

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl.
C22C 33/02 (2006.01)



[12] 发明专利说明书

专利号 ZL 03805581.3

[45] 授权公告日 2008 年 4 月 30 日

[11] 授权公告号 CN 100385030C

[22] 申请日 2003.8.7 [21] 申请号 03805581.3

[30] 优先权

[32] 2002.8.8 [33] JP [31] 231781/2002

[86] 国际申请 PCT/JP2003/010082 2003.8.7

[87] 国际公布 WO2004/024968 日 2004.3.25

[85] 进入国家阶段日期 2004.9.8

[73] 专利权人 日本核燃料循环开发机构

地址 日本茨城县

[72] 发明人 大塚智史 鹈饲重治 皆藤威二
藤原优行

[56] 参考文献

US5310431A 1994.5.10

JP11-343526A 1999.12.14

US5167728A 1992.12.1

US5427600A 1995.6.27

US4963200 1990.10.16

审查员 王晓燕

[74] 专利代理机构 中国专利代理(香港)有限公司

代理人 郭煜 庞立志

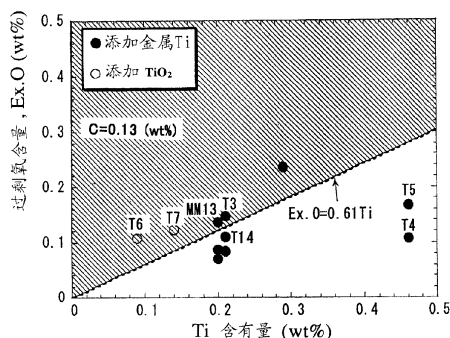
权利要求书 1 页 说明书 10 页 附图 4 页

[54] 发明名称

具有粗大晶粒组织的高温蠕变强度优异的铁素体氧化物弥散强化型钢的制造方法

[57] 摘要

混合元素粉末或合金粉末和 Y_2O_3 粉末进行机械合金化处理, 通过热挤压固化后, 作为最终热处理, 通过实施在 Ac_3 相变点或相变点以上的加热保持和随后的在铁素体形成临界速度或其以下速度的缓冷热处理, 来制造按质量%表示含有 C 0.05 - 0.25%、Cr 8.0 - 12.0%、W 0.1 - 4.0%、Ti 0.1 - 1.0%、 Y_2O_3 0.1 - 0.5%、余量为 Fe 以及不可避免的杂质的分散了 Y_2O_3 粒子的铁素体氧化物弥散强化型钢时, 作为在机械合金化处理时混合的 Ti 成分的元素粉末, 使用 TiO_2 粉末, 或者通过追加地添加 Fe_2O_3 粉末, 来抑制 Ti 和 C 的结合, 避免基体中的 C 浓度降低。据此, 确保热处理时的 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变, 能够制造具有对改善高温蠕变强度有效的粗大化且等轴化的晶粒组织的铁素体氧化物弥散强化型钢。



1. 铁素体系氧化物弥散强化型钢的制造方法，其是混合 Y_2O_3 粉末和 Fe_2O_3 粉末以及元素粉末或合金粉末进行机械合金化处理，通过热挤压固化后，作为最终热处理，通过实施在 Ac_3 相变点或相变点以上的加热保持和随后的在铁素体形成临界速度或其以下速度的缓冷热处理，来制造按质量%表示含有 C 0.05-0.25%、Cr 8.0-12.0%、W 0.1-4.0%、Ti 0.1-1.0%、 Y_2O_3 0.1-0.5%、余量为 Fe、氧以及不可避免的杂质的分散了 Y_2O_3 粒子的铁素体系氧化物弥散强化型钢的方法，其中在机械合金化处理时的 Fe_2O_3 粉末的混合量，使得钢中的过剩氧量，即钢中的氧量减去 Y_2O_3 中的氧量的值达到

$$0.67Ti-2.7C+0.45>Ex.O>0.67Ti-2.7C+0.35$$

式中，Ex.o: 钢中的过剩氧量、质量%;

Ti: 钢中的 Ti 含有量、质量%;

C: 钢中的 C 含有量、质量%。

具有粗大晶粒组织的高温蠕变强度优异的 铁素体系氧化物弥散强化型钢的制造方法

技术领域

本发明涉及高温蠕变强度优异的铁素体系氧化物弥散强化型钢的制造方法，更详细地讲，是关于通过调整钢中的过剩氧量造成粗大晶粒组织，从而可赋予优异的高温蠕变强度的铁素体系氧化物弥散强化型钢的制造方法。

本发明的铁素体系氧化物弥散强化型钢，可很好地利用于特别要求在高温下的强度的快中子增殖反应堆燃料被覆管用材料、核聚变反应堆第一壁材料、火力发电用材料等。

背景技术

要求优异的高温强度和耐中子辐照特性的核反应堆、特别是快速反应堆的构成构件一直以来使用奥氏体系不锈钢，但在耐膨胀特性等耐辐照特性上有极限。另一方面，铁素体系不锈钢虽然耐辐照特性优异，但是有高温强度低的缺点。

于是，作为耐辐照特性和高温强度特性优异的材料，提出了在铁素体系钢中弥散了微细的氧化物粒子的铁素体系氧化物弥散强化型钢。另外也知道，为了提高这种铁素体系氧化物弥散强化型钢的强度，在钢中添加 Ti，使氧化物分散粒子进一步微细弥散化是有效的。

特别是要改善铁素体系氧化物弥散强化型钢的高温蠕变强度，为抑制晶界滑移而谋求晶粒的大粒径化和等轴晶化是有效的。作为得到这样的粗大晶粒组织的方法，提出了下述的方法：通过加热保持在 Ac_3 相变点或相变点以上的热处理，确保足够的 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变量，通过从 α 相向 γ 相相变来奥氏体化，在那之后，以充分慢的速度、即铁素体形成临界速度或其以下的速度缓冷，使得从 γ 相向 α 相相变，得到铁素体组织（例如参看特开平 11-343526 号公报）。

可是，在向铁素体系氧化物弥散强化型钢添加了 Ti 的场合，Ti 与基体中的 C 结合，形成碳化物，结果存在基体中的 C 浓度降低，在热处理时不能够确保充分的 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变量这一问题。

即,如上述那样,为得到粗大晶粒组织的铁素体系氧化物弥散强化型钢的热处理,是通过实施加热保持在 Ac_3 相变点或相变点以上的热处理,形成 γ 相后,以铁素体形成临界速度或其以下的速度缓冷的热处理,但由于 Ti 与基体中的 γ 相生成元素 C 亲和力强,因此 Ti 和 C 结合,形成碳化物,其结果,基体中的 C 浓度降低,即使在 Ac_3 相变点或相变点以上热处理也未成为 γ 相单相,残留未相变的 α 相。为此,即使从 γ 相以铁素体形成临界速度或其以下、例如 $100^\circ\text{C}/\text{小时}$ 或其以下的速度缓冷,由于残余 α 相的存在,从 γ 相相变的 α 相变为细晶粒组织。这样的细晶粒组织未有助于高温强度的改善。

发明内容

本发明的目的在于,提供可制造即使在铁素体系氧化物弥散强化型钢中添加 Ti 的场合,通过抑制 Ti 和 C 的结合,维持基体中的 C 浓度,在热处理时确保充分的 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变,从而具有对改善高温蠕变强度有效的粗大的晶粒组织的铁素体系氧化物弥散强化型钢的方法。

即,本发明是具有粗大晶粒组织的高温蠕变强度优异的铁素体系氧化物弥散强化型钢的制造方法,其是混合元素粉末或合金粉末和 Y_2O_3 粉末进行机械合金化处理,通过热挤压固化后,作为最终热处理,通过实施在 Ac_3 相变点或相变点以上的加热保持和与之接续的在铁素体形成临界速度或其以下速度的缓冷热处理,来制造按质量%表示含有 C 0.05-0.25%、Cr 8.0-12.0%、W 0.1-4.0%、Ti 0.1-1.0%、 Y_2O_3 0.1-0.5%、余量为 Fe 以及不可避免的杂质的分散了 Y_2O_3 粒子的铁素体系氧化物弥散强化型钢的方法,其中,使用 TiO_2 粉末作为在机械合金化处理时混合的 Ti 成分的元素粉末。(在以下的本说明书的记载中,“%”都是表示“质量%”的。)

根据上述的本发明,通过代替金属 Ti 粉末使用氧化物 TiO_2 粉末作为原料粉末,可预先阻止 Ti 与 C 结合形成碳化物,因此不会降低基体中的 C 浓度。该结果,在 Ac_3 相变点或相变点以上的温度进行热处理时,发生充分的 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变,能够形成 γ 单相,而且,通过进行随后的在铁素体形成临界速度或其以下的速度缓冷的热处理,能够形成具有粗大晶粒组织的 α 相,能够带来高温蠕变强度的提高。

此外,本发明是具有粗大晶粒组织的高温蠕变强度优异的铁素体系

氧化物弥散强化型钢的制造方法，其是混合元素粉末或合金粉末和 Y_2O_3 粉末进行机械合金化处理，通过热挤压固化后，作为最终热处理，通过实施在 Ac_3 相变点或相变点以上的加热保持和与之接续的在铁素体形成临界速度或其以下的速度缓冷热处理，来制造含有 C 0.05-0.25%、Cr 8.0-12.0%、W 0.1-4.0%、Ti 0.1-1.0%、 Y_2O_3 0.1-0.5%、余量为 Fe 以及不可避免的杂质的分散了 Y_2O_3 粒子的铁素体系氧化物弥散强化型钢的方法，作为在机械合金化处理时混合的原料粉末，追加地添加 Fe_2O_3 粉末，使得钢中的过剩氧量（钢中的氧量减去 Y_2O_3 中的氧量的值）达到

$$0.67Ti-2.7C+0.45>Ex.O>0.67Ti-2.7C+0.35$$

（式中，Ex.O：钢中的过剩氧量、质量%；

Ti：钢中的 Ti 含有量、质量%；

C：钢中的 C 含有量、质量%）。

根据上述的本发明，通过追加地添加不稳定氧化物 Fe_2O_3 粉末作为原料粉末，使钢中的过剩氧量在规定的范围，Ti 不与 C 结合形成碳化物而与过剩氧结合形成氧化物，因此不会降低基体中的 C 浓度。该结果，在 Ac_3 相变点或相变点以上温度热处理时，发生充分的 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变，能够形成 γ 单相，而且，通过进行随后的在铁素体形成临界速度或其以下速度缓冷的热处理，能够形成具有粗大晶粒组织的 α 相，能够带来高温蠕变强度的提高。

附图的简单说明

图 1 是试制材 T14、MM13、T3、T4 的光学显微镜金相照片。

图 2 是试制材 T5、T6、T7 的光学显微镜金相照片。

图 3 是表示各试制材的 Ti 含有量与过剩氧量 (Ex.O) 的关系的图。

图 4 是用斜线部分表示在图 3 曲线图中满足晶粒粗化的条件式的区域的图。

图 5 是表示试制材 T14、T3、T7 在 700℃ 时的高温蠕变断裂试验的图。

发明的具体实施方式

以下说明本发明的铁素体系氧化物弥散强化型钢的化学成分及其

限定理由。

Cr 是对确保耐蚀性重要的元素，当不足 8.0% 时，耐蚀性的恶化显著。又，当超过 12.0% 时，担心韧性和延性降低。由于这种理由，Cr 含有量定为 8.0-12.0%。

C 的含有量从以下的理由决定。本发明利用由实施 Ac_3 相变点或相变点以上的热处理来进行的 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变和随后的缓冷热处理，得到等轴且粗大的晶粒组织。即，为了得到各方等大且粗大的晶粒组织，通过热处理使之发生 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变是不可缺少的。

Cr 含有量为 8.0-12.0% 时，为了使之发生 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变，有必要含有 0.05% 或更多的 C。该 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变通过 $1000-1150^\circ\text{C} \times 0.5-1$ 小时的热处理发生。C 含有量越高，碳化物 ($M_{23}C_6$ 、 M_6C 等) 的析出量越多，高温强度越高，但当比 0.25% 多量地含有时，加工性差。由于这种理由，C 含有量定为 0.05-0.25%。

W 是在合金中固溶、提高高温强度的重要的元素，添加 0.1% 或更多。如果增多 W 含有量，则由于固溶强化作用、碳化物 ($M_{23}C_6$ 、 M_6C 等) 析出强化作用、金属间化合物析出强化作用，蠕变断裂强度提高，但超过 4.0% 时， δ 铁素体量变多，强度反倒也降低。由于这种理由，W 含有量定为 0.1-4.0%。

Ti 对 Y_2O_3 的弥散强化起重要的作用，具有与 Y_2O_3 反应，形成 $Y_2Ti_2O_7$ 或 Y_2TiO_5 这些复合氧化物，使氧化物粒子细化的作用。该作用在 Ti 含有量超过 1.0% 时有饱和的倾向，在不足 0.1% 时，细化作用小。由于这种理由，Ti 含有量定为 0.1-1.0%。

Y_2O_3 是通过弥散强化提高高温强度的重要的添加物。它的含有量不足 0.1% 时，弥散强化的效果小，强度低。另一方面，当含量超过 0.5% 时，硬化显著，加工性发生问题。由于这种理由， Y_2O_3 的含有量定为 0.1-0.5%。

本发明的铁素体系氧化物弥散强化型钢的制造方法，将金属元素粉末或合金粉末进而氧化物粉末这些原料粉末按达到目标组成的方式调和，通过所说的机械合金化处理 (mechanical alloying) 来合金化。将该合金化粉末填充到挤压用密封舱后，去气，密封，进行热挤压，固化，制成例如挤压棒材。

得到的热挤压棒材，作为最终热处理，实施在 Ac_3 相变点或相变点

以上的加热保持和随后的在铁素体形成临界速度或其以下速度的缓冷热处理。缓冷热处理通常可为在炉内缓慢地冷却的炉冷热处理，铁素体形成临界速度或其以下的冷却速度一般可规定为 100℃/小时或以下、优选是 50℃/小时或以下。

本发明的铁素体系氧化物弥散强化型钢の場合， Ac_3 相变点是约 900-1200℃ 左右，在 C 量为 0.13% の場合， Ac_3 相变点为约 950℃。

在本发明中，作为避免钢中的 Ti 与 C 结合形成碳化物从而基体中的 C 浓度降低的手段，可采用代替金属 Ti 粉末使用 TiO_2 粉末作为在机械合金化处理时混合的原料粉末的方法。该情况下， TiO_2 不会象 Ti 那样与 C 结合，其结果，可抑制基体中的 C 浓度降低。 TiO_2 粉末的混合量，换算成 Ti 含有量，在 0.1-1.0% 的范围内即可。

而且，在本发明中，作为避免钢中的 Ti 与 C 结合形成碳化物从而基体中的 C 浓度降低的手段，还可采用这样的方法：作为在机械合金化处理时混合的原料粉末，追加地混合不稳定氧化物 Fe_2O_3 粉末，使钢中的过剩氧量增加。该情况下，Ti 与来自 Fe_2O_3 的钢中的过剩氧结合，形成氧化物，不会与 C 结合形成碳化物，因此能够抑制基体中的 C 浓度降低。

Fe_2O_3 粉末的混合量要使得钢中的过剩氧量达到

$$0.67Ti - 2.7C + 0.45 > Ex.O > 0.67Ti - 2.7C + 0.35$$

(式中，Ex.O: 钢中的过剩氧量(%)；

Ti: 钢中的 Ti 含有量(%)；

C: 钢中的 C 含有量(%))。

以下说明这样的过剩氧量的上限和下限的设定理由。

表 1 汇总示出铁素体系氧化物弥散强化型钢试制材的目标组成和成分的特征。

表 1

试制材序号	目标组成	成分的特征
MM13	0.13C-9Cr-2W-0.20Ti-0.35Y ₂ O ₃	基本组成
T14	0.13C-9Cr-2W-0.20Ti-0.35Y ₂ O ₃	基本组成
T3	0.13C-9Cr-2W-0.20Ti-0.35Y ₂ O ₃ -0.17Fe ₂ O ₃	添加Fe ₂ O ₃
T4	0.13C-9Cr-2W-0.50Ti-0.35Y ₂ O ₃	增加Ti
T5	0.13C-9Cr-2W-0.50Ti-0.35Y ₂ O ₃ -0.33Fe ₂ O ₃	增加Ti 添加Fe ₂ O ₃
T6	0.13C-9Cr-2W-0.125TiO ₂ -0.35Y ₂ O ₃	添加TiO ₂ TiO ₂ /Y ₂ O ₃ =1/1
T7	0.13C-9Cr-2W-0.25TiO ₂ -0.35Y ₂ O ₃	添加TiO ₂ TiO ₂ /Y ₂ O ₃ =2/1

各试制材都将元素粉末或合金粉末和氧化物粉末调和成目标组成，装入到高能磨碎机中后，在 99.99% 的 Ar 气氛中搅拌，进行机械合金化处理。磨碎机的转速为约 220rpm，搅拌时间为约 48 小时。将得到的合金化粉末填充到软钢制密封舱中后，进行高温真空去气，在约 1150-1200℃、以 7-8:1 的挤压比进行热挤压，得到热挤压棒材。

表 1 中，试制材 MM13 和 T14 是基本组成，T3 是通过在 T14 的组成中添加 Fe₂O₃，从而使过剩氧量增加的试样，T4 是增加了 Ti 添加量的试样，T5 是在增加 Ti 添加量的同时添加 Fe₂O₃，从而增加了过剩氧量的试样，T6 和 T7 是将 T14 组成中的 Ti 以化学上稳定的氧化物 (TiO₂) 的形式分别添加 0.125Ti、0.25Ti 从而使过剩氧量增加的试样。

将上述得到的各试制材 (热挤压棒材) 的成分分析结果汇总示于表 2 中。

在此，过剩氧量是从化学成分分析结果中的试制材的氧量减去弥散氧化物 (Y₂O₃) 中的氧量的值。

化学成分 (wt%)														
区 别	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	W	Ti	Y	O	N	Ar	
基本组成 目标范围	0.11						8.5	1.8	0.18	0.26	0.15			
	~ 0.15	<0.20	<0.20	<0.02	<0.02	<0.20	~ 9.5	~ 2.2	~ 0.22	~ 0.29	~ 0.25	<0.07	<0.007	
目标值	0.13	—	—	—	—	—	9.00	2.00	0.20	0.275	0.20	—	—	
MM 1 3	0.14	<0.005	<0.01	0.001	0.003	0.01	8.82	1.94	0.20	0.27	0.21	0.0093	0.005	0.137
T 1 4	0.14	<0.005	<0.01	0.002	0.003	0.04	8.80	1.96	0.21	0.26	0.18	0.013	0.005	0.110
T 3	0.13	<0.005	<0.01	0.002	0.003	0.01	8.75	1.93	0.21	0.27	0.22	0.012	0.005	0.147
T 4	0.13	<0.005	<0.01	0.002	0.003	0.01	8.72	1.93	0.46	0.27	0.18	0.009	0.005	0.107
T 5	0.13	<0.005	<0.01	0.002	0.003	0.01	8.75	1.93	0.46	0.27	0.24	0.011	0.005	0.167
T 6	0.14	<0.005	<0.01	0.002	0.003	0.01	8.54	1.87	0.09	0.27	0.24	0.011	0.005	0.167
T 7	0.14	<0.005	<0.01	0.003	0.003	0.01	8.50	1.90	0.14	0.27	0.29	0.014	0.006	0.217
												Y ₂ O ₃	TiO ₂	Ex. 0
												0.343	—	0.137
												0.330	—	0.110
												0.343	—	0.147
												0.343	—	0.107
												0.343	—	0.167
												0.343	0.150	0.167
												0.343	0.234	0.217

关于这些试制材，作为最终热处理，实施热处理（在 Ac_3 相变点或相变点以上的加热保持：1050℃ × 1 小时）和随后的炉冷热处理（在铁素体形成临界速度或其以下的速度缓冷热处理：以 37℃/小时的速度从 1050℃ 缓冷到 600℃）。

热处理后的各试制材的金相组织的光学显微镜照片示于图 1（T14、MM13、T3、T4）和图 2（T5、T6、T7）。观察这些照片知道，存在通常炉冷热处理使得晶粒充分长大的试样和未长大的试样。发生晶粒长大的 T3、T6、T7，是向基本组成中添加了 Fe_2O_3 的试样（T3）、和代替 Ti 添加了 TiO_2 的试样（T6、T7）。在这些试样中，由于足够地存在与钢中的 Ti 化学结合的过剩氧量（T3）、或者由于不是以 Ti 而是以 TiO_2 形式存在（T6、T7），因此由碳化物 TiC 形成所致的基体中 C 浓度减少被抑制，结果有效果地发生热处理时的 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变、其后的在炉冷热处理中的晶粒长大。

另一方面，晶粒长大少的 T4 和 T5，是比基本组成增加了 Ti 添加量的试样（T4）、和虽然添加了 Fe_2O_3 但 Ti 添加量也增加了的试样（T5）。在这些试样中，由于多量的 Ti 与 C 化学结合形成碳化物，因此基体中的 C 浓度极度地减少（T4）、或者即使添加 Fe_2O_3 也不象阻止多量的 Ti 和 C 化学结合的程度地存在足够的过剩氧量（T5）。

MM13 和 T14 都为基本组成，在组成上是同等的，但 MM13（过剩氧量：0.137%）的晶粒长大，T14（过剩氧量：0.110%）的晶粒长大少。其原因认为是由于，即使组成相同，在机械合金化处理和其后的热处理等过程中，混入到钢中的氧量微妙地不同，MM13 存在足够与钢中的 Ti 化学结合的过剩氧量。

图 3 的曲线图表示各试制材的 Ti 含有量和过剩氧量的关系。由该曲线图知道，对于满足 $Ex.O > 0.61Ti$ [$Ex.O$: 过剩氧量(%)、 Ti : 钢中的 Ti 含有量(%)] 的关系的试制材 MM13、T3、T6、T7，通过炉冷热处理发生晶粒的粗化。

以上的结果全部是钢中的碳量为约 0.13% 时的结果。将上述的 $Ex.O > 0.61Ti$ 单位换算成摩尔量，则为

$$Ex.O' \text{ (mol/g)} > 1.86Ti' \approx 2Ti' \text{ (mol/g)},$$

在存在使钢中的全部的 Ti 能够形成 TiO_2 的过剩氧量的场合（基体中的残余碳量为 0.13% 或更多的场合），发生晶粒的粗化。

从上述的结果认为,本发明的铁素体系氧化物弥散强化型钢,如果考虑了 TiO_2 和 TiC 形成的基体中的残余 C 量为 0.13% ($1.08 \times 10^{-4} \text{mol/g}$) 或更多,则在热处理时发生充分的 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变,通过炉冷热处理,发生晶粒的粗化。考虑了 TiO_2 和 TiC 形成的基体中的残余 C 量 (C'_r mol/g) 表示为下式。

$$\text{C}'_r = \text{C}' - (\text{Ti}' - 0.5\text{Ex.O}')$$

在此, C'_r (mol/g): 考虑了 TiO_2 和 TiC 形成的基体中的残余 C 量

C' (mol/g): 钢中的 Ti 含有量

Ti' (mol/g): 钢中的 C 含有量

$\text{Ex.O}'$ (mol/g): 钢中的过剩氧量。

所以,晶粒粗化的条件式为下式。

$$\text{C}'_r = \text{C}' - (\text{Ti}' - 0.5\text{Ex.O}') \geq 1.08 \times 10^{-4}$$

将单位从 mol/g 转换成 % 并整理,上式为:

$$\text{Ex.O} > 0.67\text{Ti} - 2.7\text{C} + 0.35.$$

过剩氧是在与金属 Ti、 Y_2O_3 结合形成微细的复合氧化物的同时,抑制基体中的 C 和 Ti 结合,确保在基体中足够的 C 量的重要元素。可是,不低于 $0.67\text{Ti} - 2.7\text{C} + 0.45$ 的过剩氧,显著阻碍分散粒子的微细高密度化。另外,过剩的氧的混入引起韧性显著的降低,同时,容易与少量的 Si、Mn 等形成夹杂物,因此将过剩氧量的上限值规定为 $0.67\text{Ti} - 2.7\text{C} + 0.45$ 。

图 4 的曲线图用斜线部分表示上述的晶粒粗化的条件式的上限和下限的范围,是将各试制材的实测值绘图而成的。条件式将 C 量按 0.13% 计算,但晶粒长大的试制材 MM13、T3、T6、T7 全部位于斜线范围内,晶粒未长大的试制材 T14、T5、T5 全部位于斜线范围外,显示出该条件式是妥当的。在图 4 的曲线图中,关于未记试制材编号的绘图也证实:位于斜线范围内试制材,发生晶粒的粗化,位于斜线范围外试制材,未发生晶粒的粗化。

根据以上详细叙述的理由,在本发明中,作为在机械合金化时混合的原料粉末,追加地混合 Fe_2O_3 粉末,使钢中的过剩氧量增加的场合,按钢中过剩氧量达到晶粒粗化的条件式

$$0.67\text{Ti} - 2.7\text{C} + 0.45 > \text{Ex.O} > 0.67\text{Ti} - 2.7\text{C} + 0.35$$

的方式添加 Fe_2O_3 粉末。

试验例

<高温蠕变断裂试验>

对于试制材 T3 和 T7, 实施本发明的热处理, 即热处理 (在 Ac_3 相变点或相变点以上的加热保持: $1050^\circ\text{C} \times 1$ 小时) 和随后的炉冷热处理 (在铁素体形成临界速度或其以下的速度缓冷热处理: 以 $37^\circ\text{C}/\text{小时}$ 的速度从 1050°C 缓冷到 600°C), 准备了使晶粒粗大化了的试样 (T3 (FC 材)、T7 (FC 材))。

与此不同地, 对试制材 T14、T3、T7, 实施正火热处理 ($1050^\circ\text{C} \times 1$ 小时·空冷 (AC)) 和随后的退火热处理 ($780^\circ\text{C} \times 1$ 小时·空冷 (AC)), 准备了晶粒微细的试样 (T14 (NT 材)、T3 (NT 材)、T7 (NT 材))。

关于这些试样, 在试验温度 700°C 进行单向蠕变断裂试验的结果示于图 5 的曲线图中。由图 5 的曲线图知道, 追加地混合 Fe_2O_3 粉末, 使过剩氧量增加的同时, 经炉冷热处理使晶粒粗大化的 T3 (FC 材)、和在代替金属 Ti 粉末使用 TiO_2 粉末的同时, 经炉冷热处理使晶粒增大的 T7 (FC 材), 与其他的试制材比, 高温蠕变强度提高。

工业实用性

从以上说明知道, 根据本发明, 即使在铁素体系氧化物弥散强化型钢中添加 Ti 的场合, 也能够抑制 Ti 和 C 的结合, 维持基体中的 C 浓度, 在热处理时确保充分的 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变, 据此可生成粗大化的晶粒, 从而能够得到具有优异的高温蠕变强度的铁素体系氧化物弥散强化型钢。

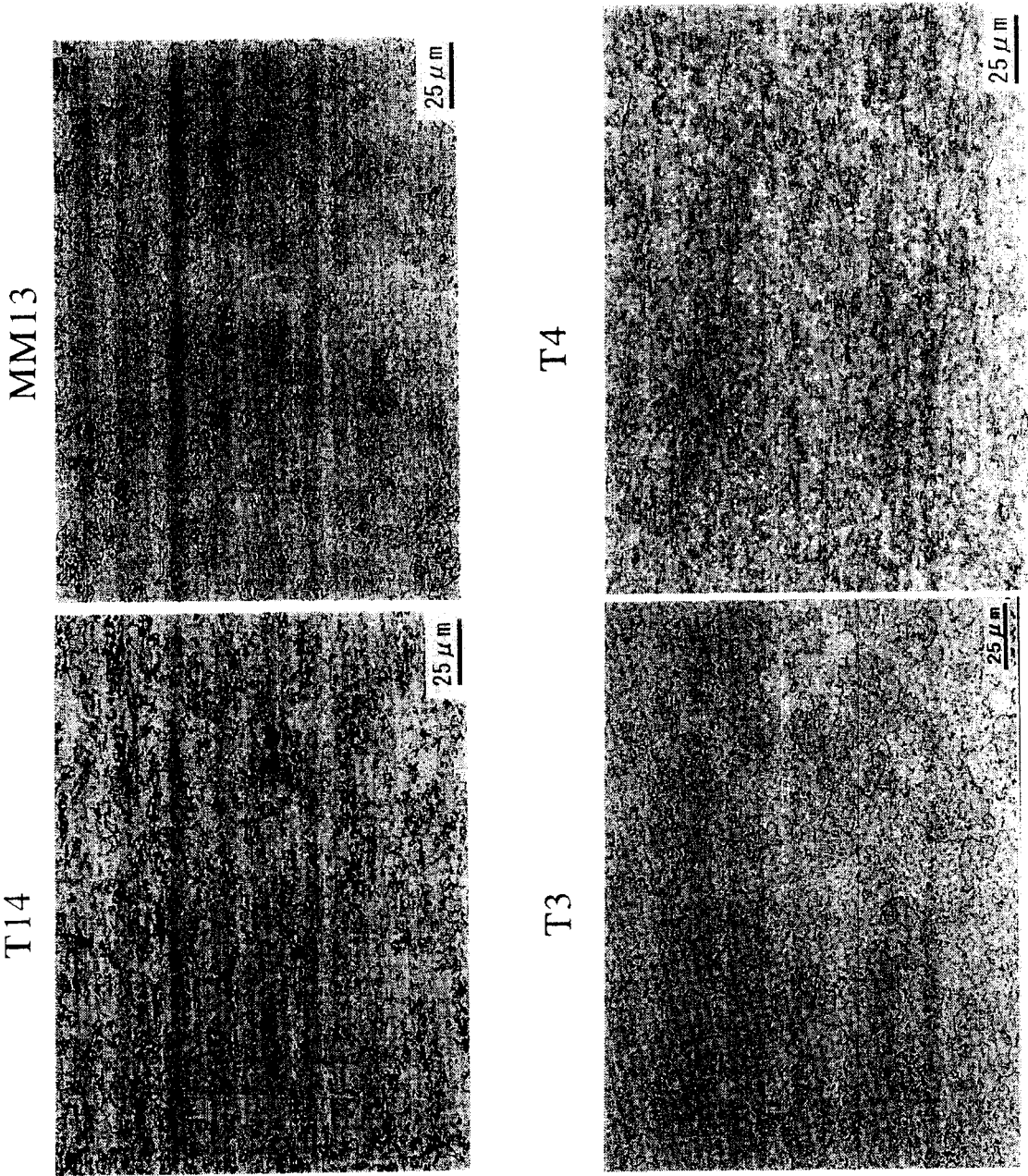


图 1

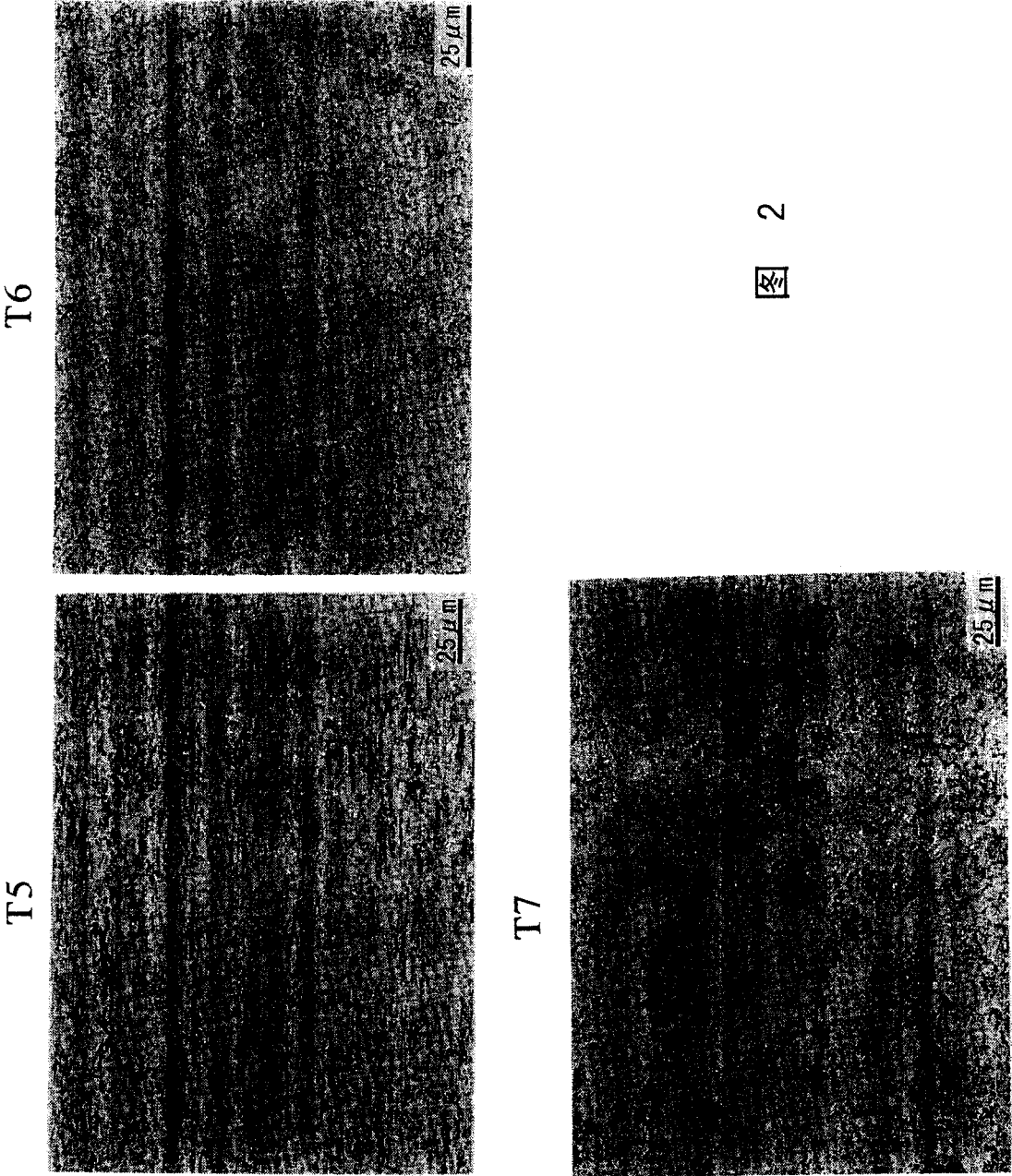


图 2

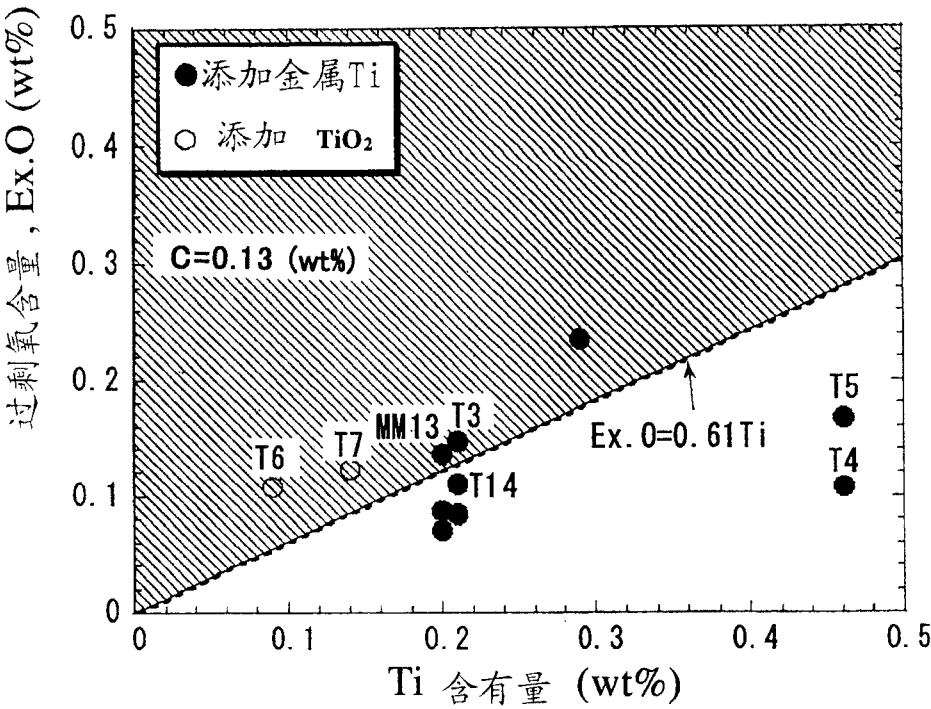


图 3

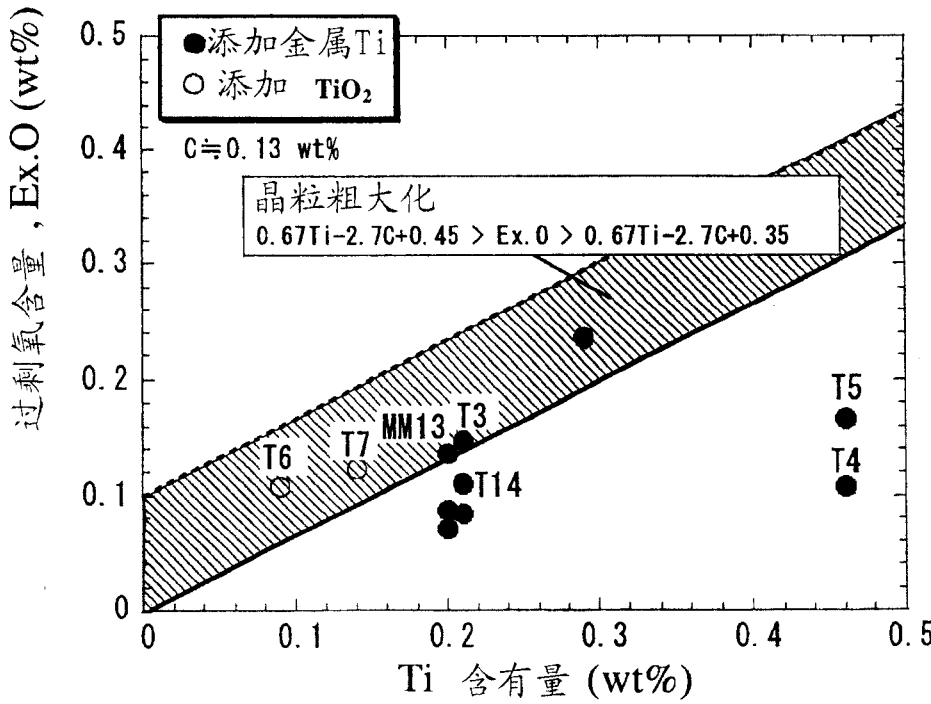


图 4

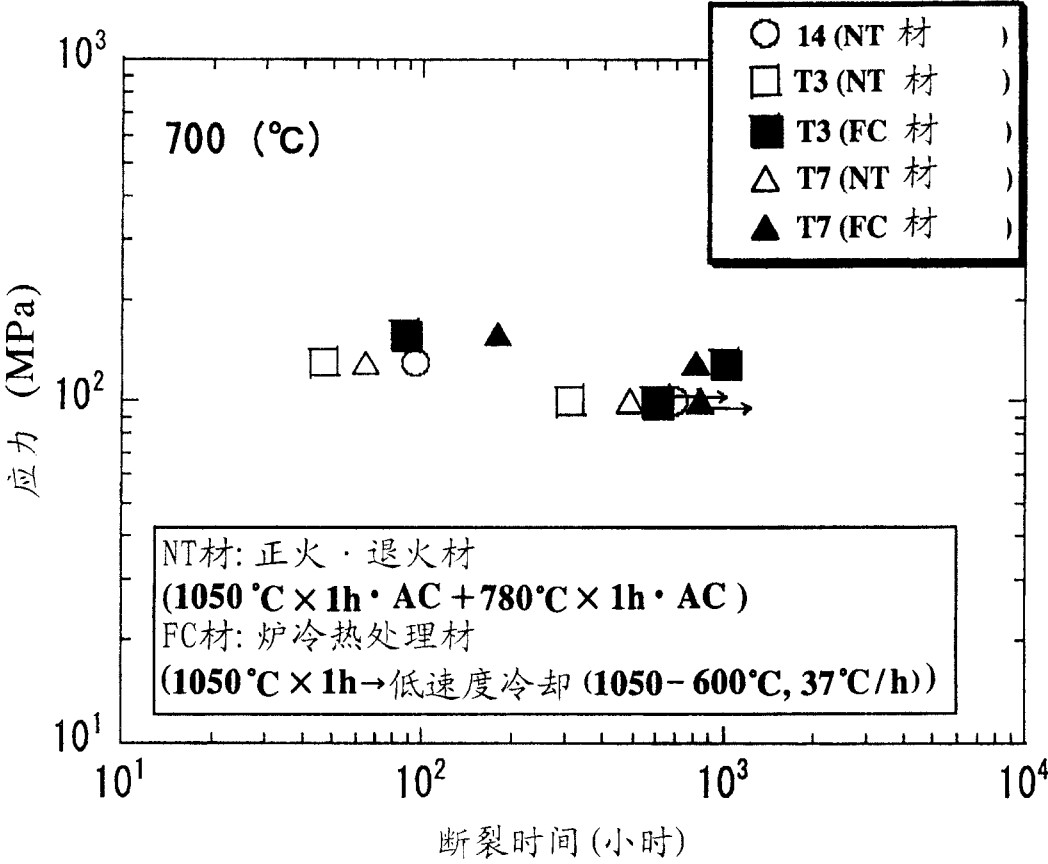


图 5