567MPa,并且,断面收缩RA也处于60.2%的相当高水平。如表3中所示那样,这是因为,该原材料由热轧产生的拉伸强度TS已经极高(达到702MPa),维氏硬度HV也达到355的极高水平,而且,断面收缩RA为78.6%,全都是已经达到高水平的细微铁素体组织钢(C方向断面平均铁素体粒径为0.7 $\mu$ m),通过拉丝对其实施了95.3%的总断面减小率的冷加工。

[0141] 这样,实施例1的钢丝是低碳钢,同时,附予了冷加工后的钢丝高强度和高延伸性,原因在于该钢丝的晶粒由细微铁素体主相构成。具体地,实施例1的1.3mm $\phi$  钢丝是铁素体主相,C方向断面中平均铁素体粒径为182nm,并呈现出在冷拉丝加工方向竹节状结构的形态。

[0142] 此处,从通过加工应变量来控制该冷加工后C方向断面中的铁素体粒径的思路出发,由冷加工前后的粒径测定值进行研究。在实施例1中,通过热轧制备的钢线材(冷加工开始刚刚之前的钢线材)中C方向断面的平均铁素体粒径为0.7 $\mu$ m(参照表3)。另一方面,用 $d_1$ 表示由热加工得到的钢线材(线径6.0mm $\phi$ )的C方向断面的铁素体粒径,当由对钢线材的冷拉丝所造成的总断面减小率设为R时,用下式(5)推算出冷拉丝后的钢丝(线径1.3mm $\phi$ )的C方向断面的平均铁素体粒径 $d_2$ :

$$[0143] \quad d_2 = (1-R/100)^{1/2} \times d_1 \quad (5)$$

[0144] R为95.3%, $d_1$ 为0.7 $\mu$ m时可推算 $d_2 = 152$ nm。该计算值152nm与实测值182nm相当一致。

[0145] 从而,在本申请发明的钢丝或棒钢的制造方法中,在通过对热轧材的钢线材的冷加工制造钢丝时,作为该钢线材C方向断面中铁素体粒径的控制手段,使用上述(5)式是有效的。

[0146] 其次,这样制造的本申请发明的钢丝,在没有淬火、回火等调质处理的状态,实施象M1.6盆头小螺钉那样的极严酷的冷镦,对于作为上述成形过程的凹槽的形成,作为延伸性水平指标的断面收缩RA为60.2%时,出现了裂纹。但是,当实施扭转扭矩试验时,得到了

满足 M1.6 盆头小螺钉所希望的断裂扭矩值为 3.0kgf·cm 以上的 3.38kgf·cm, 可见具有高扭转强度。

[0147] [II]<1>-2>-(b) [ 实施例 2 中的冷轧方法和得到的钢丝的表征试验 ]

[0148] 进行制造钢丝的试验, 如表 6 所示那样, 通过采用第 1 工序至第 3 工序中的各联合轧辊的冷轧, 将常温的上述 6.0mm $\phi$  钢线材 ( 如前述, 由热轧加工成 18mm $\phi$ , 然后切削加工成 6.0mm $\phi$  钢线材 ) 轧制成 1.3mm $\phi$ 。

[0149] 表 6

[0150]

实施例 2 的冷轧			
轧制工序 No.	第 1 工序	第 2 工序	第 3 工序
道次数	8 道次	10 道次	5 道次
轧制后钢丝直径 (mm $\phi$ )	5.7 <sup>1)</sup> ~ 3.3 $\phi$	3.1 ~ 1.8 $\phi$	1.6 ~ 1.3 $\phi$
试验材料的线直径 (mm $\phi$ )	3.3 $\phi$	1.8 $\phi$	1.3 $\phi$
取得试验材料阶段的轧制总断面减小率 (%)	69.8	91.3	95.3
取得试验材料阶段的工业应变 e (%)	1.20	2.41	3.06

[0151] 备注 \*) : 其中, 轧制用原材料的初始直径为 6.0mm $\phi$

[0152] 即, 通过第一工序的 8 道次, 从 6.0mm $\phi$  轧制到 3.3mm $\phi$ , 通过第 2 工序的 10 道次, 从 3.3mm $\phi$  轧制到 1.8mm $\phi$ , 而且, 通过第 3 工序的 5 道次, 从 1.8mm $\phi$  轧制到 1.3mm $\phi$ , 由此制造钢丝。轧制中材料温度低于 200 $^{\circ}$ C。在所有这些轧制工序中, 能够不施加一切球化退火及其它软化处理而从 6.0mm $\phi$  容易地冷轧到 1.3mm $\phi$ 。在该期间, 作为表征用试验材料, 在 3.3mm $\phi$  ( 总断面减小率 :69.8% )、1.8mm $\phi$  ( 总断面减小率 :91.0% ) 和 1.3mm $\phi$  ( 总断面减小率 :95.3% ) 这三阶段中, 取得保持冷轧原样的表征用试验材料。按前述进行, 表征试验方法。

[0153] 1) 通过拉伸试验的拉伸强度 (TS) 的测定试验

[0154] 2) 通过维氏硬度试验机的硬度测定试验

[0155] 3) 小螺钉凹槽成形试验

[0156] 4) 小螺钉扭转扭矩试验

[0157] 上述试验结果示于表 7 中。

[0158] 表 7

[0159]

试验	C (质量%)	试验材 料线直径 (mm $\phi$ )	冷轧总断 面减小率 (%)	应变 e	拉伸 强度 TS (Mpa)	断面 收缩 RA (%)	维氏 硬度 Hv (-)	C 向断面中铁 素体平均粒径 d (nm)	小螺钉 凹槽成 形性	扭转断裂扭矩 (kgf x cm)
实 施 例 2	0.0245	3.3 $\phi$	69.8%	1.20	922	-	-	-	-	-
		1.8 $\phi$	91.0%	2.41	1147	-	-	-	-	-
		1.3 $\phi$	95.3%	3.06	-	-	328	-	裂纹	2.92

[0160] 由以上试验结果可知以下事项。另外,实施例 2 的制造条件与实施例 1 的不同之处在于,用冷轧代替冷拉丝进行加工。其它条件完全相同。在实施例 2 中,使用的试验材料的线径和实施例 1 不同,线径为 3.3mm $\Phi$  (总断面减小率:69.8%) 时其拉伸强度 TS 为 922MPa,线径为 1.8mm $\Phi$  (总断面减小率:91.0%) 拉伸强度 TS 为 1147MPa,均为高水平。而且,线径为 1.3mm $\Phi$  (总断面减小率:95.3%) 时维氏硬度 HV 达到 328 的极高水平。

[0161] 比较实施例 2 和实施例 1 在线径为 1.3mm $\Phi$  时的维氏硬度 HV 可知,实施例 2 (冷轧法) 为 328,实施例 1 (冷拉丝法) 为 355,在其它条件相同时,由冷拉丝形成与由冷轧形成相比,仅仅是硬度上升较大。这样,对原材料 (钢线材) 的冷加工方法无论是冷拉丝法还是冷轧法,如果冷加工刚刚之前原材料 (钢线材) 具有化学成分组成、结晶组织状态、特别是 C 方向断面平均铁素体粒径都相同的铁素体主相组织,拉伸强度 TS 和断面收缩 RA 相同的话,就能得到同样的高强度钢丝。而且进一步,即使不施加球化退火而保持冷轧原样, M1.6 盆头小螺钉的扭转断裂扭矩为 2.92kgf $\cdot$ cm,呈现出与所希望的水平 3.0kgf $\cdot$ cm 接近的高扭转强度。

[0162] [II]<2> 实施例 3

[0163] 作为本申请发明范围内的实施例 3,进行如下的试验。使用的钢线材为在 JIS G 3507 规定的冷镦用碳钢线材范围内,属于 SWRCH5A,具有表 8 所示的化学成分组成,由热轧制造的市售的 13mm $\Phi$  钢线材。该钢线材的成分和前述实施例 1 和实施例 2 提供的钢的成分组成类似,其碳 C 为 0.03 质量%。但是,该实施例 3 的试样钢的 Si 含量为 0.03 质量%,与实施例 1 和 2 的 Si = 0.30 质量%不同,满足 SWRCH5A 的 Si 含量规定 (Si  $\leq$  0.10 质量%)。

[0164] 表 8

[0165]

试样	成分对应的 JIS	化学成分组成(质量%)					
		C	Si	Mn	P	S	sol. Al
实施例 3	SWRCH5A	0.03	0.03	0.20	0.016	0.010	0.035

[0166] 在轧制温度 450-530 $^{\circ}$ C 的范围内,由孔型轧辊多方向、多道次热轧,将上述 13mm $\Phi$  热轧钢线材制成 6.0mm $\Phi$  钢线材。热轧方法是,按照向实施例 1 和实施例 2 的提供的试样钢线材的制备方法进行准备,进行将菱形、正方形和椭圆形适当地组合起来的孔型轧辊轧制。由通过这样热轧得到的上述 6.0mm $\Phi$  钢线材取得表征用试验材料,进行以下项目的试验。另外,将制取该表征用试验材料后的 6.0mm $\Phi$  钢线材连续提供给实施例 3 的试验 (同前)。

[0167] 1) 通过拉伸试验的拉伸强度 (TS) 和断面收缩 (RA) 的测定试验

[0168] 2) 通过显微镜试验的铁素体粒径 (d) 的测定试验

[0169] 上述试验结果示于表 9 中。

[0170] 表 9

[0171]

试样	C(质量%)	制造 工序	试验材料线直径 (mm $\Phi$ )	拉伸强度 TS(Mpa)	断面收缩 RA(%)	C 断面的铁 素体平均粒 径 d( $\mu$ m)
实施例 3	0.03	热轧	6.0	817	75.0	0.8

[0172] 由表 9 的试验结果可知以下事项。实施例 3 的钢线材的金属结晶的显微组织以铁

素体为主相,铁素体粒径如图3的通过SBM(扫描电子显微镜)的L方向断面中显微组织照片所示,C方向断面的平均铁素体粒径为 $0.8\mu\text{m}$ 的细微晶粒。由此可知,虽然是C含量为0.03质量%的低碳钢,但在拉伸强度TS确保为817MPa高强度的同时,能得到断面收缩RA为75.0%的高水平性质,能成为强度和成形性优异平衡的原材料。这是因为,满足用于制造本申请发明的冷加工性能优异的高强度钢丝或棒钢的坯料(钢线材)的制备条件(制造条件),且是通过热轧制备的材料。

[0173] 其次,在实施例3中,使用通过如上述的热轧制备的 $6.0\text{mm}\phi$ 钢线材作为原材料,进行通过以下的冷轧制造钢丝的试验。冷轧方法是,按照表6所示实施例2的冷轧第1工序-第3工序,通过冷加工至 $1.3\text{mm}\phi$ 制造钢丝。取得 $2.1\text{mm}\phi$ (总断面减小率:87.8%)、 $1.8\text{mm}\phi$ (总断面减小率:91.0%)和 $1.3\text{mm}\phi$ (总断面减小率:95.3%)的冷轧原样的钢丝试验材料作为该期间的表征用试验材料。

[0174] 对于上述试验材料,适当的进行前述的以下试验。

[0175] 1) 通过拉伸试验的拉伸强度(TS)和断面收缩(RA)的测定试验

[0176] 2) 通过维氏硬度试验机的硬度测定试验

[0177] 3) 通过显微镜试验的铁素体粒径(d)的测定试验

[0178] 上述试验结果示于表10中。

[0179] 表10

[0180]

试验	C (质量%)	试验材料 线直径 (mm $\phi$ )	冷轧总断 面减小率 (%)	工业 应变 e	拉伸 强度 TS(Mpa)	断面收缩 RA(%)	维氏硬 度Hv(-)	C方向断面的 平均铁素体 粒径d(nm)
实施例3	0.03	2.1	87.8	2.10	-	-	-	186
		1.8	91.0	2.41	1140	72.3	-	-
		1.3	95.3	3.06	1202	70.2	310	-

[0181] 由上述结果可知以下事项。

[0182] 在实施例3中,钢丝的拉伸强度TS是高水平的,线直径 $1.8\text{mm}\phi$ (总断面减小率:91.0%)时为1140MPa,线直径 $1.3\text{mm}\phi$ (总断面减小率:95.3%)时为1202MPa。而且,此时的断面收缩RA分别为72.3%、70.2%的高水平。而且,维氏硬度HV在线直径为 $1.3\text{mm}\phi$ (总断面减小率:95.3%)时达到310的极高水平。这样,并且C方向断面的平均铁素体粒径细微化为 $186\mu\text{m}$ 。通过对热轧材的冷轧,不仅拉伸强度TS进一步提高,而且断面收缩RA也保持在高水平,可知两者的平衡是良好的。这是因为,和实施例1中同样,实施例3的 $1.3\text{mm}\phi$ 钢丝形成铁素体主相,C方向断面的平均铁素体粒径为186nm,并呈现出在冷拉丝加工方向延伸成竹节状结构的形态。在此,比较实施例3和实施例1的结果。就两者线直径同为 $1.3\text{mm}\phi$ (总断面减小率:95.3%)时的拉伸强度TS和断面收缩RA对二两进行比较,与Si含量为较高的0.30质量%的实施例1相比,Si含量为较低的0.03质量%的实施例3的拉伸强度TS较低(实施例3:1202MPa,实施例1:1567MPa),但在断面收缩RA方面两者相反,

实施例 3 明显变高 ( 实施例 3 :70.2%, 实施例 1 :60.2% )。另外,在 C 含量方面,认为两者之间没有明显的差别 ( 实施例 3 :0.03 质量%, 实施例 1 :0.0245 质量% )。

[0183] [III] ( 比较例 1- 比较例 3 )

[0184] 接下来,作为本申请发明范围以外的比较例的第 1 组,进行下面的试验。

[0185] 从已完成在已有技术通常热轧条件的 A3 相变点以上加工的市售的钢线材取得表征用试验材料,同时将取得试验材料后的钢丝连续供给比较例 1-3 的试验,所述钢线材是 JIS G 3507 中规定的冷镦用碳钢线材,并是具有和表 11 所提供的比较例 1-3 的 SWRCH5A、SWRCH10A 以及 SWRCH18 对应的各成分组成的 6.0mm $\phi$  钢线材。对上述表征用试验材料进行和前述相同的如下项目的试验。

[0186] 1) 通过拉伸试验的拉伸强度 (TS) 和断面收缩 (RA) 的测定试验

[0187] 2) 通过显微镜试验的铁素体粒径 (d) 的测定试验

[0188] 这些试验结果示于表 12 中。

[0189] 表 11

[0190]

试样	成分对应的 JIS	化学成分组成(质量%)					
		C	Si	Mn	P	S	sol. Al
比较例 1	SWCH5A	0.04	0.04	0.33	0.003	0.007	0.028
比较例 2	SWCH10A	0.09	0.01	0.30	0.011	0.025	0.030
比较例 3	SWCH18A	0.18	0.01	0.79	0.017	0.005	0.040

[0191] 表 12

[0192]

试样	成分对应的 的 JIS	C 含量 质量 (%)	制造 工序	试验材 料直径 (mm $\phi$ )	拉伸强度 TS (MPa)	断面收 缩 RA (%)	C 向断面的 平均铁素体粒径 d ( $\mu$ m)
比较例 1	SWCH5	0.04	热轧	6.0	350	80.0	20
比较例 2	SWCH10	0.09			430	75.0	17
比较例 3	SWCH18	0.18			520	72.0	16

[0193] 由上述结果可知以下事项。另外,该表征用试验材料是通常的热轧材料,即在 A3 相变点以上完成轧制加工的钢线材。这是本申请发明的制造方法范围外的钢线材的制造条件。因此,当作为金属结晶主相组织的铁素体的 C 方向断面的平均粒径为 16-20 $\mu$ m 左右时,没有形成细微晶粒组织化。因此,断面收缩 RA 良好,为高水平的 72.0%、75.0%、80.0%,但拉伸强度 TS 为 350-520MPa,与在前述实施例 1-3 中提供的 C 含量为 0.0245-0.03 质量%且由热轧制造的钢线材的 817MPa ( 参照表 9 ) 相比,明显降低。

[0194] 接着,使用取得上述表征用试验材料后的 6.0mm $\phi$  热轧钢线材,作为下面比较例 1-3 中钢丝制造试验,利用冷拉丝或冷轧,通过冷加工到 1.3mm $\phi$  来制备钢丝。

[0195] 首先, (i) 对于和比较例 1 的 SWCH5A 对应的热轧钢线材,通过实施冷拉丝来制造钢丝。以和前述实施例 1 中相同的条件进行冷拉丝 ( 参照表 4, 拉丝温度低于 200 $^{\circ}$ C )。在该冷拉丝工序中,取得表征用的 2.1mm $\phi$  ( 拉丝总断面减小率 :87.8% )、1.8mm $\phi$  ( 拉丝总断面减小率 :91.0% ) 和 1.3mm $\phi$  ( 拉丝总断面减小率 :95.3% ) 的冷拉丝原样的钢丝试验材

料。与此对应, (ii) 对于和比较例 2 的 SWCH10A 对应以及和比较例 3 的 SWCH18A 对应的热轧钢线材, 通过实施冷轧来制造钢丝。冷轧条件与前述实施例 2 中的相同(参照表 6。轧制温度低于 200°C) 在该冷轧工序中, 取得表征用的 3.3mm $\phi$  (拉丝总断面减小率:69.8%)、2.3mm $\phi$  (拉丝总断面减小率:85.3%) 和 1.3mm $\phi$  (拉丝总断面减小率:95.3%) 的冷轧原样的钢丝试验材料。

[0196] 对上述试验材料进行以下试验。

[0197] 1) 通过拉伸试验的拉伸强度 (TS) 和断面收缩 (RA) 的测定试验

[0198] 2) 小螺钉凹槽成形试验:同前。但在比较例 2 中, 对于线直径 1.3mm $\phi$  的钢丝, 通过对冷轧原样的钢丝试验材料实施球化退火处理来制造冷加工性能提高的试验材料, 也对其进行小螺钉凹槽成形试验。

[0199] 3) 小螺钉的扭转扭矩试验:同前, 由 1.3mm $\phi$  的钢丝通过冷镦、锻制可以成形 M1.6 盆头小螺钉的材料, 对其进行扭转扭矩试验。

[0200] 上述试验结果示于表 13 中。

[0201]

表 13

试验	C (质量%)	试验材料线径 (mmφ)	冷加工总断面 面减小率(%)	工业应变	球化退火	拉伸强度 TS (Mpa)	断面收缩 RA (%)	小螺钉凹 槽成形性	扭转断 裂扭矩 (kgf·xcm)
比较例 1	0.04	2.1	拉丝: 87.8	2.10	无	814	64.0	-	-
		1.8	拉丝: 91.0	2.41	无	857	64.7	-	-
		1.3	拉丝: 95.3	3.06	无	962	64.9	好	2.35
比较例 2	0.09	3.3	轧制: 69.8	1.20	无	783	-	-	-
		2.3	轧制: 85.3	1.92	无	828	64.8	-	-
		1.3	轧制: 95.3	3.06	无	1025	62.5	常见裂纹	2.43
比较例 3	0.18	3.3	轧制: 69.8	1.20	有	-	-	好	2.24
		2.3	轧制: 85.3	1.92	无	868	-	-	-
		1.3	轧制: 95.3	3.06	无	934	58.0	-	-
			轧制: 95.3		有	1176	58.9	裂纹	-
						-	-	裂纹	-

冷加工总断面减小率表示由冷拉丝或冷轧造成的总断面减小率。

[0202] 由上述结果可知以下事项。即,这些试验材料是利用在本申请发明范围外的比较例 1-3 的试验过程得到的钢丝试验材料,C 含量为 0.04-0.18%的水平。对由热轧制备的前

述钢线材实施冷拉丝或冷轧,随着其总断面减小率增大,拉伸强度 TS 上升,断面收缩 RA 降低(示于后述图 4,5 中)。可知,对于在比较例 2 和 3 中的线直径 1.3mm $\Phi$  为使拉伸强度 TS 超过 1000MPa 的总断面减小率大致为 95.3%。但是,拉伸强度 TS 超过 1000MPa 时,断面收缩 RA 的行为从冷轧前的 75.0%、72.0%(参照表 12、比较例 2 和 3)大幅降低到 62.5%、58.9%,分别降低了 12.5%和 13.1%。另一方面,在比较例 1 中,由于冷拉丝前钢线材的拉伸强度 TS 低为 350MPa,即使在 95.3%总断面减小率的线直径 1.3mm $\Phi$  的钢丝中,拉伸强度 TS 也剩下 962MPa。不仅如此,断面收缩 RA 从 80.1%大大降低到 64.9%。

[0203] 实施例 1-3 和比较例 1-3 的试验结果比较、研究

[0204] <1> 拉伸强度 TS 和断面收缩 RA

[0205] 无论在实施例 1-3 还是比较例 1-3 中,随着冷加工造成的总断面减小率的增加,拉伸强度 TS 上升、断面收缩 RA 降低。用变换成前述工业应变  $e$  的值(按照前述(3)式)表示总断面减小率 R,通过将其作为 X 轴,相对于工业应变  $e$  的变化,拉伸强度 TS 或断面收缩 RA 的变化状态分别示于图 4 和 5 中。

[0206] 首先,从图 4 和图 5 可知,在实施例 1-3 中,拉伸强度 TS 从原材料(6.0mm $\Phi$  钢线材:热轧材、 $e = 0$ )的 700- 大于 800MPa 大致线性的地显著上升到线径 1.3mm $\Phi$  钢丝(总断面减小率  $R = 95.3%$ 、 $e = 3.06$ )的 1200-1570MPa。

[0207] 伴随着 500-770MPa 的这种极大的拉伸强度 TS 的大致增加量,断面收缩 RA 从原材料的 78.6%、75.0%降低到线直径 1.3mm $\Phi$  钢丝的 60.2%、70.2%,其降低量分别为 18.4%和 4.8%。对此,在比较例 1-3 中,拉伸强度 TS 从原材料(6.0mm $\Phi$  钢线材:热轧材、 $e = 0$ )的 350-520MPa 的水平大致线性的地显著上升到线径 1.3mm $\Phi$  钢丝(总断面减小率  $R = 95.3%$ 、 $e = 3.06$ )的不到 1000- 大于 1150MPa 的水平。伴随着其 600-650MPa 的大致增加量,断面收缩 RA 从原材料的 80.0%、75.0%、72.0%的水平降低到线径 1.3mm $\Phi$  钢丝的 64.9%、62.5%、58.9%,其大致降低量为 15.1%、12.5%和 13.1%,与实施例 1-3 相比变大了。

[0208] 在图 6 中,进一步示出了实施例 1-3 和比较例 1-3 中拉伸强度 TS 和断面收缩 RA 的关系。据此明确了实施例中的强度-延展性平衡的优势。即,在实施例中,由于原材料的拉伸强度 TS 已经比较例明显高,通过冷加工更显著增加,因此能得到超过 1500MPa 的高强度,而在比较例中,由于原材料的拉伸强度 TS 停留在现有水平,即使通过冷加工使拉伸强度增加,最多也低于 1200MPa。而且,在实施例中,随着高强度化断面收缩 RA 的降低量比较例明显较小,其降低后的断面收缩 RA 水平也在比较例的水平之上,可以认为这是极其有利的。而且,在本申请发明的钢丝中,能得到高强度且延展性也保持在相当高水平、强度-延展性平衡优异的钢丝。

[0209] [IV]<2>M1.6 盆头小螺钉十字形凹槽的成形性

[0210] 另一方面,按照凹槽成形性试验,就拉伸强度 TS 超过 1000MPa 的比较例 2 和 3 来说,在对试验材料预先实施球化退火处理的比较例 2 中,没有产生凹槽裂纹,状况良好;而在比较例 3 中,即使实施了球化退火处理,还是产生了裂纹。在冷加工原样未实施球化退火处理时,比较例 2 和 3 中都产生了裂纹。但是,在拉伸强度 TS 低于 1000MPa 的比较例 1(总断面减小率为 95.3%的线直径 1.3mm $\Phi$  钢丝中为 962MPa)中,凹槽裂纹是良好的。

[0211] 而且,在未产生凹槽裂纹的比较例 1,以及即使在比较例 2 中实施球化退火处理的

情形中,扭转断裂扭矩均为约 2.3kfg×cm,没有达到希望的 3.0kfg×cm 水平。

[0212] 这样,在本申请发明范围外的比较例中,当通过增大对原材料的冷拉丝或冷轧的总断面减小率使拉伸强度上升到一定值以上时,如果不实施球化退火等适当的软化处理,在要求极严酷冷镦性能的 M1.6 盆头小螺钉的凹槽成型时,产生裂纹。对此,在实施例 1 中,即使不实施球化退火而保持冷拉丝或冷轧原样,在要求这种严格的冷镦性能的 凹槽成型时,没有产生裂纹。而且,从这种特殊的冷镦性能以外的冷加工性能观点出发,即使在以断面收缩 RA 的水平为指标时,实施例 1-3 也比比较例 1-3 优异。

[0213] 其次,从钢材成分不同的角度比较实施例 1-3 和比较例 1-3 可知,按照本申请发明的高强度钢的制造方法,以 C 含量大致为 0.03 质量%的低碳钢为原材料,能够在不进行球化退火而保持冷加工原样的状态得到冷镦性能优异的钢丝,所述钢丝的拉伸强度 TS 为例如 1000MPa 以上的高水平,而且,断面收缩 RA 也可保持在相当高的水平,例如 65%以上。

[0214] 图 7 区别示出了实施例和比较例的相对于钢丝的 C 含量的拉伸强度 TS 的水平;图 8 区别示出了实施例和比较例的相对于钢丝的断面收缩 RA 的水平。其中,作为以冷加工率为一定条件的例子,示出了线直径为 1.3mm $\Phi$  (工业应变为 3.06) 的情形。据此可知,在实施例 1 中,即使与比较例相比 C 含量相对低,但拉伸强度 TS 高,且断面收缩 RA 为同等水平以上。

[0215] [IV]<3> 比较例

[0216] 作为比较例的第 2 组,以由现有技术制造的市售 SWCH16A 钢丝制造的生螺钉和渗碳淬火螺钉作为比较例 4。该螺钉是 M1.6 盆头小螺钉,其化学成分组成示于表 14 中。

[0217] 表 14

[0218]

试样	成分对应的 JIS	化学成分组成(质量%)					
		C	Si	Mn	P	S	sol. Al
比较例 4	SWCH16A	0.16	0.04	0.74	0.005	0.008	0.030

[0219] 该 M1.6 盆头小螺钉的制造方法是通过现有技术的方法,该方法通过热轧制造钢线材,接着按照现有技术冷拉丝制造 1.3mm $\Phi$  钢丝,通过对其实施球化退火处理改善冷镦性能后,通过冷镦、滚轧形成 M1.6 盆头小螺钉(生螺钉),并且,对生螺钉实施渗碳淬火、回火处理,成为具有规定强度的 M1.6 盆头小螺钉(渗碳淬火螺钉)的 2 种。

[0220] 作为比较例 4 的表征试验,以生螺钉和渗碳淬火螺钉作为试验材料,进行扭转扭矩试验(试验方法同前)。其试验结果示于表 15 中。

[0221] 表 15

[0222]

试验	成分对应的 JIS	C 含量 (质量%)	螺钉种类	调质处理	维氏硬度 HV (-)	扭转断裂扭矩 (kgf·cm)
比较例 4	SWCH16A	0.16	M1.6 盆头	生	-	1.82
			小螺钉	渗碳淬火、回火	330	2.96

[0223] 由上述试验结果可知以下事项。即,在用本申请发明范围外的制造方法制造的比较例 4 中,就生螺钉试验材料来说, M1.6 盆头小螺钉的扭转断裂扭矩是 1.82kgf·cm 的较低值,而为渗碳淬火螺钉时,能得到 2.96kgf·cm 的高扭转强度,具有希望的扭转强度。

[0224] 在前述比较例 1 和 2 中进行的扭转扭矩试验中是 2.25-2.43kgf·cm 的低水平,但在前述实施例 1 和 2 中,分别为 3.38kgf·cm 和 2.92kgf·cm。这些实施例的扭转断裂扭矩水平和市售品比较例 4 的水平相同,任一个都大致满足所希望的扭转断裂扭矩的 3.0kgf·cm。

[0225] 通过以上试验,可以确认本申请发明的冷加工性能优异的高强度钢丝或棒钢及高强度成形制品的工业有用性及其制造方法的工业有用性。

[0226] [V] 实施例 < 金属结晶组织的主相实质上是无渗碳体, C 含量为在  $Ae_1$  点的铁素体相的碳固溶极限以下, 或者 C 含量为 0.010 质量%以下的碳钢乃至低合金钢 >

[0227] [V]-<1> 实施例 1-5 及实施例 6-9 共同的试验要领

[0228] 对本申请发明范围内的实施例 1-9 进行以下试验。

[0229] 用真空熔融炉熔融制造具有表 16 所示成分 No. 1-5 的化学成分组成的各个钢, 铸造成钢锭。其中成分特征是极低碳钢, 其碳 C 在 0.0014-0.0109 质量%的 C 含量范围内变化, 并且成分 No. 4 的 Si = 1.01 质量%, 相比其它成分为较高水平, 成分 No. 5 的 N = 0.0080 质量%, 与其它成分相比较高。

[0230] 表 16

[0231]

成分 No.	试样	化学成分组成 (质量%)						
		C	Si	Mn	P	S	N	sol. Al
1	实施例 1、6	0.0014	0.30	0.20	0.009	0.001	0.0031	0.028
2	实施例 2、7	0.0047	0.30	0.20	0.009	0.001	0.0024	0.026
3	实施例 3、8	0.0098	0.30	0.20	0.009	0.001	0.0025	0.028
4	实施例 4、9	0.0109	1.01	0.19	0.010	0.001	0.0020	0.033
5	实施例 5	0.0095	0.30	0.19	0.009	0.001	0.0080	0.029

[0232] 通过热锻将得到的钢锭成形为 80mm 见方的棒钢。这些棒钢的金属组织包括铁素体, C 向断面中铁素体的平均粒径约为 20  $\mu$ m 以下。由上述 80mm 见方的各棒钢取得轧制用原材料, 通过高温多方向多道次孔型轧制形成 18mm 见方, 通过水冷制备棒钢。该热轧是制备本申请发明的钢丝或棒钢用原材料, 并是在使垂直由该热轧得到的材料的纵向的断面中

的平均结晶粒径为  $3\mu\text{m}$  以下的条件下进行。

[0233] 在下面的条件下实施上述使平均结晶粒径为  $3\mu\text{m}$  以下的热孔型轧制方法。在  $550^\circ\text{C}$  加热由上述热锻成形的  $80\text{mm}$  见方的轧制用原材料后,在轧制温度  $450\text{--}530^\circ\text{C}$  的范围内,如表 2 所示,首先,通过菱形孔型轧辊(参照图 2 上图)进行每道次的断面减小率为约 17% 的 19 道次的热轧,形成  $24\text{mm}$  见方。接下来,利用最大短轴长度为  $11\text{mm}$ 、长轴长度为  $52\text{mm}$  的椭圆形孔型轧辊(图 2,下图中分别为 a, b, 其中  $R = 64\text{mm}$ )进行热轧,最后,用正方形孔型轧辊进行 1 道次的热轧,共计 21 道次形成  $18\text{mm}$  见方。从热轧用原材料( $80\text{mm}$  见方)到该  $18\text{mm}$  方材的总断面减小率为 95%。表 2 中简要示出了道次流程。

[0234] 在由上述椭圆形孔型轧辊进行的 1 道次热轧中,由于通过上述椭圆形孔型轧辊对  $24\text{mm}$  方棒进行了轧制,轧制后材料的 C 向断面最大短轴长度  $11\text{mm}$  相对于该轧制前材料的 C 向断面的对边长度  $24\text{mm}$  的比例相当小,为  $(11\text{mm}/24\text{mm}) \times 100 = 46\%$ ,并且,此时由孔型尺寸计算的断面减小率相当大,为 38%。从而,由该椭圆形孔型轧辊进行的 1 道次热轧成为进一步促进热轧完成后  $18\text{mm}$  方棒钢中的铁素体粒径细微化的条件。另外,在直到前述第 19 道次的通过菱形孔型轧辊的轧制过程中,为了使材料的断面形状尽可能地接近于正方形,适宜用同一孔型轧辊进行连续每 2 道次的轧制(所谓“双道次”),各双道次分别作为 2 道次计数。

[0235] 而且,在轧制的每个道次,使材料在长度方向轴心的周围旋转并使压下方向变化,进行多方向多道次轧制。进一步,再加上加工放热,即使热轧的轧制温度区域在较低温侧区域放热量较小,轧制中材料的温度较低所导致的中间加热也是不必要的。其次,通过切削加工使由上述热轧方法制备的  $18\text{mm}$  方棒钢减小直径,加工成直径  $6.0\text{mm}\Phi$  的线材。

[0236] 此处,如下面所述,由  $18\text{mm}$  见方通过切削减小直径成  $6.0\text{mm}\Phi$  的理由是为了形成原材料,在该实施例中,作为钢丝的用途选定为在 JISB1111 中规定的 M1.6 盆头小螺钉(螺钉的有效断面的直径为  $1.27\text{mm}\Phi$ ),通过目标拉丝率为 95% 的冷拉丝加工或目标总断面减小率为 95% 的冷轧加工,能得到直径  $1.3\text{mm}\Phi$  的原材料。选择 M1.6 盆头小螺钉的理由是,为了在其头部镢制成形十字形的凹槽(用改锥施加扭矩的凹部),要求极优异的冷镢性能,因此,通过后述的 M1.6 盆头小螺钉的十字形“凹槽成形试验”,可评价是否具有特别优异的冷镢性能。

[0237] 另外,在上述由热轧制备的  $18\text{mm}$  方棒钢的 C 向断面中粒径在整个范围都是均等的。

[0238] 取得这些  $6.0\text{mm}\Phi$  表征用试验材料(以下称为“A0 组试验材料”,其构成数量包括表 16 的成分 No. 1-5 对应的 5 种),进行下述项目的试验。

[0239] 1) 通过拉伸试验的拉伸强度(TS)和断面收缩(RA)的测定试验:在该试验中,目的在于得到材料评价的基本数据,即评价材料是否在强度特别优异的同时,冷加工性也相当优异,即在强度和冷加工性中具有高水平的平衡。

[0240] 2) 通过维氏硬度试验机的硬度测定试验:作为强度特性之一,由于确认了和拉伸强度的相关性,而且在取得拉伸试样困难时是有效的。根据 JIS Z 2244 中规定的方法进行。

[0241] 3) 通过显微镜试验的铁素体粒径(d)的测定试验:由各试验材料制取适当的显微镜试样,测定在金属结晶的显微组织中构成主相的铁素体的平均粒径,测定在试验材料的

纵向（与上述 18mm 方棒钢的纵向一致）的垂直方向的断面（C 方向断面）的平均铁素体粒径。此时，实际上通过观察 L 方向断面的显微组织，求出 C 方向断面的平均铁素体粒径。以下在本说明书中相同。

[0242] 关于上述热轧材料的上述试验结果示于表 17 中。

[0243] 表 17

[0244]

试验材料 名称	成分 No.	试样	C (质量%)	制造 工序	试验材料 线直径 (mm)	拉伸 强度 TS (MPa)	断面 收缩 RA (%)	维氏 硬度 H <sub>v</sub> (-)	铁素体 粒径 d (μm)
A0 组 (热轧材料)	1	实施例 1、实施例 6	0.0014	热轧	6.0φ	635	81.9	221	0.9
	2	实施例 2、实施例 7	0.0047			665	80.0	226	0.8
	3	实施例 3、实施例 8	0.0098			795	78.1	234	0.7
	4	实施例 4、实施例 9	0.0109			760	80.7	233	0.7
	5	5	0.0095			710	80.1	210	0.7

[0245] 根据表 17 的结果可知以下事项。A0 组试验材料是提供给实施例 1-9 中进行的冷加工的原材料表征试验材料。A0 组试验材料是通过满足本申请发明的冷加工性能优异的高强度钢丝或棒钢的制造方法的构成要素中的原材料（钢线材）的制备条件（制造条件）的热轧制备的材料，而且原材料的化学成分组成具有金相学上无渗碳体的碳钢成分。因此，能得到金属结晶显微组织是无渗碳体、平均铁素体粒径为 0.7-0.9 μm 的细微晶粒。由此可知，在确保拉伸强度 TS 为 635MPa 以上的高强度的同时，能得到断面收缩 RA 为 78% 以上的极高水平的特性，形成了强度和成形性优异平衡的原材料。本申请发明的冷加工性能优异的高强度钢丝或棒钢的制造方法及通过该方法得到的产品，是通过具有这种材料特性的原材料实施冷加工得到的。特别地，即使在所谓 C 含量为 0.0014-0.0109 质量% 以下的极低碳钢中，拉伸强度也具有 600MPa 以上的高水平。

[0246] [V]<2> 实施例 1-5 及实施例 6-9 的各试验

[0247] 接着，使用取得 A0 组试验材料后的 6.0mm φ 的各钢线材，通过在实施例 1-5 中的冷拉丝或者通过在实施例 6-9 中的冷轧，均从 6.0mm φ 冷加工到 1.3mm φ，进行制造钢丝的试验。

[0248] [V]<2>-1) 实施例 1-5 (通过冷拉丝的钢丝的制造试验)

[0249] 以由前述热轧制备的成分 No. 1-5 (参照表 16) 的 5 种 6.0mm φ 钢线材为原材料，通过冷拉丝拉丝到 1.3mm φ，进行制造钢丝的试验（以下分别称为“实施例 1-5”）。这些实施例中的冷拉丝条件全部如下所述。即，如表 18 中所示，通过模具 No. 1-17 的拉丝模顺序拉丝常温的 6.0mm φ 钢线材（同前述，通过热轧加工成 18mm φ 接着切削加工成 6.0mm φ 的钢线材），制造 1.3mm φ 的钢丝。拉丝中材料的温度低于 200℃。

[0250] 表 18

[0251]

实施例 1-5 的冷拉丝			
模具 No.	1 ~ 11	12 ~ 13	14 ~ 17
拉丝后钢丝直径 (mm $\phi$ )	5.6' ~ 2.1 $\phi$	1.9 ~ 1.8 $\phi$	1.6 ~ 1.3 $\phi$
试验材料线直径 (mm $\phi$ )	2.1 $\phi$	1.8 $\phi$	1.3 $\phi$
取得试验材料阶段的拉丝总断面减小率 (%)	87.8	91.0	95.3
取得试验材料阶段的工业变形 e (%)	2.10	2.41	3.06

[0252] 备注\*) :其中, 拉丝用原材料的初始直径为 6.0mm  $\phi$ 。

[0253] 在全部这些实施例的拉丝工序中, 能够容易地从 6.0mm  $\phi$  拉丝到 1.3mm  $\phi$ , 而不要实施所有球化退火及其它软化处理。在此期间, 在 2.1mm  $\phi$  (拉丝总断面减小率:87.8%)、1.8mm  $\phi$  (拉丝总断面减小率:91.0%) 和 1.3mm  $\phi$  (拉丝总断面减小率:95.3%) 各阶段中, 取得拉丝原样的表征用试验材料 (以下称为“A1 组试验材料”)。另外, A1 组试验材料的线径相对于实施例 1-5 的 5 种各有 3 种规格, 合计包括 5 种  $\times$  3 = 15 种。进一步, 对于其中的 1.3mm  $\phi$  试验材料, 进行冷成形为 M1.6 盆头小螺钉的试验。对于实施例 1-5 的试验材料“A1 组试验材料”, 进行以下项目的试验。

[0254] 1) 通过拉伸试验的拉伸强度 (TS) 和断面收缩 (RA) 的测定试验 (同前述)

[0255] 2) 通过维氏硬度试验机的硬度测定试验 (同前述)

[0256] 3) 通过显微镜试验的铁素体粒径 (d) 的测定试验 (同前述)

[0257] 4) 小螺钉凹槽成形试验:在此只对线直径 1.3mm  $\phi$  钢丝进行。如前述, 按照 JIS B1111 中规定的 M1.6 盆头小螺钉的制造工序, 通过镦制加工对线直径 1.3mm  $\phi$  的钢丝进行预备成形, 然后, 在头部通过冷镦成形规定的十字形凹槽 (用于由改锥紧固该螺钉的十字形等凹部)。用 10 倍放大镜观察成形时该凹槽发生裂纹的情况。通常, 凹槽裂纹发生情况根据小螺钉凹槽形状大为不同, 但 M1.6 盆头小螺钉十字形凹槽成形是极严酷的镦制成形, 因此在作为实用的试验的同时, 尤其定位为优异的冷镦性能评价试验。不能观察到裂纹的记为“好”, 能观察到微小裂纹但大体良好的记为“略好”, 有裂纹的记为“裂纹”, 发生大裂纹的记为“大裂纹”。

[0258] 5) 小螺钉的扭转扭矩试验:通过冷锻具有上述镦制成形的凹槽的来自线直径 1.3mm  $\phi$  的钢丝的螺钉中间体形成扭转部, 从而制备 M1.6 盆头小螺钉。接下来, 按照 JIS B 1060 “实施渗碳淬火回火的计量式螺纹轧制螺钉的机械性质和性能”的 5.4 “扭转试验”中规定的方法, 通过适当的扭矩测定装置, 增大扭矩直到螺钉破坏。测定引起螺钉破坏需要的扭矩值 (断裂扭矩 (kgf  $\cdot$  cm))。该试验的目的在于, 评价作为螺钉及螺栓等连接部件的机械性能特性之一的“扭转强度”。以下在本说明书中相同。希望 M1.6 盆头小螺钉的断裂扭矩为 3.0kgf  $\cdot$  cm 以上。

[0259] 6) 小螺钉扭转滞后破坏试验:如图 9 照片所示那样, 在由断裂扭矩试验得到的断裂扭矩值的 70% 值处、在该扭转试样的状态下, 封闭放置从线径 1.3mm  $\phi$  的钢丝制造的 M1.6 盆头小螺钉, 通过在 72 小时以内是否发生扭转断裂来评价耐滞后破坏特性。每组扭转试验件的个数为 10 个。另外, 该扭转滞后破坏试验只对实施例 2 进行。上述试验结果示于

表 19 和表 20 中。

[0260] 表 19

[0261]

试验材料 名称	试验	成分 No.	C (质量%)	试验材料 线直径 (mm)	拉丝总断 面减小率 (%)	应变	拉伸 强度 TS (Mpa)	断面 收缩 RA (%)
A1 组	实施例 1	1	0.0014	2.1 $\phi$	37.8	2.10	1070	81.2
	实施例 2	2	0.0047				1125	78.7
	实施例 3	3	0.0098				1214	73.1
	实施例 4	4	0.0109				1252	73.1
	实施例 5	5	0.0095				1220	74.5
试验材料 名称	试验	成分 No.	C (质量%)	试验材料 线直径 (mm)	拉丝总断 面减小率 (%)	应变	拉伸 强度 TS (Mpa)	断面 收缩 RA (%)
A1 组	实施例 1	1	0.0014	1.8 $\phi$	91.0	2.41	1142	76.6
	实施例 2	2	0.0047				1192	76.1
	实施例 3	3	0.0098				1247	73.9
	实施例 4	4	0.0109				1322	69.8
	实施例 5	5	0.0095				1272	72.1

[0262]

表 20

试验材料名称	试验	成分 No.	C (质量%)	试验材料线直径 (mm)	拉丝总断面减小率 (%)	应变	拉伸强度 TS (Mpa)	断面收缩 RA (%)	维氏硬度 H <sub>v</sub> (-)
A1 组	实施例 1	1	0.0014	1.3φ	95.3	3.06	1370	71.8	313
	实施例 2	2	0.0047				1419	70.2	334
	实施例 3	3	0.0098				1539	70.2	357
	实施例 4	4	0.0109				1568	62.1	369
	实施例 5	5	0.0095				1521	67.6	355

试验	试验材料线直径 (mm)	铁素体 C 方向断面的平均粒径 d (nm)	M1.6 小螺钉的凹槽成形	扭转断裂扭矩 (kgf×cm)	扭转滞后破坏
实施例 1	1.3φ	138	好	2.93	-
实施例 2		150	好	3.07	不断裂
实施例 3		175	略好	3.27	-
实施例 4		140	大裂纹	3.26	-
实施例 5		161	裂纹	3.28	-

[0263] 由表 19 和表 20 的试验结果可知以下事项。即,首先, A1 组试验材料全部是由本申请发明范围内的实施例得到的钢丝取得的试验材料。更具体地, A1 组试验材料成分的

C 含量极低 (C :0.0014-0.0109 质量%)、是上述的无渗碳体的细微铁素体结晶 (平均粒径  $d \leq 0.9 \mu\text{m}$ )，是拉伸强度 TS 和断面收缩 RA 水平高且其平衡优异的原材料，对该原材料实施拉丝总断面减小率 88% 以上的冷拉丝。因此，在实施例 1-5 的任一个中，随着冷拉丝造成的总断面减小率的增加，得到的钢丝的拉伸强度 TS 明显上升。不仅如此，断面收缩 RA 的降低量也非常小。图 10 和 11 中示出了该状态 (后述的比较例 1-3 的结果也一同表示在两图中)，综合参照两图可明确得知。其中，在图 10 和 11 中，在横轴上，用转换成前述工业应变  $\epsilon$  的值 (按照前述 (3) 式) 表示冷拉丝的总断面减小率 R。而且，在两表中一并记载了工业应变  $\epsilon$ 。在后面也相同。

[0264] 由此可见，拉伸强度 TS 从原材料的 635-795MPa 水平开始，拉丝总断面减小率为 87.8% 时上升到 1070-1252MPa 水平，拉丝总断面减小率为 91.0% 时上升到 1142-1322MPa 水平，并且，拉丝总断面减小率为 95.3% 时显著上升到 1370-1568MPa 水平。尽管拉伸强度 TS 如此显著上升，断面收缩 RA 的降低量非常小。即，拉丝前原材料为 78.1-81.9% 的水平，拉丝总断面减小率为 87.8% 时，降低到 73.1-81.2% 的水平，拉丝总断面减小率为 91.0% 时，降低到 69.8-76.6%，并且，拉丝总断面减小率为 95.3% 时，降低到 62.1-71.8%，其降低量非常小。而且，由于无渗碳体，在该工序中不用实施一切球化退火等软化处理。

[0265] 进一步从两图观察工业应变  $\epsilon$  和拉伸强度之间的关系可知，原材料的拉伸强度 TS 已经处于 635-795MPa 的高水平，通过稍微的应变就会使其拉伸强度 TS 进一步增大。例如，按照实施例 3，即使通过工业应变  $\epsilon = 0.17$  的冷加工，C 含量为 0.0095 质量% 时，能得到超过 800MPa 的高强度。 $\epsilon = 0.17$  时，计算出拉丝总断面减小率 R 为 17%，因此，此时钢丝的线直径为 5.5mm  $\phi$ 。在本实施例中，由于冷拉丝刚刚之前的原 材料直径 (相当于钢线材的直径) 为 6.0mm  $\phi$ ，通过将其设定的更大，即使对于 5.5mm  $\phi$  以上的较粗线径，也可以制造超过 800MPa 的钢丝，此时确保断面收缩 75%。按照上述试验结果，在图 12 中示出了拉伸强度 TS 和断面收缩 RA 的关系。根据该图可知：可以制造 (1) TS  $\geq 1000\text{MPa}$  且确保 RA  $\geq 70\%$ ，(2) TS  $\geq 1200\text{MPa}$  且确保 RA  $\geq 65\%$ ，或者 (3) TS  $\geq 1500\text{MPa}$  且确保 RA  $\geq 60\%$  的、强度和延伸性平衡优异的高强度钢丝或棒钢。

[0266] 由此可见，上述本申请发明的冷加工性能优异的高强度钢在冷拉丝原样状态，在不实施淬火、回火等调质处理的钢丝中能得到上述材料特性。而且，具有这样优异材料特性的钢丝的结晶组织是无渗碳体的铁素体，其呈现出在冷拉丝加工方向伸长成竹节结构状的形态，线直径为 1.3mm  $\phi$  的钢丝的 C 向断面的平均铁素体粒径为 138-175nm 的超微晶粒 (参照表 20)。在图 13 中例示了实施例 2 的 TEM (透射电子显微镜) 组织照片。其平均铁素体粒径为 150nm。其中，从通过加工应变量来控制该冷加工后 C 向断面中的铁素体粒径的思路出发，由冷加工前后的粒径测定值进行研究。例如，在实施例 2 中，通过热轧制备的钢线材 (冷加工开始刚刚之前的钢线材) 中 C 方向断面的平均铁素体粒径为 0.8  $\mu\text{m}$  (参照表 17)。

[0267] 因此，具有本实施例的化学成分组成及本钢线材的制造过程的钢丝的 C 方向断面的平均铁素体粒径 (=  $d_2$ ) 由下式 (5) 推算。

$$[0268] \quad d_2 = (1-R/100)^{1/2} \times d_1 \quad (5)$$

[0269] 其中，R :冷加工的总断面减小率 (%)

[0270]  $d_1$  :冷加工开始刚刚之前 C 向断面的铁素体粒径

[0271] 在此,通过从钢线材的线直径  $6.0\text{mm}\phi$  到钢丝的线直径  $1.3\text{mm}\phi$  的总断面减小率计算出 R,为  $R = 95.3\%$ 。由  $d_1$  为  $0.8\mu\text{m}$ ,可计算  $d_2 = 173\text{nm}$ 。该计算值  $173\text{nm}$  与实测值  $150\text{nm}$  相当一致。

[0272] 因此,在本申请发明的钢丝或棒钢的制造方法中,在通过对热轧材的钢线材冷加工来制造钢丝时,作为该钢线材 C 方向断面中铁素体粒径的控制手段,使用上述 (5) 式是有效的。其次,这样制造的本申请发明的钢丝,在没有淬火、回火等调质处理的状态下,实施象 M1.6 盆头小螺钉那样的极严酷的冷镦,即使对于上述成形过程的凹槽的形成,实施例 1 和 2 均良好,实施例 3 也达到了基本没有问题的水平。而且,由具有这种优异冷镦性能的钢丝通过所谓冷镦、冷滚轧的冷加工方法成形的 M1.6 盆头小螺钉具有其扭转断裂扭矩大致为  $3.0\text{kgf}\cdot\text{cm}$  的高扭转强度。

[0273] [V]<2>-2) 实施例 6-9(通过冷轧的钢丝制造试验)

[0274] 同样,以前述由热轧制备的成分 No. 1-4(参照表 16) 的 4 种  $6.0\text{mm}\phi$  钢线材作为原材料,进行通过冷轧拉丝到  $1.3\text{mm}\phi$  的制造钢丝的试验(以下分别称为“实施例 6-9”)。相对于实施例 1-5 中对热轧钢线材冷拉丝的那些,在实施例 6-9 中,在冷轧同样的热轧钢线材方面,钢丝的制造方法是不同的。该冷轧条件全部如下。如表 21 所示那样,由第 1 工序至第 3 工序中的各联合轧辊冷轧常温的  $6.0\text{mm}\phi$  钢线材(如前述,由热轧加工成  $18\text{mm}\phi$ ,然后切削加工成  $6.0\text{mm}\phi$  钢线材)。

[0275] 表 21

[0276]

实施例 6-9 的冷轧			
轧制工序	第 1 工序	第 2 工序	第 3 工序
道次数	8 道次	10 道次	5 道次
轧制后钢丝直径 (mm $\phi$ )	$5.7^{\circ} \sim 3.3\phi$	$3.1 \sim 1.8\phi$	$1.6 \sim 1.3\phi$
试验材料的线直径 (mm $\phi$ )	$3.3\phi$	$2.3\phi, 1.8\phi$	$1.3\phi$
取得试验材料阶段的轧制总断面减小率 (%)	69.8	85.3, 91.3	95.3
取得试验材料阶段的工业应变 e (%)	1.20	1.92, 2.41	3.06

[0277] 备注\*) :其中,轧制用坯料的初始直径为  $6.0\text{mm}\phi$

[0278] 即,利用第一工序的 8 道次,从  $6.0\text{mm}\phi$  轧制到  $3.3\text{mm}\phi$ ,利用第 2 工序的 10 道次,从  $3.3\text{mm}\phi$  轧制到  $1.8\text{mm}\phi$ ,而且,利用第 3 工序的 5 道次,从  $1.8\text{mm}\phi$  轧制到  $1.3\text{mm}\phi$ ,由此制造钢丝。轧制中材料温度 低于  $200^{\circ}\text{C}$ 。在所有这些实施例的轧制工序中,能够不施加一切球化退火及其它软化处理而从  $6.0\text{mm}\phi$  冷轧到  $1.3\text{mm}\phi$ 。在该期间,作为表征用试验材料,在  $3.3\text{mm}\phi$  (总断面减小率 :69.8%)、 $2.3\text{mm}\phi$  (总断面减小率 :85.3%)、 $1.8\text{mm}\phi$  (总断面减小率 :91.0%) 和  $1.3\text{mm}\phi$  (总断面减小率 :95.3%) 这 4 阶段中,取得轧制原样的试验材料(以下称为“A2 组试验材料”)。另外,A2 组试验材料的线径相对于实施例 6-9 的 4 种各有 4 种规格,合计由  $4\text{种} \times 4 = 16\text{种}$  组成。进一步,对于其中的  $1.3\text{mm}\phi$  试验材料,进

行冷成形为 M1.6 盆头小螺钉的试验。

[0279] 对于实施例 6-9 的试验材料 (A2 组试验材料), 进行以下项目的试验。

[0280] 1) 通过拉伸试验的拉伸强度 (TS) 和断面收缩 (RA) 的测定试验 (同前述)

[0281] 2) 通过维氏硬度试验机的硬度测定试验 (同前述)

[0282] 3) 小螺钉凹槽成形试验: 仅以线直径 1.3mm $\phi$  钢丝为对象 (同前述)。

[0283] 4) 小螺钉扭转扭矩试验: 仅以 M1.6 盆头小螺钉为对象 (同前述)。上述试验结果示于表 22 和 23 中。

[0284] 表 22

[0285]

试验材料名称	试验	成分 No.	C (质量%)	试验材料线直径 (mm)	轧制总断面减小率 (%)	应变	拉伸强度 TS (MPa)	断面收缩 RA (%)
A2 组	实施例 6	1	0.0014	3.3 $\phi$	69.8%	1.20	773	-
	实施例 7	2	0.0047				836	-
	实施例 8	3	0.0098				895	-
	实施例 9	4	0.0109				999	-
试验材料名称	试验	成分 No.	C (质量%)	试验材料线直径 (mm)	轧制总断面减小率 (%)	应变	拉伸强度 TS (MPa)	断面收缩 RA (%)
A2 组	实施例 6	1	0.0014	2.3 $\phi$	85.3%	1.92	875	83.2
	实施例 7	2	0.0047				968	82.7
	实施例 8	3	0.0098				1001	76.9
	实施例 9	4	0.0109				1094	78.5

[0286]

表 23

试验材料名称	试验	成分 No.	C (质量%)	试验材料线直径 (mm)	轧制总断面减小率 (%)	应变	拉伸强度 TS (MPa)	断面收缩 RA (%)			
A2 组	实施例 6	1	0.0014	1.8φ	91.0%	2.41	961	-			
	实施例 7	2	0.0047				1050	-			
	实施例 8	3	0.0098				1071	-			
	实施例 9	4	0.0109				1232	-			
试验材料名称	试验	成分 No.	C (质量%)	试验材料线直径 (mm)	轧制总断面减小率 (%)	应变	拉伸强度 TS (MPa)	断面收缩 RA (%)	维氏硬度 Hv (-)	M1.6 小螺钉的凹槽成形性	扭转断裂扭矩 (kgfxcm)
A2 组	实施例 6	1	0.0014	1.3φ	95.3%	3.06	1142	78.7	263	良	2.63
	实施例 7	2	0.0047				1276	80.1	294	良	2.92
	实施例 8	3	0.0098				1331	72.2	299	良减	2.92
	实施例 9	4	0.0109				1462	64.0	352	-	3.21

[0287] 由表 22 和表 23 的试验结果可知以下事项。即,首先,A2 组试验材料全部是由本申请发明范围内的实施例得到的钢丝取得的试验材料。而且,作为钢丝原材料的钢线材全部

和实施例 1-5 相同,该材料由适当的热轧制造,C 含量极低 (C :0.0014-0.0109 质量%),结晶组织为无渗碳体的细微铁素体晶粒 (平均粒径  $d = 0.7-0.9 \mu\text{m}$ ),拉伸强度 TS 和断面收缩 RA 水平高且其平衡优异。对这样的材料实施总断面减小率 69.8% ( $6.0\text{mm}\phi \rightarrow 3.3\text{mm}\phi$ ) 以上的冷轧。

[0288] 这样,实施例 6-9 的制造条件与实施例 1-5 的不同点在于,用冷轧代替冷拉丝进行加工。这样得到的钢丝的材料特性一同记录在前述图 10、11 和 12 中。由此也得知,随着冷轧造成的总断面减小率的增加,得到的钢丝的拉伸强度 TS 明显上升。

[0289] 并且,尽管拉伸强度 TS 明显上升,断面收缩 RA 的降低量也非常小。该材质特性的变化在实施例 6-9 任一例中都是相同的,而且,和实施例 1-5 的结果类似。而且,冷轧钢丝的拉伸强度 TS 和断面收缩 RA 保持在高水平,且两者具有良好的平衡。

[0290] 可以明了,在保持冷轧加工原样的状态,即使不实施淬火、回火等调质处理也能得到这种材质特性的优势。更进一步,即使不实施球化退火保持冷轧原样,在 C 含量低的实施例 6、7 和 8 中也能成形 M1.6 盆头小螺钉,可以确认冷加工性能极优异。该材质特性也以实施例 1-3 一致。

[0291] 而且,具有这种材质特性水平的实施例 7 和 8 中,在形成 M1.6 盆头小螺钉后,即使在不进行淬火、回火等调质处理的状态,扭转断裂扭矩也为大致  $3.0\text{kgf}\cdot\text{cm}$ ,展现出优异的高扭转强度。这样,比较实施例 1-4 和实施例 6-9 的结果可知,在本申请发明的冷加工性能优异的高强度钢材的制造方法中,作为对热轧的钢线材进行冷加工的方法,可以是冷拉丝法和冷轧法中的任意一种。

[0292] [V]<3> 比较例

[0293] 进一步,对本申请发明范围外的比较例进行以下试验。比较例分为第 1 组和第 2 组。

[0294] [V]<3>(a) 第 1 组比较例 (比较例 1-3)

[0295] 作为比较例的第 1 组,是 JIS G 3507 中规定的冷镦用碳钢线材,并且是具有和表 24 的成分 No. 6-8 示出的 SWCH5A、SWCH10A 以及 SWCH18 相当的各成分组成的  $6.0\text{mm}\phi$  钢线材,从已完成在现有技术通常热轧条件的 A3 相变点以上加工的市售的钢线材取得表征用试验材料 (以下称为“B0 组实验材料”),进行如下项目的试验。

[0296] 1) 通过拉伸试验的拉伸强度 (TS) 和断面收缩 (RA) 的测定试验 (同前)

[0297] 2) 通过显微镜试验的铁素体粒径 (d) 的测定试验 (同前)

[0298] 这些试验结果示于表 24、25 中。

[0299] 表 24

[0300]

成分 No.	试样	成分对应的 JIS	化学成分组成(质量%)					
			C	Si	Mn	P	S	sol. Al
6	比较例 1	SWCH5A	0.04	0.04	0.33	0.003	0.007	0.028
7	比较例 2	SWCH10A	0.09	0.01	0.30	0.011	0.025	0.030
8	比较例 3	SWCH18A	0.18	0.01	0.79	0.017	0.005	0.040

[0301] 表 25

[0302]

试验材料名称	成分 No.	试样	成分对应的 JIS	C 含量 (质量)	制造工序	试验材料线直径 (mm)	拉伸强度 TS (Mpa)	断面收缩 RA (%)	平均铁素体粒径 d ( $\mu\text{m}$ )
C0 组 (热轧材料)	6	比较例 1	SWCH5	0.04	热轧	6.0 $\phi$	350	80.0	20
	7	比较例 2	SWCH10	0.09			430	75.0	17
	8	比较例 3	SWCH18	0.18			520	72.0	16

[0303] 根据表 24、25 的试验结果,可知以下事项。即,首先,B0 组试验材料是供给比较例 1-3 中进行的冷加工的原材料的表征用试验材料。该 B0 组试验材料是由热轧制造的材料(钢线材),该热轧是本申请发明范围外钢材制造方法中原材料的制造条件。因此,金属结晶主相组织的铁素体在 C 方向断面中的平均粒径为 16-20  $\mu\text{m}$ 。这比实施例 1-9 中作为钢线材使用的材料的平均铁素体粒径 (0.7-0.9  $\mu\text{m}$ ) 大很多。

[0304] 因此,尽管 C 含量比实施例 1-9 明显高出,但断面收缩 RA 是优异的高水平 80.1-85.9%。但是,尽管 C 含量高,拉伸强度 TS 为 350-550MPa,比实施例 1-9 中使用的钢线材的拉伸强度 TS :635-795MPa 明显低。另一方面,使用取得上述 B0 组试验材料后的上述 6.0mm  $\phi$  的热轧钢线材,通过冷拉丝或冷轧以冷加工到 1.3mm  $\phi$ ,制造钢丝。

[0305] (1) 首先,对成分 No. 6 (相当于 SWCH5A) 的热轧钢线材实施冷拉丝制造钢丝。以和实施例 1-5 中相同的条件进行冷拉丝 (参照表 18,拉丝温度低于 200 $^{\circ}\text{C}$ ),称此为“比较例 1”。在该冷拉丝工序中,取得作为表征用的 2.1mm  $\phi$  (拉丝总断面减小率 87.8%)、1.8mm  $\phi$  (拉丝总断面减小率 91.0%) 和 1.3mm  $\phi$  (拉丝总断面减小率 95.3%) 的冷拉丝原样的钢丝试验材料。

[0306] (2) 与此相对应,对成分 No. 7 (相当于 SWCH10A) 和成分 No. 8 (相当于 SWCH18A) 的热轧钢线材实施冷轧制造钢丝。冷轧条件和实施例 6-9 中的相同 (参照表 21,轧制温度低于 200 $^{\circ}\text{C}$ )。在该冷轧工序中,取得作为表征用的 3.3mm  $\phi$  (拉丝总断面减小率 69.8%)、2.3mm  $\phi$  (拉丝总断面减小率 85.3%) 和 1.3mm  $\phi$  (拉丝总断面减小率 95.3%) 的冷轧原样的钢丝试验材料。这些试验分别称为“比较例 2”、“比较例 3”。集中以上比较例 1-3 的试验材料,称为“B1 组试验材料”,对这些材料进行以下试验。

[0307] 1) 通过拉伸试验的拉伸强度 (TS) 和断面收缩 (RA) 的测定试验 (同前)

[0308] 2) 通过小螺钉凹槽成形试验 (同前):对于线径 1.3mm  $\phi$  的钢丝,对冷轧原样的试验材料,进行 M1.6 盆头小螺钉的凹槽成形试验。并且,对比较例 2 和 3 的线直径 1.3mm  $\phi$  的钢丝,实施球化退火处理,而不是冷轧原样的钢丝试验材料,由此制造冷加工性能提高的试验材料,对该材料也进行 M1.6 盆头小螺钉的凹槽成形试验。

[0309] 3) 小螺钉扭转扭矩试验 (同前):对于由 1.3mm  $\phi$  的钢丝通过冷镦、冷锻成形 M1.6 盆头小螺钉的可能,对其进行扭转扭矩试验。

[0310] 上述试验结果示于表 26 中。

[0311]

表 26

试验材料名称	试验	成分 No.	C (质量%)	试验材料线直径 (mmφ)	冷加工总断面减小率 (%)	应变	球化退火	拉伸强度 TS (Mpa)	断面收缩 RA (%)	M1.6 小螺钉的凹槽成形	扭转断裂扭矩 (kgf·xcm)	
C1 组	比较例 1	6	0.04	2.1	拉丝: 87.8	2.10	无	814	64.0	-	-	
				1.8	拉丝: 91.0	2.41	无	857	64.7	-	-	
				1.3	拉丝: 95.3	3.06	无	962	64.9	好	2.35	
	比较例 2	7	0.09	3.3	轧制: 69.8	1.20	无	783	-	-	-	-
				2.3	轧制: 85.3	1.92	无	828	64.8	-	-	-
				1.3	轧制: 95.3	3.06	无	1025	62.5	常有裂纹	2.43	
	比较例 3	8	0.18	3.3	轧制: 69.8	1.20	有	-	-	-	好	2.24
				2.3	轧制: 85.3	1.92	无	868	-	-	-	-
				1.3	轧制: 95.3	3.03	无	934	58.0	-	-	-

[0312] 根据表 26 (实施例 1-3) 的试验结果可知以下事项。B1 组试验材料是在本申请发明范围外的比较例 1-3 的试验过程中得到的钢丝试验材料, C 含量为 0.04-0.18 质量%的水平。对于热轧制备的原材料 (钢线材), 当实施冷拉丝或冷轧时, 随着其总断面减小率的增大, 拉伸强度 TS 上升, 断面收缩 RA 下降。对于拉伸强度 TS 超过 1000MPa 的总断面减小

率,达到与比较例 2 和 3 中线直径 1.3mm $\Phi$  时对应的 95.3%。但是,此时的断面收缩 RA 降低到 64.4-66.2%。由原材料引起的断面收缩 RA 的降低状况为 :80.0% $\rightarrow$  64.9%、75.0% $\rightarrow$  62.5%、72.0% $\rightarrow$  58.9%,分别降低 15.1%、12.5%和 13.1%,其降低量明显较大。而且,与实施例 1-9 中拉伸强度 TS 超过 1000MPa 时的断面收缩 RA :70-75%左右相比(参照图 12),降低后的断面收缩 RA 值的水平也降低到相当低的水平。

[0313] 这样,随着对原材料的冷加工中总断面减小率的增加,拉伸强度 TS 上升,与此相反,断面收缩 RA 降低,这种材质特性的变化趋势在比较例 1-3 中和在实施例 1-9 中都相同。但是,从定量的角度看,此时断面收缩 RA 的降低量在实施例 1-9 中明显较小((6mm $\Phi$  热轧材 :78.1-81.9%) $\rightarrow$  (1.3mm $\Phi$  冷拉丝材 :62.1-71.8%) 或者 $\rightarrow$  (1.3mm $\Phi$  冷轧材 :64.0-80.1%)),在比较例 1-3 中,则相当大((6mm $\Phi$  热轧材 :80.0%) $\rightarrow$  (1.3mm $\Phi$  冷拉丝材 :64.9%)、(6mm $\Phi$  热轧材 :75.0%、72.0%) $\rightarrow$  (1.3mm $\Phi$  冷轧材 :62.5%、58.9%))。

[0314] 上述材质特性的变化一同记录在图 10-12 中。

[0315] 在各图中,通过比较实施例和比较例,可更明确上述事项。另一方面,按照小螺钉凹槽成形性试验,在拉伸强度 TS 超过 1000MPa 时,在比较例 2 和 3 中,在预先对试验材料实施球化退火处理时,虽然有不发生凹槽裂纹的良好情况(比较例 2)(但,比较例 3 中发生裂纹),但在未实施球化退火的冷轧原样时,在比较例 2、3 中都产生了凹槽裂纹。但是,在拉伸强度 TS 低于 1000MPa 的比较例 1(总断面减小率 95.3%的线直径 1.3mm $\Phi$  时为 962MPa)中,凹槽裂纹状况良好。

[0316] 这样,在本申请发明范围外的比较例中,当通过增大原材料的冷拉丝或冷轧的总断面减小率使拉伸强度上升到一定值以上时,如果不实施球化退火等适当的软化处理,在成形要求极严酷冷镦性能的 M1.6 盆头小螺钉的凹槽时,会产生裂纹。与此相反,在实施例中,即使不实施球化退火保持冷拉丝或冷轧原样,如果拉伸强度 TS 不充分超过 1500MPa,即使在这样严格的凹槽试验中也不会产生裂纹。而且,从这种特别严格的冷镦性能以外的冷加工性能观点出发,即使在以断面收缩 RA 水平为指标时,实施例 1-9 也比比较例 1-3 优异。其次,从钢材成分不同的观点比较实施例 1-9 和比较例 1-3 可知(参照图 12),按照本申请发明的高强度钢的制造方法,以 C 含量为 0.0014-0.0109 质量%的极低碳钢为原材料,能够在不进行球化退火而保持冷加工原样的状态得到冷镦性能优异的钢丝,所述钢丝的拉伸强度 TS 可为例如 1000-1400MPa 的高水平范围,而且,断面收缩 RA 也保持在相当高的水平,例如 65%以上(参照图 12)。

[0317] 图 14 示出了比较了实施例 1-9 和比较例 1-3 中线直径为 1.3mm $\Phi$  时,对于钢丝 C 含量的拉伸强度 TS 水平的图形,图 1 示出了比较了实施例 1-9 和比较例 1-3 中同样线直径为 1.3mm $\Phi$  时,对于钢丝 C 含量的断面收缩 RA 水平的图形。另外,线径 1.3mm $\Phi$  的冷加工率是不变条件,相当于工业应变 3.06。

[0318] [V]<3>(b) 第 2 组比较例(比较例 4)

[0319] 作为第 2 组比较例,以由现有技术制造的市售 SWCH16A 相当的钢丝制造的生螺钉和渗碳淬火螺钉作为比较例 4。

[0320] 该螺钉是 M1.6 盆头小螺钉,其化学成分组成如表 27 的成分 No. 9 所示。

[0321] 表 27

[0322]

成分 No.	试样	成分对应 的 JIS	化学成分组成(质量%)					
			C	Si	Mn	P	S	sol. Al
9	比较例 4	SWCH16A	0.16	0.04	0.74	0.005	0.008	0.030

[0323] 其制造方法是现有技术,通过热轧制造钢线材,接着按照现有技术冷拉丝制造 1.3mm $\phi$  钢丝,在对其实施球化退火处理改善冷镦性能后,通过冷镦、滚轧形成 M1.6 盆头小螺钉(生螺钉),并且对生螺钉实施渗碳淬火、回火处理,成为具有规定强度的 M1.6 盆头小螺钉(渗碳淬火螺钉)的两种。作为比较例 4 的表征试验,以生螺钉和渗碳淬火螺钉作为试验材料(称为“B2 组试验材料”),进行扭转扭矩试验(同前)。其试验结果示于表 28 中。

[0324] 表 28

[0325]

试验材料 名称	试验	成分 No.	成分对应 的 JIS	C 含量 (质量%)	螺钉种类	调质处理	维氏 硬度 H <sub>v</sub> (-)	扭转断裂 扭矩 (kgf $\times$ cm)
C2 组	比较例 4	9	SWCH16A	0.16	M1.6 盆头 小螺钉	生	-	1.82
						渗碳淬火、回火	330	2.96

[0326] 由上述试验结果可知以下事项。在用本申请发明范围外的制造方法制造的比较例 4 中,就生螺钉试验材料来说, M1.6 盆头小螺钉的扭转断裂扭矩是 1.82kgf $\cdot$ cm 的较低值,当为渗碳淬火、回火螺钉时,能得到 2.96kgf $\cdot$ cm 的高扭转强度,具有希望的扭转强度。在前述实施例中的扭转扭矩试验中,虽然实施例 6 是 2.63kgf $\cdot$ cm,但在其它实施例中的试验中,全部超过了 2.9kgf $\cdot$ cm,具有足够的扭转强度。通过以上试验可以确认本申请发明的冷加工性能优异的高强度钢丝或棒钢及高强度成形制品的工业有用性,以及作为用于制造这些产品的制造方法,本发明的钢丝或棒钢及高强度成形制品的制造方法的工业有用性。

图1

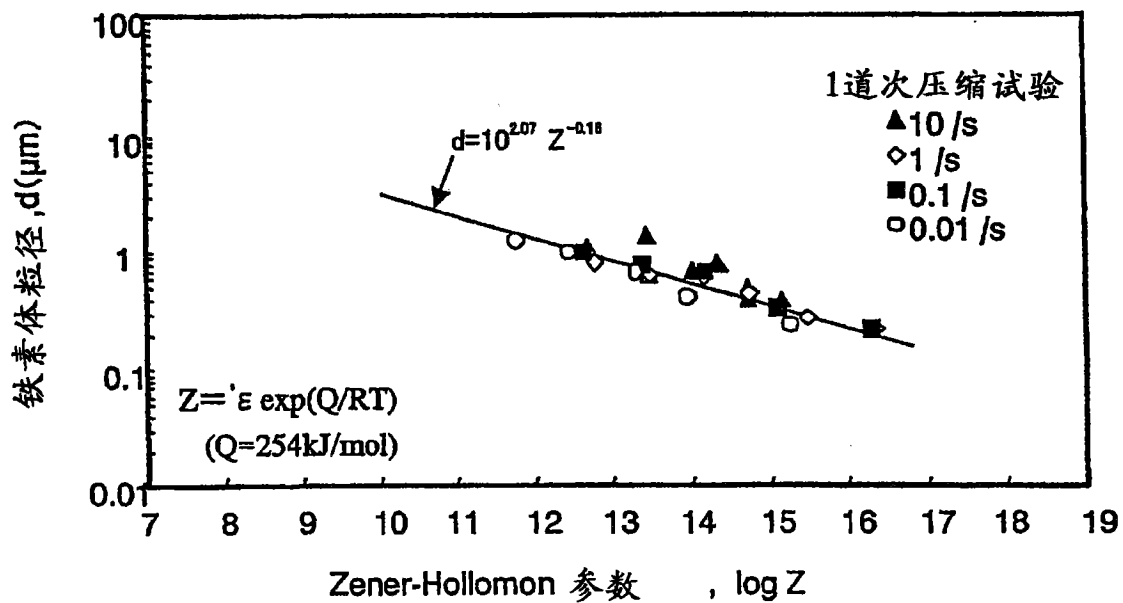


图2

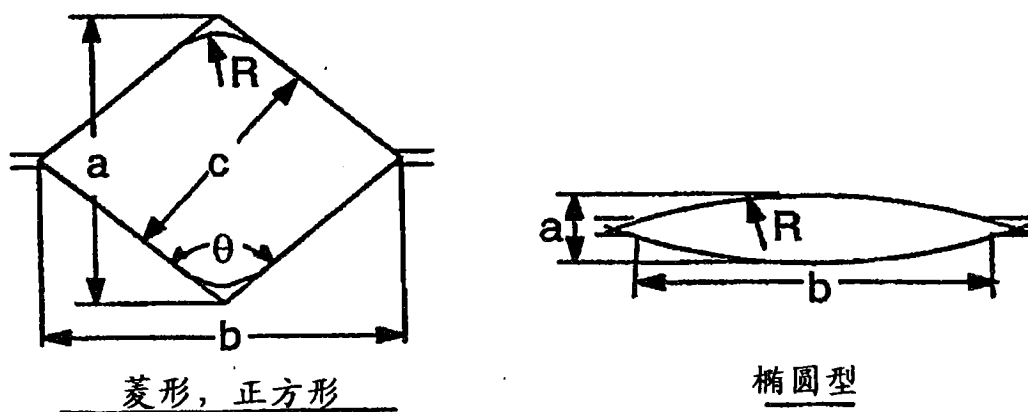


图3

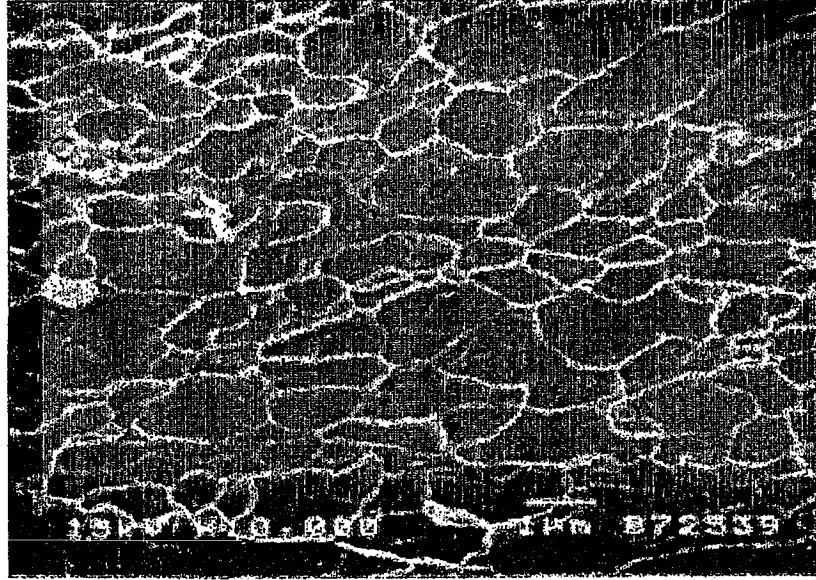


图4

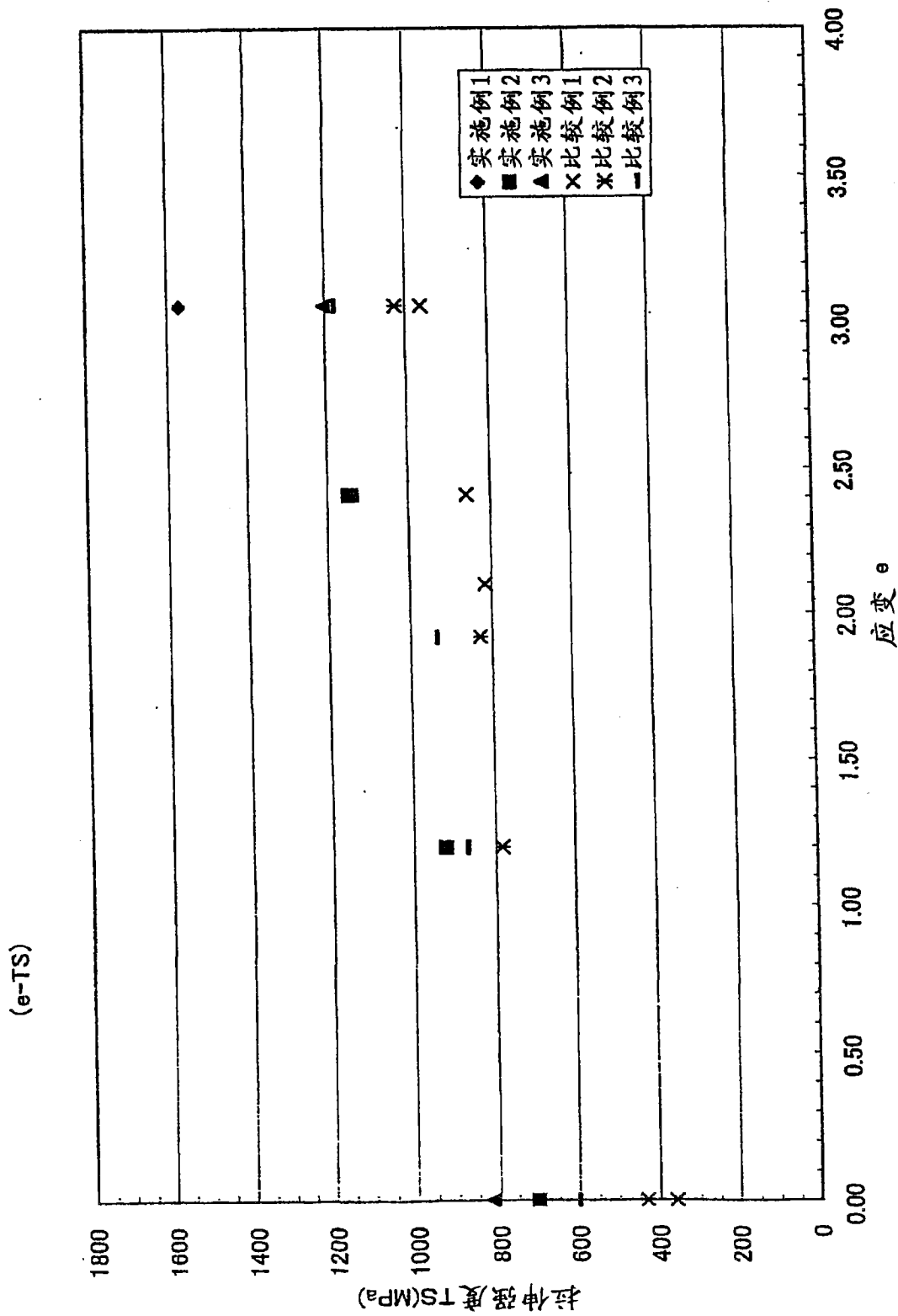


图 5

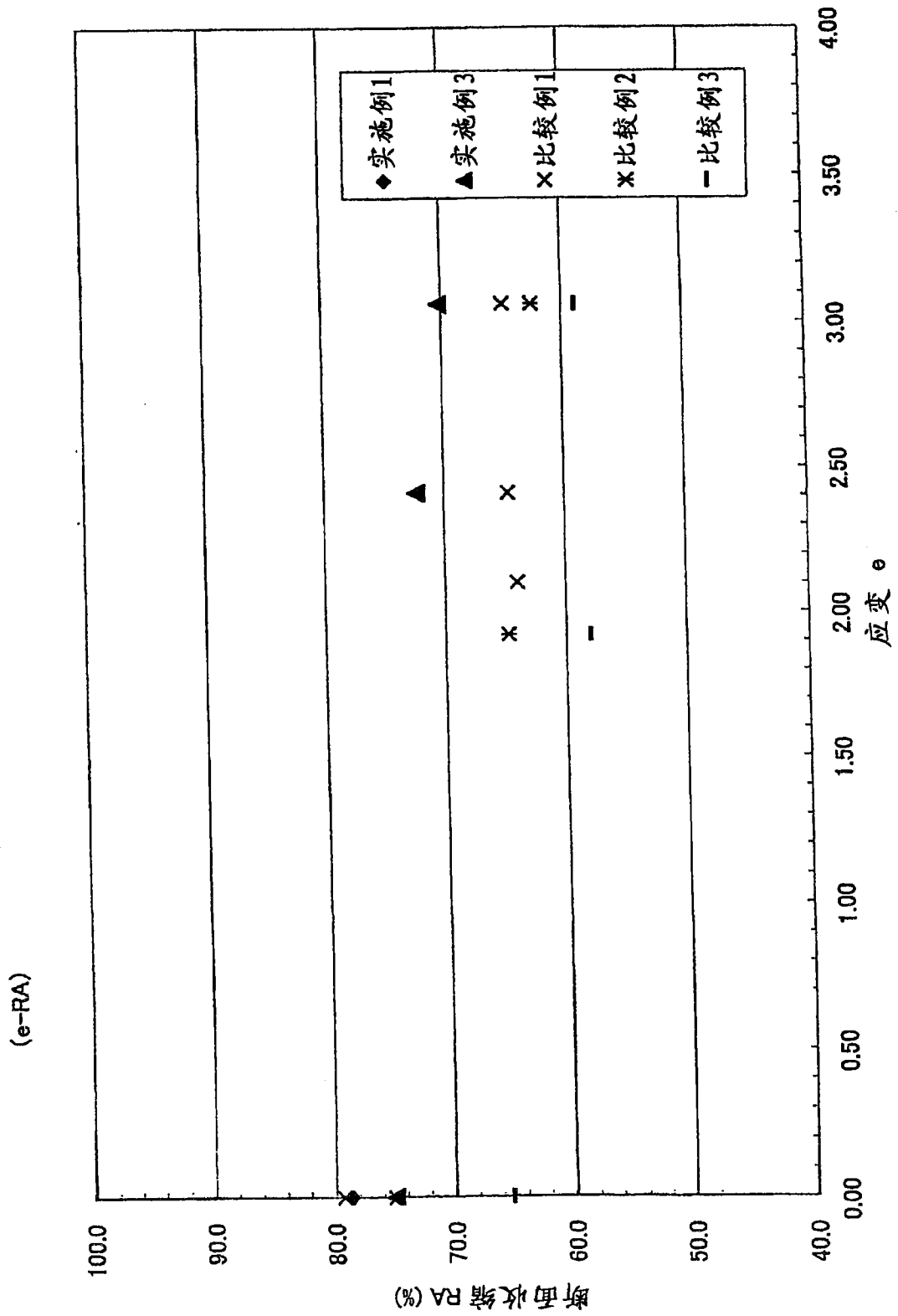


图6

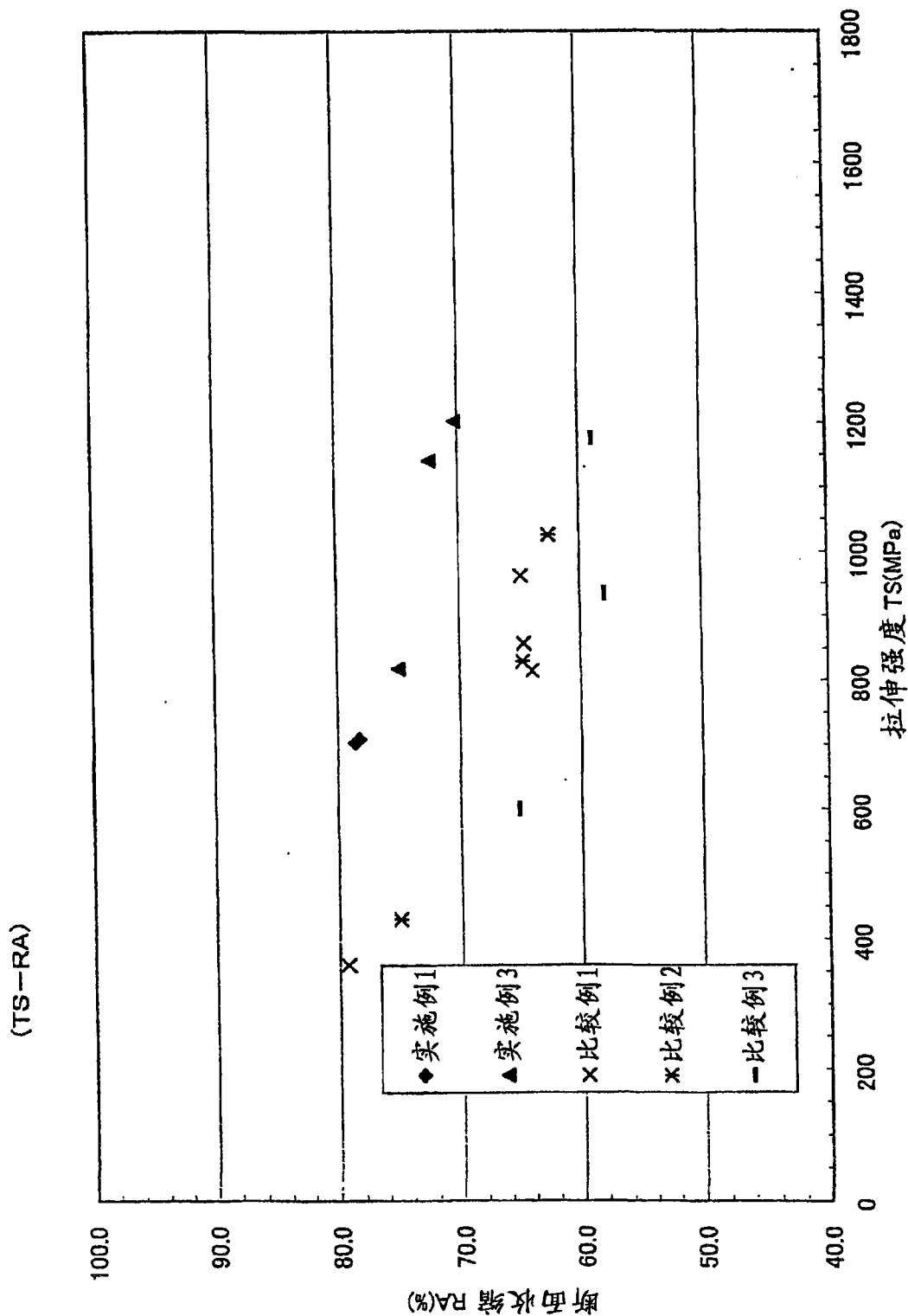


图7

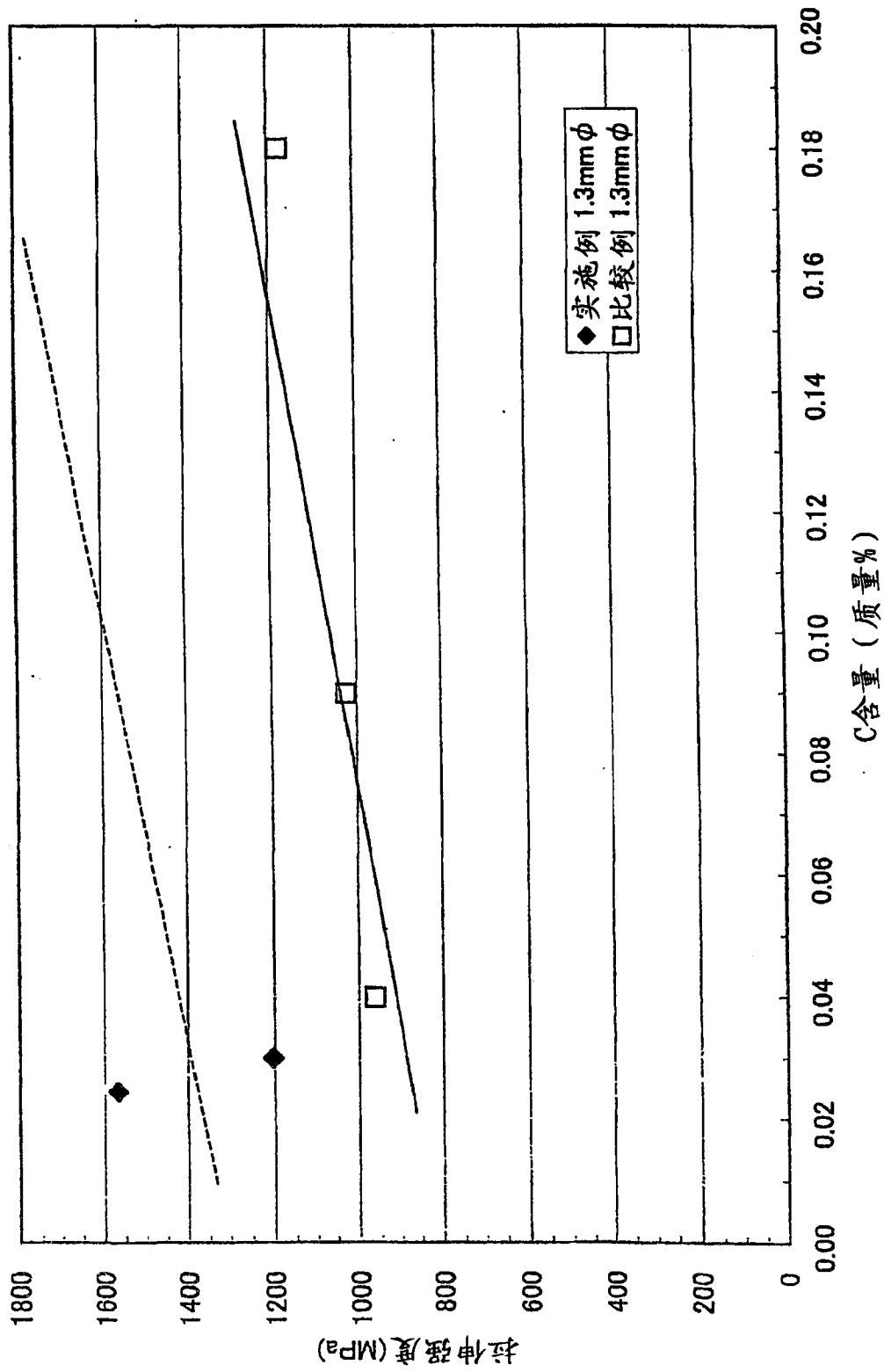


图8

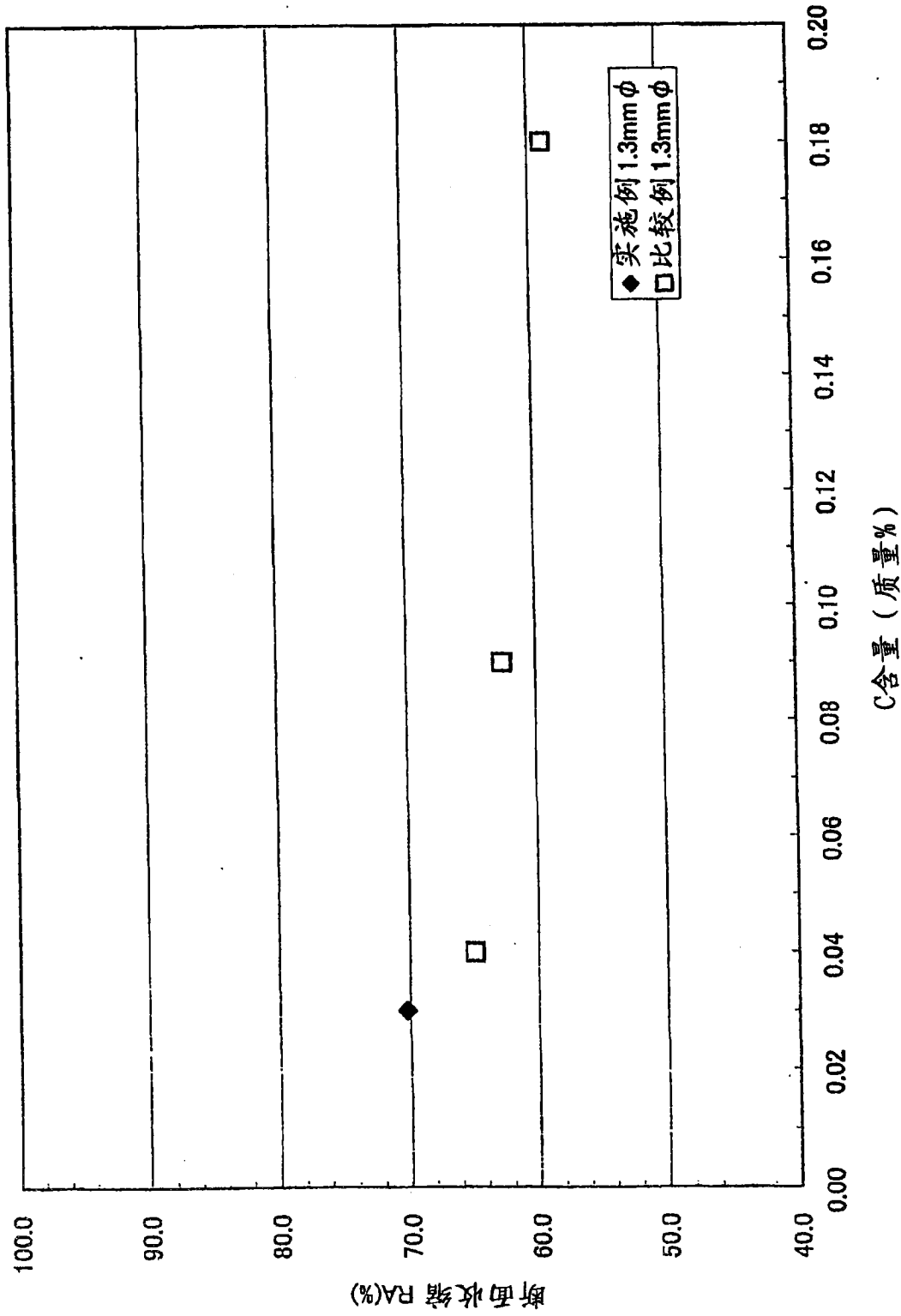


图9

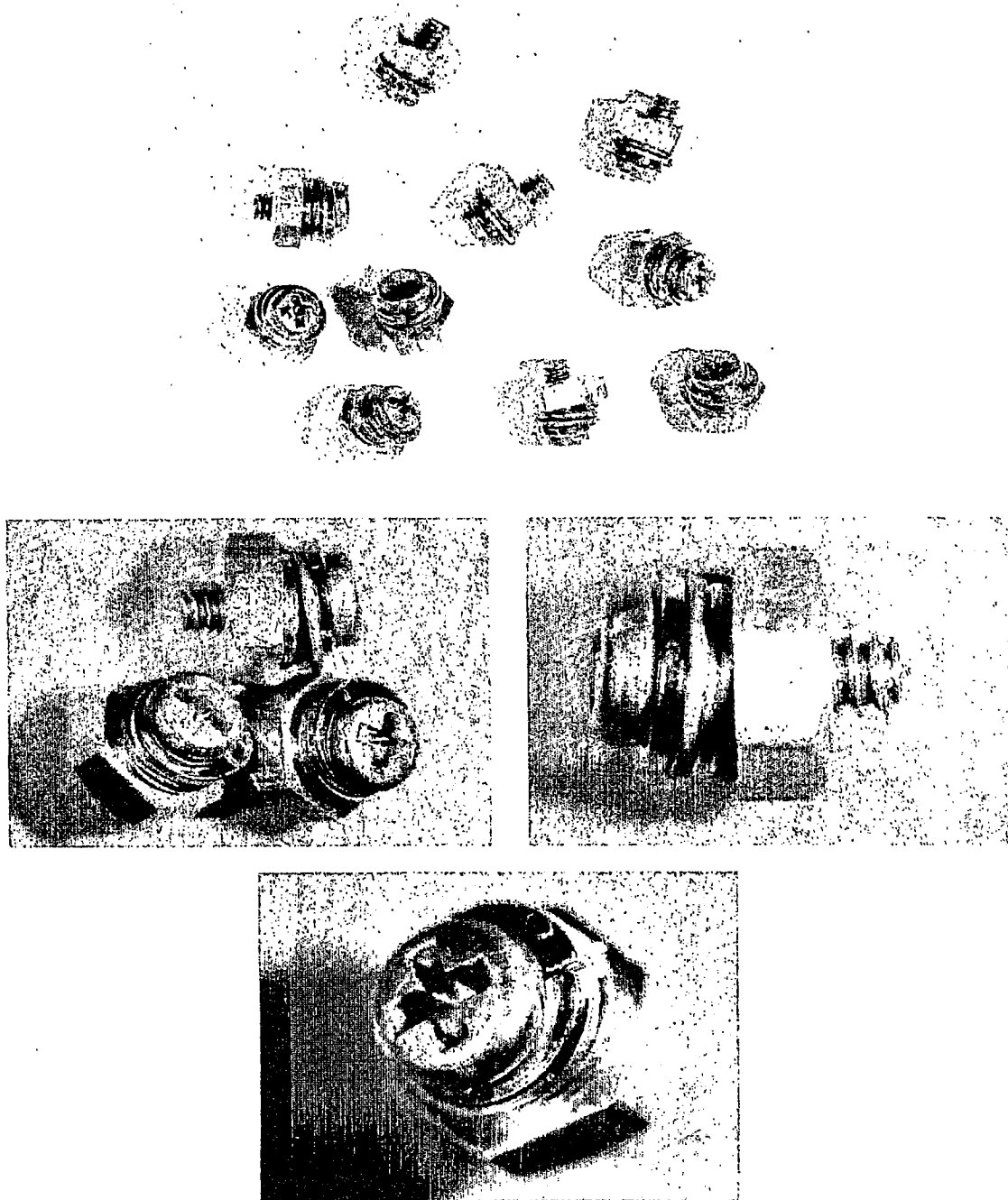


图10

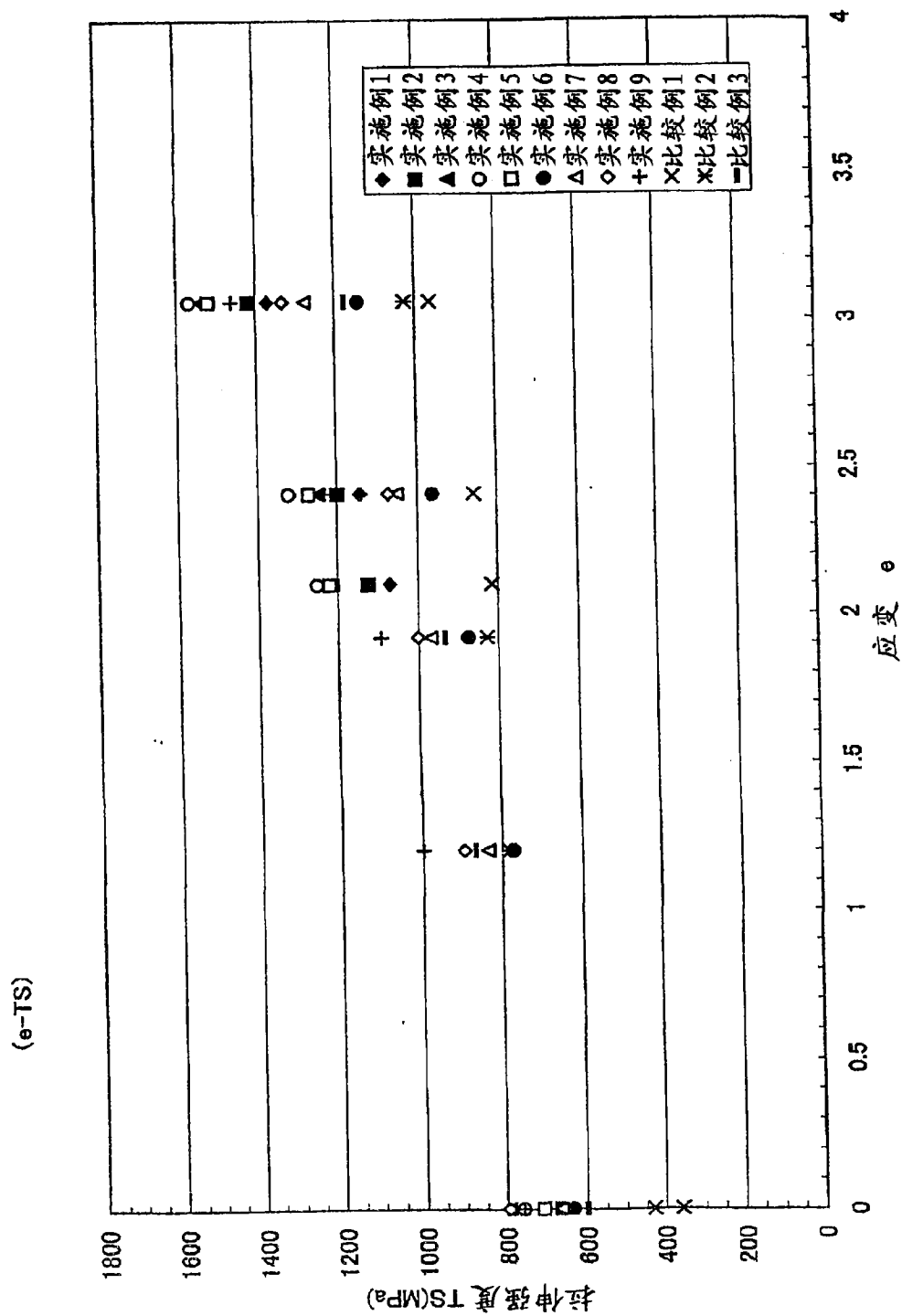


图11

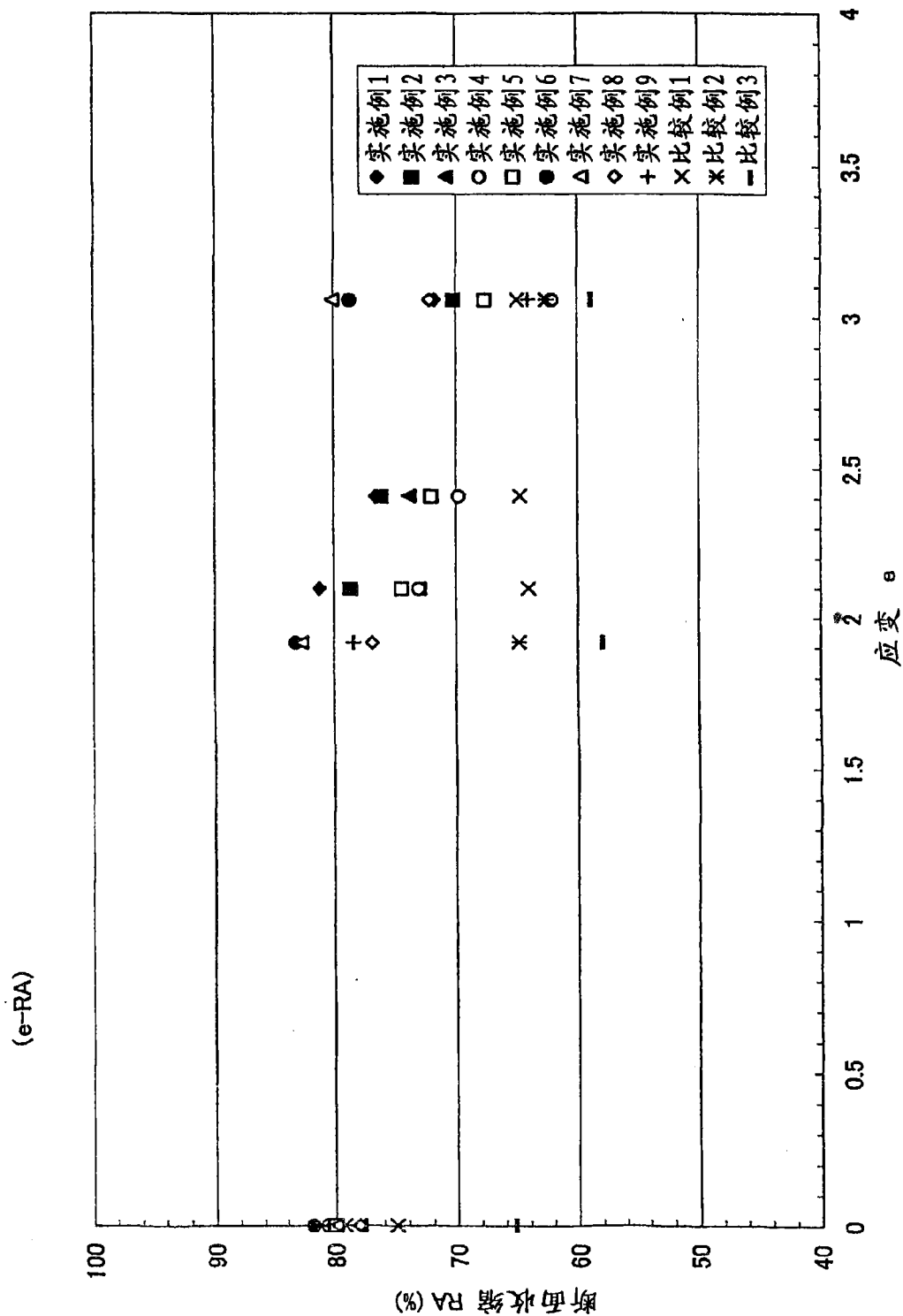


图12

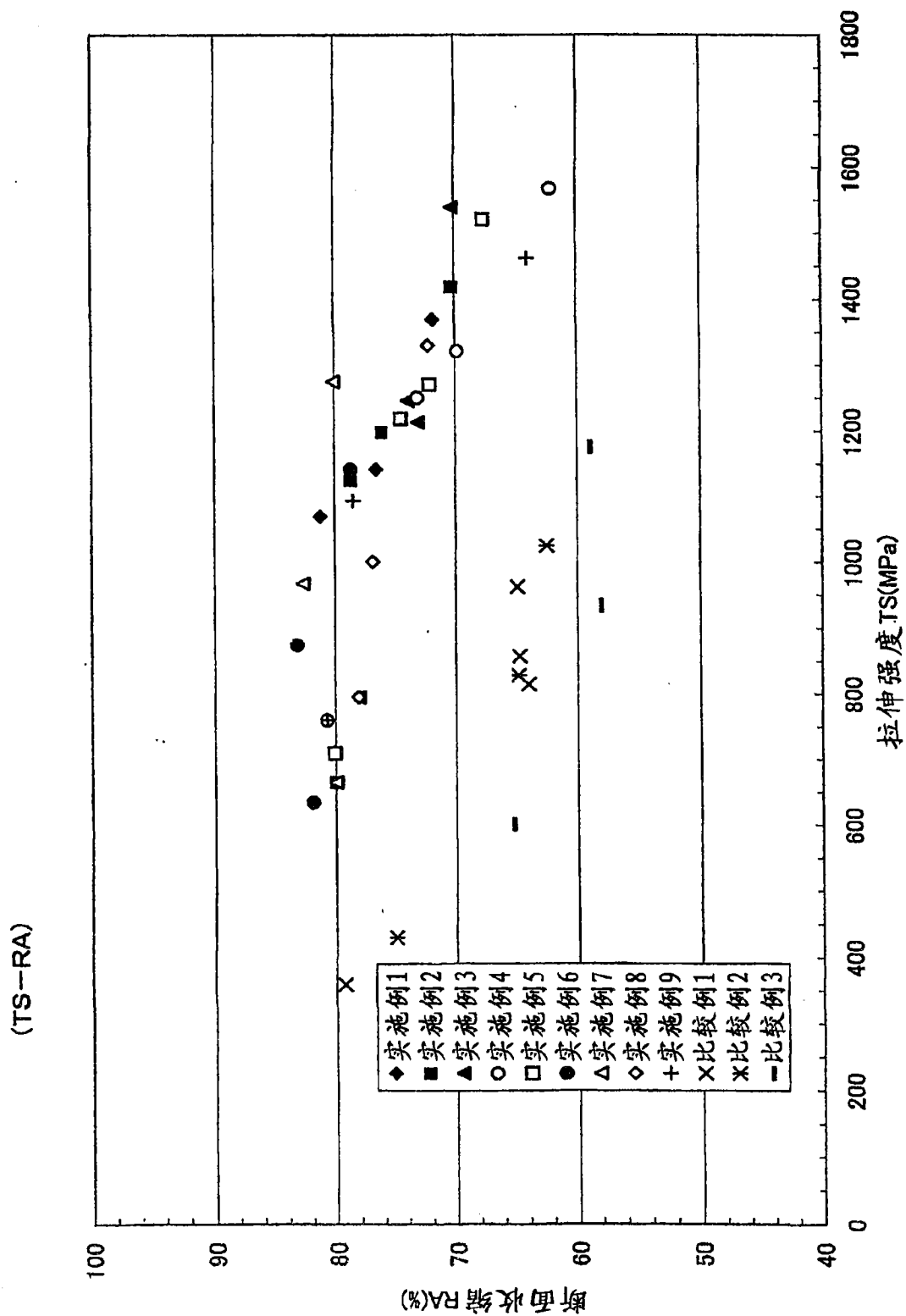
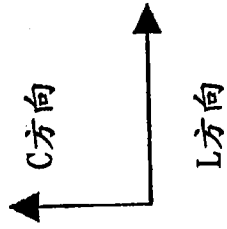


图13



100 nm  
HV=200kV  
Direct Mag: 12000x

C-6.tif  
16:47 12/12/03

图14

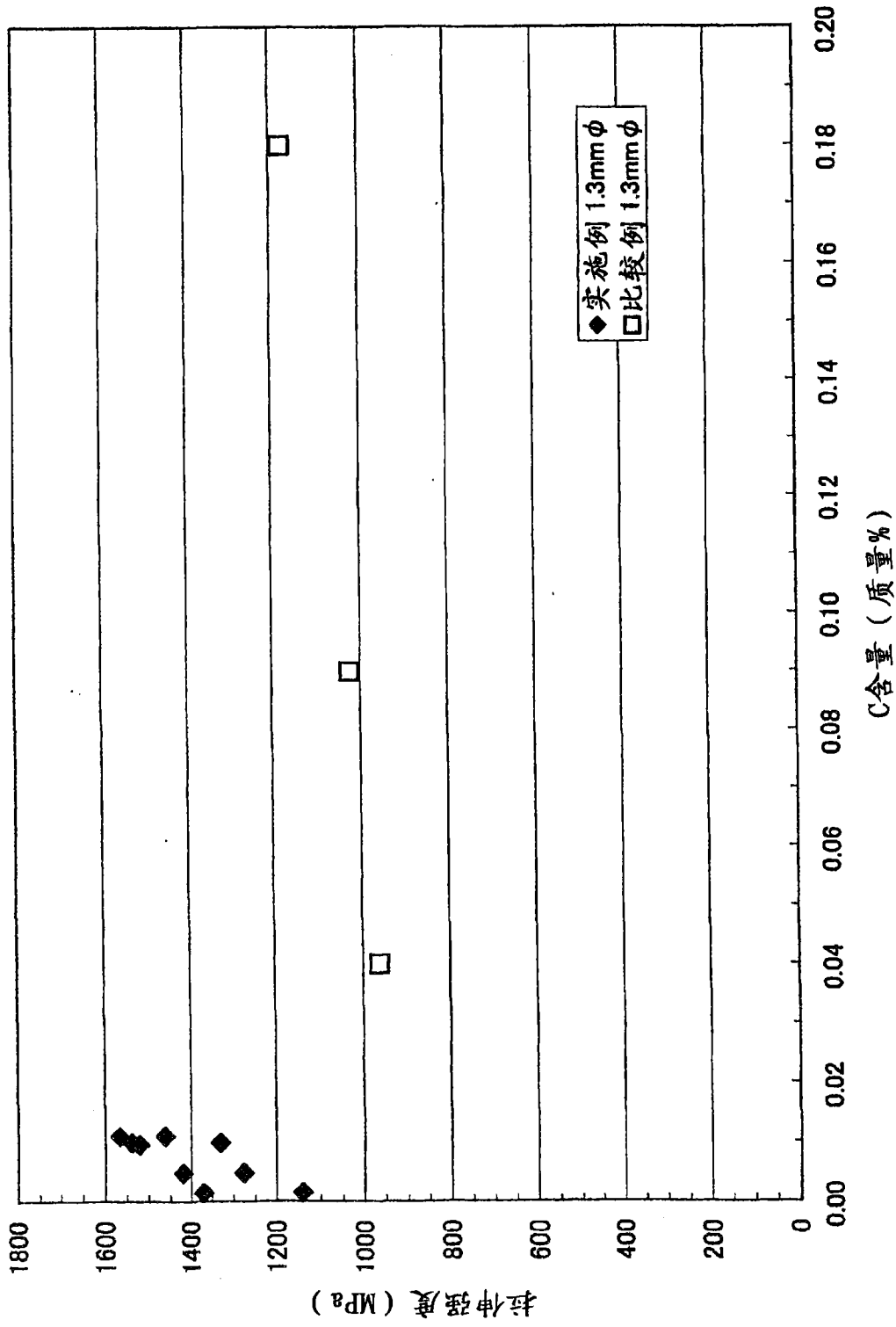


图15

