

[19] 中华人民共和国国家知识产权局



[12] 发明专利说明书

专利号 ZL 200580022104.1

[51] Int. Cl.

C22C 38/00 (2006.01)

B21B 19/04 (2006.01)

C21D 8/10 (2006.01)

C22C 19/05 (2006.01)

C22C 38/58 (2006.01)

C22F 1/10 (2006.01)

[45] 授权公告日 2009 年 10 月 28 日

[11] 授权公告号 CN 100554475C

[22] 申请日 2005.6.29

[21] 申请号 200580022104.1

[30] 优先权

[32] 2004.6.30 [33] JP [31] 194351/2004

[86] 国际申请 PCT/JP2005/011992 2005.6.29

[87] 国际公布 WO2006/003953 日 2006.1.12

[85] 进入国家阶段日期 2006.12.29

[73] 专利权人 住友金属工业株式会社

地址 日本大阪府

[72] 发明人 五十岚正晃 下田一宗 山川富夫
天谷尚

[56] 参考文献

JP11-302801A 1999.11.2

JP4-110419A 1992.4.10

JP2004-3000A 2004.1.8

JP2003-27189A 2003.1.29

CN1030721C 1996.1.17

WO03/044239A1 2003.5.30

JP3-71506A 1991.11.13

GB2105368A 1983.3.23

审查员 王 敏

[74] 专利代理机构 北京林达刘知识产权代理事务
所

代理人 刘新宇 张会华

权利要求书 3 页 说明书 34 页

[54] 发明名称

Fe-Ni 合金管坯及其制造方法

[57] 摘要

Fe-Ni 合金管坯及其制造方法。该 Fe-Ni 合金管坯具有如下的化学成分： $C \leq 0.04\%$ ， $Si \leq 0.50\%$ ， $Mn: 0.01 \sim 6.0\%$ ， $P \leq 0.03\%$ ， $S \leq 0.01\%$ ， $Cr: 20 \sim 30\%$ ， $Ni: 30 \sim 45\%$ ， $Mo: 0 \sim 10\%$ ， $W: 0 \sim 20\%$ ， $Cu: 0.01 \sim 1.5\%$ ， $Al \leq 0.10\%$ ， $N: 0.0005 \sim 0.20\%$ ，其中 $Mo(\%) + 0.5W(\%)$ ：超过 1.5% 且小于等于 10%；其余基本上由铁组成； $1440 - 6000P - 100S - 2000C \geq 1300$ ， $Ni + 10(Mo + 0.5W) + 100N \leq 120$ ， $(Ni - 35) + 10(N - 0.1) - 2(Cr - 25) - 5(Mo + 0.5W - 3) + 8 \geq 0$ 。由于该 Fe-Ni 合金管坯的内表面性状优良，因此能用曼内斯曼穿轧机将该 Fe-Ni 合金管坯加工成无缝管。由于该无缝管具有优良的机械性能，并且在酸气环境下的耐腐蚀性也优良，因此，上述 Fe-Ni 合金管坯可用作油井管和管线管的管坯，还可用作原子能发电设备和化工设备中的各种结构构件的管

坯。

1. 一种Fe-Ni合金管坯, 其特征在于,
由曼内斯曼穿轧机穿孔轧制而成;

以质量%计, 该Fe-Ni合金管坯具有如下的化学成分: 包括0.04%以下的C、0.50%以下的Si、0.01~6.0%的Mn、0.03%以下的P、0.01%以下的S、20~30%的Cr、30~45%的Ni、0~10%的Mo、0~20%的W、0.01~1.5%的Cu、0.10%以下的Al及0.0005~0.20%的N, 其中, Mo%+0.5W%为超过1.5%且小于等于10%; 其余基本上由Fe组成; 下述式(1)~(3)所表达的 T_{GBm} 、 P_{sr} 和 P_o 的值分别为1300以上、120以下和0以上;

$$T_{GBm} = 1440 - 6000P - 100S - 2000C \quad \dots \dots (1)$$

$$P_{sr} = Ni + 10(Mo + 0.5W) + 100N \quad \dots \dots (2)$$

$$P_o = (Ni - 35) + 10(N - 0.1) - 2(Cr - 25) - 5(Mo + 0.5W - 3) + 8 \quad \dots \dots (3)$$

在此, 式(1)~(3)中的元素符号表示该元素的以质量%计的含
量,

下述式(4)所表达的fn的值为1以下,

$$fn = \{P/(0.025H - 0.01)\}^2 + \{S/(0.015H - 0.01)\}^2 \quad \dots \dots (4)$$

在此, 式(4)中的P和S表示管坯中的P和S的以质量%计的含
量, H是指由管坯的外径与原料钢坯的直径之比所表达的扩管比。

2. 一种Fe-Ni合金管坯, 其特征在于,
由曼内斯曼穿轧机穿孔轧制而成;

以质量%计, 该Fe-Ni合金管坯具有如下的化学成分: 包括0.04%以下的C、0.50%以下的Si、0.01~1.0%的Mn、0.03%以下的P、0.01%以下的S、20~30%的Cr、30~45%的Ni、0~10%的Mo、0~20%的W、0.01~1.5%的Cu、0.10%以下的Al及0.0005~0.20%的N, 其中, Mo%+0.5W%为超过1.5%且小于等于10%; 其余基本上由Fe组成; 下述式(1)~(3)所表达的 T_{GBm} 、 P_{sr}

和 P_{σ} 的值分别为1300以上、120以下和0以上；

$$T_{GBm} = 1440 - 6000P - 100S - 2000C \quad \dots \dots (1)$$

$$P_{sr} = Ni + 10(Mo + 0.5W) + 100N \quad \dots \dots (2)$$

$$P_{\sigma} = (Ni - 35) + 10(N - 0.1) - 2(Cr - 25) - 5(Mo + 0.5W - 3) + 8 \quad \dots \dots (3)$$

在此，式(1)~(3)中的元素符号表示该元素的以质量%计的含
量，

下述式(4)所表达的fn的值为1以下，

$$fn = \{P/(0.025H - 0.01)\}^2 + \{S/(0.015H - 0.01)\}^2 \quad \dots \dots (4)$$

在此，式(4)中的P和S表示管坯中的P和S的以质量%计的含
量，H是指由管坯的外径与原料钢坯的直径之比所表达的扩管比。

3. 根据权利要求1或2所述的Fe-Ni合金管坯，其中，

代替Fe的一部分，而含有选自下述组(i)~组(iv)中一组
以上的组中的一种以上元素：

(i) 选自0.001~0.3%的V、0.001~0.3%的Nb、0.001~1.0%
的Ta、0.001~1.0%的Ti、0.001~1.0%的Zr和0.001~1.0%的Hf中
的一种以上的元素；

(ii) 0.0001~0.015%的B；

(iii) 0.3~5.0%的Co；

(iv) 选自0.0001~0.010%的Mg、0.0001~0.010%的Ca、
0.0001~0.20%的La、0.0001~0.20%的Ce、0.0001~0.40%的Y、
0.0001~0.40%的Sm、0.0001~0.40%的Pr和0.0001~0.50%的Nd
中的一种以上的元素。

4. 一种Fe-Ni合金管坯的制造方法，其特征在于，

由曼内斯曼穿轧机穿孔轧制满足权利要求1~3中任一项所述
的化学成分的钢坯。

5. 一种Fe-Ni合金无缝管，其特征在于，

该Fe-Ni合金无缝管是使用权利要求1~3中任一项所述的Fe-Ni合金管坯、或者由权利要求4所述的方法制造出的Fe-Ni合金管坯制造而成的。

Fe - Ni 合金管坯及其制造方法

技术领域

本发明涉及Fe - Ni合金管坯及其制造方法、以及用这些管坯制造的Fe - Ni合金无缝管。更详细地说, 涉及适合于用作强度和延展性等机械性能优良且在含有较多二氧化碳、硫化氢、S(硫磺)或氯化物离子等腐蚀性物质的环境(以下称为“酸气环境”)下的耐腐蚀性优良的油井管和管线管的管坯的、还适合于原子能发电设备及化工设备中的各种结构构件的管坯的、由曼内斯曼穿孔机(以下称为“穿孔机”)穿孔轧制出的Fe - Ni合金管坯、其制造方法、以及用上述管坯制造的Fe - Ni合金无缝管。

背景技术

第1次石油危机以后, 随着世界规模的油井、气井开发的发展、以及发展中国家能源需求的增大, 不得不在油井、气井的深井化和腐蚀性更严酷的酸气环境下打井。

随着这种油井、气井环境的严酷化, 开发出了例如专利文献1、专利文献2中示出的那样的、强度比以往高且耐腐蚀性比以往优良的各种Ni基合金, 以及专利文献3示出的那样的超奥氏体不锈钢合金, 被供于实用。

但是, 历经东西方冷战的终结、欧洲一体化等, 随着在世界规模下迅速进行的企业合并、重组等经济全球化, 企业间的价格竞争日益激烈。其结果, 在油井、气井的开发中, 除了确保安全性之外, 还要求高效率、低成本。

提高油、气的生产率是可以通过使用口径大的管来实现的。此外, 通过使用强度更高的材料, 能使管薄壁化, 能降低材料费。因此, 在油井、气井中所使用的管的原料中, 需要廉价且具有比

以往更高强度的材料，此外，管的大口径化正成为重要的课题。

另一方面，在开发油井、气井时，可以通过使用具有强度和耐腐蚀性、且廉价的材料来实现低成本化。

因此，在专利文献4中公开了在按重量%计、分别含有20~35%的Cr和25~50%的Ni的合金中，减少Mo的含量而提高经济性的“抗应力腐蚀裂纹性优良的高Cr-高Ni合金”。

此外，如果可以由穿轧机进行穿孔轧制，则能以工业规模高效率地、且低成本地制造口径大的管或长管的管坯。

因此，在专利文献5中公开了“难加工性材料的无缝管的穿轧机穿孔方法”，该难加工性材料的无缝管的穿轧机穿孔方法的目的在于提供一种在由穿轧机制造无缝管用管坯时，不产生过热导致的管内表面缺陷的无缝管的制造方法。

此外，在非专利文献1中公开了这样的技术：在穿孔轧制高Cr-高Ni合金时，可加大轧辊交角和轧辊倾斜角而不产生内表面破碎缺陷或分层裂纹(two-piece crack)地进行轧制。

专利文献1 美国专利第4168188号公报

专利文献2 美国专利第4245698号公报

专利文献3 WO03/044239号公报

专利文献4 日本特开平11-302801号公报

专利文献5 日本特开2000-301212号公报

非专利文献1 山川富夫、林千博：CAMP-ISIJ Vol. 6(1993)364

在上述的专利文献1~4中提出的合金之中，在专利文献4中的Mo含量为1.5%以下的合金、即在作为油井、气井用的材料而提出的含有20~35%的Cr和25~50%的Ni的“抗应力腐蚀裂纹性优良的高Cr-高Ni合金”之中，Mo含量为1.5%以下的合金具有较高的热加工性，并且即使由穿轧机对其进行穿孔轧制也不会产生缺陷或

裂纹。因此，如果以上述合金为原料，则能在较高的生产率下制造合金管的管坯。因而，可以说该合金是经济性极好的油井、气井用材料。

但是，在该合金的情况下，虽然在硫化氢分压力为101325~1013250Pa(1~10atm)、温度为150~250℃、二氧化碳分压力为709275Pa(7atm)左右的环境下的耐腐蚀性良好，但因为Mo含量低至1.5%以下，故未必能满足例如在二氧化碳分压力上升到1013250~2026500Pa(10~20atm)左右的环境下的耐腐蚀性。

另一方面，虽然专利文献1~3中所提出的、Cr和Ni的含量都较高且同时含有由式 $\text{Mo}(\%) + 0.5\text{W}(\%)$ 所表达的值(以下也称为“Mo当量值”)超过1.5%那样的高含量的Mo和/或W的Ni基合金和超奥氏体不锈钢合金在严酷的酸气环境下的耐腐蚀性优良，但是热加工性极低，以往如果由穿轧机进行穿孔轧制，则无法避免产生缺陷或裂纹。

同样，在专利文献4中提出的含有20~35%的Cr和25~50%的Ni的高Cr-高Ni合金中，虽然Mo含量超过1.5%(以下，该情况也称为“Mo当量的值超过1.5%”)合金也是在严酷的酸气环境下的耐腐蚀性上优良，但是热加工性极低，以往，如果由穿轧机进行穿孔轧制，则无法避免缺陷或裂纹的发生。

即，以往，在即使由穿轧机通过穿孔轧制来制造奥氏体系材料的管坯时，例如在以按着JIS规定的SUS316、SUS321或SUS347等奥氏体系不锈钢为原料时，也显著发生内表面破碎缺陷或熔融分层裂纹。因而，如果用通常方法由穿轧机穿孔轧制比这些奥氏体系不锈钢更难加工的、Cr和Ni的含量都高且同时含有Mo当量的值超过1.5%那样的高含量的Mo和/或W的奥氏体系的合金，则如前所述，无法避免产生缺陷或裂纹。

因此，以往，上述那样的高Cr-高Ni的、且Mo当量的值超过

1.5%的、在酸气环境下具有极其良好的耐腐蚀性的各种合金的油井、气井用的高强度、高耐腐蚀性无缝管的管坯通常是通过玻璃润滑剂高速挤压方式等热挤压法制造。

但是，热挤压法不适合制造口径大的管或长管的管坯。因此，通过玻璃润滑剂高速挤压方式等热挤压法制造出的管坯未能响应提高油和气的生产率、并以低成本制造油井·气井中使用的合金管这样的来自产业界的要求。

此外，例如能通过使用了卧式压力机的热锻造来制造口径大的管或长管的管坯。但是，Cr和Ni的含量都高的、且同时含有Mo当量的值超过1.5%那样的高含量的Mo和/或W的合金是热加工性极低的难加工材料，可锻造的温度范围被限制在狭窄的范围。因此，需要多次反复进行加热和锻造，生产率和成品率显著变差，因此，通过热锻造法以工业规模量产口径大的管或长管的管坯中还存在问题。

因而，对Cr和Ni的含量都高的、且同时含有Mo当量的值超过1.5%那样的高含量的Mo和/或W的、在酸气环境下具有极其良好的耐腐蚀性的各种合金而言，也与碳钢、低合金钢、进而所谓“13%Cr钢”等马氏体系不锈钢的情况同样，对由穿轧机进行穿孔轧制、以工业规模高效率地并以低成本制造口径大的管或长管的管坯的要求极大。

但是，如专利文献5的第(0004)段中所述，作为上述专利文献5中提出的穿轧机穿孔方法的对象的“难加工性材料”只不过是变形阻力比不锈钢的变形阻力低的材料。因此，关于均可提高变形阻力的元素即Ni、Mo和W，其对象并不是上述高Cr-高Ni的、且同时含有Mo当量的值超过1.5%那样高含量的Mo和/或W的奥氏体系的合金，尤其不是含有20%以上的Cr与30%以上的Ni、还同时含有Mo当量的值超过1.5%那样的高含量的Mo和/或W的奥氏体

系的合金。而且，该穿轧机穿孔方法仅是通过与钢坯加热温度和穿轧机的穿孔速度相关地进行调整，由此使钢坯内部的温度不到过热温度地进行穿孔轧制的方法。

此外，作为上述专利文献5的穿轧机穿孔方法的对象的过热温度为1260~1310℃，所谓“过热温度”是使材料晶界熔融的温度。而且，如专利文献5的图5所示，为了应用该穿轧机穿孔方法，对于变形阻力低于不锈钢的变形阻力的材料，需要使钢坯加热温度为比以往的碳钢、低合金钢或马氏体系不锈钢的轧制时的温度低的温度、即至多为1180℃。同样，如上述图5中所示，穿孔速度至多为300mm/秒，即使在最高的300mm/秒的情况下，也需要减慢到以往的穿孔速度的一半左右以下，例如为了制造8m的管坯，需要大约为以往穿孔速度的2倍的27秒左右的时间。

而且，在专利文献5中公开的技术的情况下，为了使钢坯内部在穿孔轧制中不会成为过热温度以上的温度，需要使钢坯加热温度和穿轧机的穿孔速度相关地进行调整，例如，如上述图5中所示，如果使钢坯加热温度上升到1180℃左右，则需要使穿孔速度为50mm/秒左右的极慢的条件，难以实现工业规模的量产。或者，如上所述，如上述图5中所示，如果使穿孔速度为300mm/秒左右，则虽然能以以往的一半左右的效率来制造，但需要使钢坯加热温度为1060℃左右的极低的温度。因此，为了制造含有20%以上的Cr和30%以上的Ni的、还同时含有Mo当量的值超过1.5%那样的高含量的Mo和/或W的变形阻力大的奥氏体系合金的管坯，需要远远超过通常的穿轧机的穿孔能力的、要求极大的动力源的穿轧机。

另一方面，具体地说，非专利文献1中公开的技术是：在25Cr-35Ni-3Mo合金和30Cr-40Ni-3Mo合金的穿孔中，通过使轧辊交角为10°以上、使轧辊倾斜角为14°以上，可以不产生内表面

破碎缺陷或分层裂纹地进行轧制；另外，在25Cr-50Ni-6Mo合金的穿孔中，通过在轧辊交角为 10° 时，使轧辊倾斜角为 16° 以上，在轧辊交角为 15° 时，使轧辊倾斜角为 14° 以上，可以不产生内表面破碎缺陷或分层裂纹地进行轧制。

但是，在是以穿孔轧制碳钢、低合金钢、进而所谓“13%Cr钢”等马氏体系不锈钢为目的而建成的无缝钢管制造工厂中的穿孔轧机的情况下，通常，使轧辊交角为 $0\sim 10^{\circ}$ ，使轧辊倾斜角为 $7\sim 14^{\circ}$ 左右。

因而，以穿孔轧制高Cr-高Ni合金为目的，改造成具有非专利文献1中提出的那样的较大的轧辊交角和轧辊倾斜角的穿孔轧机，需要很多费用，并不现实。

因此，以往，以工业量产规模，使用穿孔轧机穿孔轧制含有20%以上的Cr与30%以上的Ni、还同时含有Mo当量的值超过1.5%那样的高含量的Mo和/或W的奥氏体系Fe-Ni合金的大口径且长管的管坯是完全不行的。

换言之，以往，以工业量产的规模，使用穿孔轧机穿孔轧制含有20%以上的Cr与30%以上的Ni、还同时含有Mo当量的值超过1.5%那样的高含量的Mo和/或W的奥氏体系Fe-Ni合金的情况是完全没有的。

发明内容

因此，为了解决上述这种问题，本发明人针对用穿孔轧机穿孔轧制难加工的高Cr-高Ni系Fe-Ni合金、尤其是含有20%以上的Cr与30%以上的Ni、还同时含有Mo当量的值超过1.5%那样的高含量的Mo和/或W的奥氏体系Fe-Ni合金时的内表面破碎缺陷的发生状况，从材料的组织变化的方面详细地进行了研究。其结果，得出下述(a)~(d)的见解。

(a) 在高Cr - 高Ni系Fe - Ni合金中产生的内表面缺陷可以大致分成为以下三种:

(1) 由随着加工发热在高温侧的晶界熔融引起的分层裂纹;

(2) 由较高的变形阻力引起的内表面破碎缺陷;

(3) 由随着温度降低在高温侧生成 σ 相引起的内表面上的裂纹和内外表面的破碎缺陷。

(b) 上述(1)的晶界熔融引起的分层裂纹在产生了构成被穿孔轧制材料的元素的凝固偏析的情况下、特别是产生了C、P和S的凝固偏析的情况下是显著的。而且,在含有20%以上的Cr与30%以上的Ni、还同时含有Mo当量的值超过1.5%那样的高含量的Mo和/或W的奥氏体系Fe - Ni合金中,较强地取决于Fe、Ni、Cr或Mo等成分平衡的上述C、P和S的凝固偏析状况、即晶界熔融状况可以通过下述式(1)所表达的 T_{GBm} 的值来评价,在 T_{GBm} 的值为1300以上时,穿孔轧制性良好,可抑制产生由穿孔机进行穿孔轧制时的分层裂纹。

$$T_{GBm} = 1440 - 6000P - 100S - 2000C \quad \dots \dots (1)$$

(c) 材料受热时的变形阻力主要依存于Ni、N、Mo和W的含量而变化,越是变形阻力高的材料,越容易发生上述(2)的内表面破碎缺陷。而且,在含有20%以上的Cr与30%以上的Ni、还同时含有Mo当量的值超过1.5%那样的高含量的Mo和/或W的奥氏体系Fe - Ni合金中,上述内表面破碎缺陷的产生状况可以通过下述式(2)所表达的 P_{sr} 的值来评价,在 P_{sr} 的值为120以下时,可抑制产生由穿孔机进行穿孔轧制时的内表面破碎缺陷。

$$P_{sr} = Ni + 10(Mo + 0.5W) + 100N \quad \dots \dots (2)$$

(d) 构成被穿孔轧制材料的元素中的平衡、主要是Ni、N、Cr、Mo和W的成分平衡对钢坯温度降低了的情况下的 σ 相的生成影响很大,在上述含有20%以上的Cr与30%以上的Ni、还同时含

有Mo当量的值超过1.5%那样的高含量的Mo和/或W的奥氏体系Fe-Ni合金中,上述(3)的生成 σ 相所导致的内表面上的裂纹和内外表面的破碎缺陷在1000℃下生成 σ 相的情况下变得显著。而且,上述内表面上的裂纹和内外表面的破碎缺陷可以通过下述式(3)所表达的 P_o 的值来评价,在 P_o 的值为0以上时,抑制产生由穿轧机进行穿孔轧制时的上述内表面上的裂纹和内外表面的破碎缺陷。

$$P_o = (Ni - 35) + 10(N - 0.1) - 2(Cr - 25) - 5(Mo + 0.5W - 3) + 8 \quad \dots \dots (3)$$

此外,上述式(1)~(3)中的元素符号表示该元素的以质量%计的含量。

进而,对于用穿轧机穿孔轧制含有20%以上的Cr与30%以上的Ni、还同时含有Mo当量的值超过1.5%那样的高含量的Mo和/或W的奥氏体系Fe-Ni合金的钢坯时的条件,本发明人进行了各种研究。其结果,取得下述(e)和(f)的见解。

(e) 在把C、P和S的含量的上限值分别抑制为0.04%、0.03%和0.01%、并使上述式(1)所表达的 T_{GBm} 的值为1300以上的上述奥氏体系Fe-Ni合金的情况下,通过加大由管坯的外径与原料钢坯的直径之比所表达的扩管比H,可以容易地抑制产生由晶界熔融引起的分层裂纹。

(f) 除了上述(e)的条件外,如果使扩管比H、及Fe-Ni合金所含有的P和S的含量的关系式即下述式(4)所表达的 f_n 的值为1以下,则可以完全防止发生由穿轧机进行穿孔轧制时由晶界熔融引起的分层裂纹。

$$f_n = \{P/(0.025H - 0.01)\}^2 + \{S/(0.015H - 0.01)\}^2 \quad \dots \dots (4)$$

此外,上述式(4)中的P和S表示管坯中的P和S的以质量%计的含量,H是指由管坯的外径与原料钢坯的直径之比所表达的扩管比。

本发明是鉴于上述内容而做成的，其目的在于提供这样一种Fe-Ni合金管坯及其制造方法，即具有优良的强度和延展性等机械性能并在酸气环境下具有优良的耐腐蚀性的、高Cr-高Ni的、且同时含有Mo当量的值超过1.5%那样的高含量的Mo和/或W的、由穿轧机穿孔轧制出的Fe-Ni合金及其制造方法，尤其是提供一种含有20%以上的Cr与30%以上的Ni、还同时含有Mo当量的值超过1.5%那样的高含量Mo和/或W的Fe-Ni合金管坯及其制造方法。本发明的另一个目的在于提供一种使用上述管坯制造出的、机械性能和酸气环境下的耐腐蚀性优良的Fe-Ni合金无缝管。

本发明的要旨在于下述(1)~(3)中所示的Fe-Ni合金管坯、(4)所示的Fe-Ni合金管坯的制造方法、以及(5)中所示的Fe-Ni合金无缝管。

(1) 一种Fe-Ni合金管坯，其特征在于：由曼内斯曼穿轧机穿孔轧制而成；以质量%计，该Fe-Ni合金管坯具有如下的化学成分：包括0.04%以下的C、0.50%以下的Si、0.01~6.0%的Mn、0.03%以下的P、0.01%以下的S、20~30%的Cr、30~45%的Ni、0~10%的Mo、0~20%的W、0.01~1.5%的Cu、0.10%以下的Al及0.0005~0.20%的N，其中，Mo%+0.5W%为超过1.5%且小于等于10%；其余基本上由Fe组成；下述式(1)~(3)所表达的 T_{GBm} 、 P_{sr} 和 P_o 的值分别为1300以上、120以下和0以上；

$$T_{GBm} = 1440 - 6000P - 100S - 2000C \quad \dots \dots (1)$$

$$P_{sr} = Ni + 10(Mo + 0.5W) + 100N \quad \dots \dots (2)$$

$$P_o = (Ni - 35) + 10(N - 0.1) - 2(Cr - 25) - 5(Mo + 0.5W - 3) + 8 \quad \dots \dots (3)$$

在此，式(1)~(3)中的元素符号表示该元素的以质量%计的含
量，

由下述式(4)所表达的fn的值为1以下，

$$f_n = \{P/(0.025H - 0.01)\}^2 + \{S/(0.015H - 0.01)\}^2 \quad \dots \dots (4)$$

在此，式(4)中的P和S表示管坯中P和S的以质量%计的含量，H是指由管坯的外径与原料钢坯的直径之比所表达的扩管比。

(2) 一种Fe - Ni合金管坯，其特征在于，

由曼内斯曼穿孔机穿孔轧制而成；

以质量%计，该Fe - Ni合金管坯具有如下的化学成分：包括0.04%以下的C、0.50%以下的Si、0.01~1.0%的Mn、0.03%以下的P、0.01%以下的S、20~30%的Cr、30~45%的Ni、0~10%的Mo、0~20%的W、0.01~1.5%的Cu、0.10%以下的Al及0.0005~0.20%的N，其中，Mo% + 0.5W%为超过1.5%且小于等于10%；其余基本上由Fe组成；下述式(1)~(3)所表达的 T_{GBm} 、 P_{sr} 和 P_o 的值分别为1300以上、120以下和0以上；

$$T_{GBm} = 1440 - 6000P - 100S - 2000C \quad \dots \dots (1)$$

$$P_{sr} = Ni + 10(Mo + 0.5W) + 100N \quad \dots \dots (2)$$

$$P_o = (Ni - 35) + 10(N - 0.1) - 2(Cr - 25) - 5(Mo + 0.5W - 3) + 8 \quad \dots \dots (3)$$

在此，式(1)~(3)中的元素符号表示该元素的以质量%计的含

量，

下述式(4)所表达的 f_n 的值为1以下，

$$f_n = \{P/(0.025H - 0.01)\}^2 + \{S/(0.015H - 0.01)\}^2 \quad \dots \dots (4)$$

在此，式(4)中的P和S表示管坯中的P和S的以质量%计的含

量，H是指由管坯的外径与原料钢坯的直径之比所表达的扩管比。

(3) 根据上述(1)或(2)中所述的Fe - Ni合金管坯，其中，代替Fe的一部分，而含有选自下述组(i) ~ 组(iv)中一组以上的组中的一种以上元素：

(i) 选自0.001~0.3%的V、0.001~0.3%的Nb、0.001~1.0%的Ta、0.001~1.0%的Ti、0.001~1.0%的Zr和0.001~1.0%的Hf中的一种以上的元素；

(ii) 0.0001~0.015%的B;

(iii) 0.3~5.0%的Co;

(iv) 选自 0.0001~0.010%的Mg、0.0001~0.010%的Ca、0.0001~0.20%的La、0.0001~0.20%的Ce、0.0001~0.40%的Y、0.0001~0.40%的Sm、0.0001~0.40%的Pr和0.0001~0.50%的Nd中的一种以上的元素。

(4) 一种Fe-Ni合金管坯的制造方法,其特征在于,由曼内斯曼穿孔机穿孔轧制满足上述(1)~(3)中任一项所述的化学成分的钢坯。

(5) 一种Fe-Ni合金无缝管,其特征在于,该Fe-Ni合金无缝管是使用上述(1)~(3)中任一项所述的Fe-Ni合金管坯、或者由(4)所述的方法制造出的Fe-Ni合金管坯制造而成的。

以下,分别把上述(1)~(3)的Fe-Ni合金管坯的发明、(4)的Fe-Ni合金管坯的制造方法的发明、以及(5)的Fe-Ni合金无缝管称为“本发明(1)”~“本发明(5)”。此外,有时总称为“本发明”。

以本发明的Fe-Ni合金管坯为原料而制造出的油井管和管线管、以及原子能发电设备和化工设备中的各种结构部件其强度和延展性等机械性能优良,并且在酸气环境下的耐腐蚀性优良。因此,本发明的Fe-Ni合金管坯可以用作油井管和管线管的管坯,还可以用作原子能发电设备及化工设备中的各种结构构件的管坯。而且,本发明的Fe-Ni合金管坯由于是由穿孔机进行穿孔轧制而成的,因此能以本发明的Fe-Ni合金管坯为原料容易地制造大口径的管或长管,能充分响应要高效率、低成本地开发油井、气井这样的产业界的要求。

具体实施方式

下面,详细说明本发明的各必要条件。

(A) Fe-Ni合金的化学成分

以下说明中的各元素的含量的“%”表达是指“质量%”。

C: 0.04%以下

在含有过多的C时, $M_{23}C_6$ 型碳化物的量显著增加,合金的延展性和韧性降低。特别是,当C的含量超过0.04%时,延展性和韧性显著降低。因而,使C的含量为0.04%以下。此外,优选

为C的含量降低到0.02%以下。特别是，当把C的含量抑制为0.010%以下时，不仅能提高延展性和韧性，而且能显著改善耐腐蚀性。

上述“ $M_{23}C_6$ 型碳化物”中的“M”是指复合含有Mo、Fe、Cr和W等金属元素。

此外，在C的含量较多时产生凝固偏析，Fe-Ni合金的晶界熔融温度降低，穿轧机的穿孔轧制性降低。因而，需要C的含量是在与后述的P和S的含量的平衡中使上述式(1)所表达的 T_{GBm} 的值满足1300以上的量。

Si: 0.50%以下

过多的Si助长 σ 相的生成，导致延展性和韧性降低。特别是，当Si的含量超过0.50%时，即使在上述式(3)所表达的 P_σ 的值为0以上的情况下，也难以通过穿轧机的穿孔轧制来抑制产生由 σ 相的生成所引起的内表面上的裂纹和内外表面的破碎缺陷。因而，使Si的含量为0.50%以下。此外，如果把Si的含量降低到0.10%以下，则碳化物的晶界析出受到抑制，延展性、韧性和耐腐蚀性大为提高。

Mn: 0.01~6.0%

Mn具有脱硫作用。为了确保该效果，需要使Mn的含量为0.01%以上。但是，当Mn的含量超过6.0%时，助长 $M_{23}C_6$ 型碳化物的生成，有时使耐腐蚀性劣化。因而，使Mn的含量为0.01~6.0%。此外，当Mn的含量超过1.0%时，助长 σ 相生成，即使在上述式(3)所表达的 P_σ 的值为0以上的情况下，也有时难以通过穿轧机的穿孔轧制来抑制产生由 σ 相的生成引起的内表面上的裂纹和内外表面的破碎缺陷。因而，更优选是使Mn的含量为0.01~1.0%，最优选是使Mn的含量为0.01~0.50%。

P: 0.03%以下

P是通常不可避免地混入进来的杂质，通常，当在合金中存在大量的P时，热加工性降低，此外，耐腐蚀性也劣化。特别是，当P的含量超过0.03%时，热加工性的降低与耐腐蚀性的劣化显著。因而，使P的含量为0.03%以下。最优选为使P的含量为0.01%以下。

此外，在P的含量多时，产生凝固偏析，Fe-Ni合金的晶界熔融温度降低，穿孔机的穿孔轧制性降低。因而，需要P的含量是在与上述的C和后述的S的含量的平衡中使上述式(1)所表达的 T_{GBm} 的值满足1300以上的量。

S: 0.01%以下

S也是通常不可避免地混入进来的杂质，通常，当在合金中存在大量的S时，热加工性降低，此外，耐腐蚀性也劣化。特别是，当S的含量超过0.01%时，热加工性的降低与耐腐蚀性的劣化显著。因而，使S的含量为0.01%以下。最优选使S的含量为0.005%以下。

此外，在S的含量多时，产生凝固偏析，Fe-Ni合金的晶界熔融温度降低，穿孔机的穿孔轧制性降低。因而，需要S的含量是在与上述的C和P的含量的平衡中使上述式(1)所表达的 T_{GBm} 的值满足1300以上的量。

Cr: 20~30%

Cr与Mo、W和N都具有使合金的耐腐蚀性和强度提高的作用。在Cr的含量为20%以上时可显著得到上述效果。但是，当Cr的含量超过30%时，合金的热加工性降低。因而，使Cr的含量为20~30%。更优选为Cr的含量为21~27%。

此外，在本发明中，为了抑制由 σ 相的生成引起的内表面上的裂纹和内外表面的破碎缺陷的产生，需要Cr的含量是在与后述的Ni、Mo、W和N的含量的平衡中使上述式(3)所表达的 P_o 的值满足

0以上的量。

Ni: 30~45%

Ni与N都具有使奥氏体的基体稳定化的作用，其是为了使在Fe-Ni合金中含有大量的Cr、Mo或W等具有强化作用与耐腐蚀作用的元素所必须的元素。此外，Ni有抑制生成 σ 相的作用。在Ni的含量为30%以上时能可靠地得到上述各作用。另一方面，大量添加Ni会导致合金成本的过度上升，特别是当Ni的含量超过45%时，成本的上升变大。因而，使Ni的含量为30~45%。更优选使Ni的含量为32~42%。

此外，在本发明中，为了抑制变形阻力的过度上升、抑制产生内表面破碎缺陷，需要Ni的含量是在与后述的Mo、W和N的含量的平衡中使上述式(2)所表达的 P_{sr} 的值满足120以下的量。此外，为了抑制产生由 σ 相的生成引起的内表面上的裂纹和内外表面的破碎缺陷，需要Ni的含量是在与上述Cr、及后述Mo、W及N的含量的平衡中使上述(3)式所表达的 P_o 的值满足0以上的量。

Mo: 0~10%，W: 0~20%，其中， $Mo(\%) + 0.5W(\%)$: 超过1.5%且小于等于10%

Mo和W全都具有在与Cr的共存下提高合金的强度的作用，还具有显著提高耐腐蚀性、特别是耐点腐蚀性的作用。为了得到这些效果，需要含有使 $Mo(\%) + 0.5W(\%)$ 的公式所表达的值、即Mo当量的值超过1.5%的量的Mo和/或W。但是，当Mo当量的值超过10%时，导致延展性和韧性等机械性能的降低。此外，不需要复合添加Mo和W，只要Mo当量的值处于上述范围即可。因而，使Mo的含量为0~10%，使W的含量为0~20%，进而使 $Mo(\%) + 0.5W(\%)$ 的值为超过1.5%且小于等于10%。

此外，在本发明中，为了抑制变形阻力的过度上升、抑制内表面破碎缺陷的产生，需要Mo和W的含量、及Mo当量的值是在与

上述的Ni和后述的N的含量的平衡中使上述式(2)所表达的 P_{sr} 的值满足120以下的量。此外，为了抑制产生由 σ 相的生成引起的内表面上的裂纹和内外表面的破碎缺陷，需要使在与上述的Cr和Ni、及后述N的含量的平衡中上述式(3)所表达的 P_o 的值满足0以上的量。

Cu: 0.01~1.5%

Cu是有效提高在酸气环境下的耐腐蚀性的元素，特别是，在能确认为S(硫磺)为单质的酸气环境下，与Cr、Mo和W共存而具有大为提高耐腐蚀性的作用。在Cu的含量为0.01%以上可以得到上述的效果。但是，当Cu的含量超过1.5%时，有时延展性和韧性降低。因而，使Cu的含量为0.01~1.5%。此外，优选Cu的含量为0.5~1.0%。

Al: 0.10%以下

Al是助长生成 σ 相的最有害的元素。特别是，当Al的含量超过0.10%时，即使在上述式(3)所表达的 P_o 的值为0以上的情况下，也难以通过穿轧机的穿孔轧制抑制产生由 σ 相的生成引起的内表面上的裂纹和内外表面的破碎缺陷。因而，使Al的含量为0.10%以下。此外，优选为使Al的含量为0.06%以下。

N: 0.0005~0.20%

N是本发明中的重要元素之一，与Ni都具有使奥氏体的基体稳定化的作用和抑制生成 σ 相的作用。在N的含量为0.0005%以上时可以得到上述的效果。但是，N的大量添加有时导致韧性的降低，特别是，当其含量超过0.20%时，有韧性显著降低的情况。因而，使N的含量为0.0005~0.20%。优选使N的含量为0.0005~0.12%。

此外，在本发明中，为了抑制变形阻力的过度上升，抑制内表面破碎缺陷的产生，需要N的含量是在与上述的Ni、Mo和W的

含量的平衡中使上述式(2)所表达的 P_{sr} 的值满足120以下的量。此外,为了抑制产生由 σ 相的生成引起的内表面上的裂纹和内外表面的破碎缺陷,需要N的含量是在与上述的Cr、Ni、Mo和W的含量的平衡中使上述式(3)所表达的 P_{σ} 的值满足0以上的量。

Fe: 实质上的其余部分

Fe具有确保合金的强度、并降低Ni的含量而降低合金的成本的效果。因此,在成为本发明的Fe-Ni合金管坯的原料的合金中,使实质上的其余部分元素为Fe。

T_{GBm} 的值: 1300以上

如上所述,在高Cr-高Ni系Fe-Ni合金中产生的内表面缺陷中的由随着加工发热产生在高温侧的晶界熔融引起的分层裂纹的发生在构成被穿孔轧制材料的元素产生凝固偏析的情况、特别是C、P和S产生凝固偏析的情况是显著的。而且,在含有20%以上的Cr与30%以上的Ni的、还同时含有Mo当量的值超过1.5%那样的高含量的Mo和/或W的奥氏体系Fe-Ni合金中,可以通过上述式(1)所表达的 T_{GBm} 的值来评价晶界熔融状况,在 T_{GBm} 的值为1300以上时,可以抑制产生穿孔机的穿孔轧制时的分层裂纹。因而,使 T_{GBm} 的值为1300以上。此外,最优选使 T_{GBm} 的值为1320以上。

P_{sr} 的值: 120以下

如上所述,可以通过上述式(2)所表达的 P_{sr} 的值来评价在难加工性的高Cr-高Ni系Fe-Ni合金中的、特别是在含有20%以上的Cr与30%以上的Ni、还同时含有Mo当量的值超过1.5%那样的高含量的Mo和/或W的奥氏体系Fe-Ni合金中产生的内表面缺陷中的由较高的变形阻力引起的内表面破碎缺陷的发生状况。而且,在 P_{sr} 的值为120以下时,能抑制产生由穿孔机进行穿孔轧制时的内表面破碎缺陷。因而,使 P_{sr} 的值为120以下。此外,最优选使 P_{sr}

的值为90以下。

P_o 的值：0以上

可以通过上述式(3)所表达的 P_o 的值来评价在高Cr - 高Ni系Fe - Ni合金中、特别是在含有20%以上的Cr与30%以上的Ni、还同时含有Mo当量的值超过1.5%那样的高含量的Mo和/或W的奥氏体系Fe - Ni合金中产生的内表面缺陷中的、由随着温度降低在低温区域生成 σ 相引起的内表面上的裂纹和内外表面的破碎缺陷的发生。而且，在 P_o 的值为0以上时，可以抑制产生由穿轧机进行穿孔轧制时的上述内表面上的裂纹和内外表面的破碎缺陷。因而，使 P_o 的值为0以上。此外，最优选使 P_o 的值为3.0以上。

因而，对成为本发明(1)的Fe - Ni合金管坯的原料的合金的化学成分而言，含有上述范围的C至N的元素，其余部分实质上由Fe组成，并规定为：上述 T_{GBm} 的值为1300以上， P_{sr} 的值为120以下，以及 P_o 的值为0以上。

此外，本发明(2)的Fe - Ni合金管坯规定为：使成为本发明(1)的Fe - Ni合金管坯的原料的合金的化学成分中的特别是Mn含量为0.01~1.0%。

在成为本发明的Fe - Ni合金管坯的原料的合金中，除了上述成分外，根据需要，可以有选择地含有选自下面的(i)中的一种以上元素、(ii)中的元素、(iii)中的元素、选自(iv)中的一种以上元素，即含有上述各组元素中的一种以上的元素。即，本发明的Fe - Ni合金管坯的原料的合金也能添加以上述(i)~(iv)这四组的元素中的一种以上的元素作为任意添加元素的元素，而含有该添加元素。

(i) 0.001~0.3%的V、0.001~0.3%的Nb、0.001~1.0%的Ta、0.001~1.0%的Ti、0.001~1.0%的Zr和0.001~1.0%的Hf;

(ii) 0.0001~0.015%的B;

(iii) 0.3~5.0%的Co;

(iv) 0.0001~0.010% 的 Mg 、 0.0001~0.010% 的 Ca 、 0.0001~0.20% 的 La、 0.0001~0.20% 的 Ce、 0.0001~0.40% 的 Y、 0.0001~0.40% 的 Sm、 0.0001~0.40% 的 Pr 和 0.0001~0.50% 的 Nd。

以下，说明上述的任意添加元素。

(i) 0.001~0.3% 的 V、 0.001~0.3% 的 Nb、 0.001~1.0% 的 Ta、 0.001~1.0% 的 Ti、 0.001~1.0% 的 Zr 和 0.001~1.0% 的 Hf；

如果添加 V、Nb、Ta、Ti、Zr 和 Hf，则全都具有显著提高在能确认为 S(硫磺) 为单质的酸气环境下的耐腐蚀性的作用。此外，具有形成 MC 型碳化物(其中，M 是指单独含有 V、Nb、Ta、Ti、Zr 和 Hf 中的任一种元素或复合含有这些元素中的两种以上元素)而使 C 稳定化的作用，还具有提高强度的作用。

为了可靠地得到上述的效果，优选使 V、Nb、Ta、Ti、Zr 和 Hf 的每种元素都为 0.001% 以上的含量。但是，当使 V 和 Nb 超过 0.3%、使 Ta、Ti、Zr 和 Hf 超过 1.0% 而分别含有这些元素时，大量地析出上述单独的碳化物而导致延展性和韧性降低。

因而，添加 V、Nb、Ta、Ti、Zr 和 Hf 时的各自的含量可以是：V 为 0.001~0.3%，Nb 为 0.001~0.3%，Ta 为 0.001~1.0%，Ti 为 0.001~1.0%，Zr 为 0.001~1.0% 和 Hf 为 0.001~1.0%。

根据上述理由，对成为本发明的(3)的 Fe-Ni 合金管坯的原料的合金的化学成分而言，规定成代替本发明(1)或(2)中的 Fe-Ni 合金的 Fe 的一部分，而含有从 0.001~0.3% 的 V、0.001~0.3% 的 Nb、0.001~1.0% 的 Ta、0.001~1.0% 的 Ti、0.001~1.0% 的 Zr 和 0.001~1.0% 的 Hf 中所选择的一种以上的元素。

此外，对成为本发明(3)的 Fe-Ni 合金管坯的原料的合金而言，添加时的最优选的含量范围是：V 为 0.10~0.27%，Nb 为 0.03~0.27%，Ta 为 0.03~0.70%，Ti 为 0.03~0.70%，Zr 为

0.03~0.70%和Hf为0.03~0.70%。

可以仅添加上述V、Nb、Ta、Ti、Zr和Hf中的任一种，或者复合地添加它们中的两种以上。

(ii)B: 0.0001~0.015%

如果添加B,则具有细化析出物的作用和细化奥氏体晶粒直径的作用。为了可靠地得到上述效果,优选B为0.0001%以上的含量。但是,当大量添加B时,有时形成低熔点的化合物而使热加工性降低,特别是,当B的含量超过0.015%时,有热加工性显著降低的情况。因而,添加时的B的含量可以为0.0001~0.015%。

根据上述理由,对成为本发明(4)的Fe-Ni合金管坯的原料的合金的化学成分而言,规定成代替本发明(1)~(3)中任一项中的Fe-Ni合金的Fe的一部分,而含有0.0001~0.015%的B。

此外,在成为本发明(4)的Fe-Ni合金管坯的原料的合金中,添加时的最优选的B含量的范围是0.0010~0.0050%。

(iii)Co: 0.3~5.0%

如果添加Co,则具有使奥氏体稳定化的作用。为了可靠地得到上述效果,优选Co为0.3%以上的含量。但是,大量添加Co会导致合金成本的过度上升,特别是,当Co的含量超过5.0%时,成本的上升变大。因而,添加时的Co的含量可以为0.3~5.0%。

根据上述理由,对成为本发明(5)的Fe-Ni合金管坯的原料的合金的化学成分而言,规定成代替本发明(1)~(4)中任一项中的Fe-Ni合金的Fe的一部分,而含有0.3~5.0%的Co。

此外,在成为本发明(5)的Fe-Ni合金管坯的原料的合金中,添加时的最优选的Co含量的范围是0.35~4.0%。

(iv) 0.0001~0.010%的Mg、0.0001~0.010%的Ca、0.0001~0.20%的La、0.0001~0.20%的Ce、0.0001~0.40%的Y、0.0001~0.40%的Sm、0.0001~0.40%的Pr和0.0001~0.50%的Nd

如果添加Mg、Ca、La、Ce、Y、Sm、Pr和Nd，则全都具有防止钢锭铸造时的结晶裂缝的作用。此外，还具有降低长期使用后的延展性下降的作用。

为了可靠地得到上述效果，最好是Mg、Ca、La、Ce、Y、Sm、Pr和Nd的每种元素都为0.0001%以上的含量。但当分别含有超过0.010%的Mg和Ca、超过0.20%的La和Ce、超过0.40%的Y、Sm和Pr、超过0.50%的Nd时，生成粗大的夹杂物，导致韧性降低。

因而，添加Mg、Ca、La、Ce、Y、Sm、Pr和Nd时的各自的含量可以是：Mg为0.0001~0.010%，Ca为0.0001~0.010%，La为0.0001~0.20%，Ce为0.0001~0.20%，Y为0.0001~0.40%，Sm为0.0001~0.40%，Pr为0.0001~0.40%，和Nd为0.0001~0.50%。

根据上述理由，对成为本发明(6)的Fe-Ni合金管坯的原料的合金的化学成分而言，规定成代替本发明(1)~(5)中任一项中的Fe-Ni合金的Fe的一部分，而含有选自0.0001~0.010%的Mg、0.0001~0.010%的Ca、0.0001~0.20%的La、0.0001~0.20%的Ce、0.0001~0.40%的Y、0.0001~0.40%的Sm、0.0001~0.40%的Pr、和0.0001~0.50%的Nd中的一种以上的元素。

此外，在成为本发明(6)的Fe-Ni合金管坯的原料的合金中，添加时的最优选的含量范围是：Mg为0.0010~0.0050%，Ca为0.0010~0.0050%，La为0.01~0.15%，Ce为0.01~0.15%，Y为0.01~0.15%，Sm为0.02~0.30%，Pr为0.02~0.30%，和Nd为0.01~0.30%。

可以仅添加上述Mg、Ca、La、Ce、Y、Sm、Pr和Nd中的任一种元素，或者复合添加它们中的两种以上的元素。

以由上述的化学成分组成的Fe-Ni合金管坯为原料制造出

的油井管和管线管、及原子能发电设备和化工设备中的各种结构构件其强度和延展性等机械性能优良，并且在酸气环境下的耐腐蚀性优良。因此，如果把具有上述化学成分的Fe-Ni合金管坯用作油井管和管线管的管坯、及用作原子能发电设备和化工设备中的各种结构构件的管坯，则可以大幅度地提高耐久性和安全性。即，该Fe-Ni合金管坯非常适合用于被暴露于上述环境的构件。

(B) Fe-Ni合金管坯的制造方法

不仅要得到强度和延展性等机械性能和酸气环境下的耐腐蚀性优良的各种构件用管坯，而且，为了响应要以高效率、低成本开发油井、气井这样的产业界的要求，还需要以工业规模量产口径大的管或长管的管坯。而且，为了以工业规模量产上述口径大的管或长管的管坯，用穿孔机进行穿孔轧制是合适的。

但是，如上所述，用与碳钢或低合金钢、进而所谓“13%Cr钢”等马氏体系不锈钢的情况同样的方法(以下称为“通常的方法”)，由穿孔机穿孔轧制并以工业规模量产适合作为强度和延展性等机械性能与酸气环境下的耐腐蚀性优良的、油井管和管线管及原子能发电设备和化工设备中的各种结构构件的原料的Fe-Ni合金管坯，特别是含有20%以上的Cr与30%以上的Ni的、还同时含有Mo当量的值超过1.5%那样的高含量的Mo和/或W的Fe-Ni合金管坯，这在以往是不可能的。这是因为：在用通常的方法由穿孔机穿孔轧制上述那样的高Cr-高Ni、且Mo当量的值较大的合金时，无法避免产生缺陷或裂纹。

另一方面，由上述(A)项中所述的化学成分组成的Fe-Ni合金使C至N的元素的含量合理化；并且，特别是，使与穿孔机的穿孔轧制时在高温侧的晶界熔融所引起的分层裂纹的产生有关的、上

述式(1)所表达的 T_{GBm} 的值为1300以上,使与较高的变形阻力所引起的内表面破碎缺陷的发生有关的、上述式(2)所表达的 P_{sr} 的值为120以下,使与 σ 相的生成所引起的内表面上的裂纹和内外表面的破碎缺陷的发生有关的、上述式(3)所表达的 P_o 的值为0以上。因此,即使用通常的方法,由穿轧机穿孔轧制由上述(A)项中所述的化学成分组成的Fe-Ni合金的钢坯,也可以抑制由分层裂纹、内表面破碎缺陷、及 σ 相的生成引起的内表面上的裂纹和内外表面的破碎缺陷这些裂纹和缺陷的发生,因而,可以得到表面性状良好的管坯。

因而,本发明(8)用穿轧机穿孔轧制由上述(A)项中所述的化学成分组成的Fe-Ni合金的钢坯,响应了要得到以工业规模量产出的口径大的管或长管这样的产业界的要求。而且,本发明(1)~(6)的Fe-Ni合金管坯规定成具有上述(A)项中所述的化学成分,并由穿轧机进行穿孔轧制而成。

此外,如上所述,用本发明(8)的方法制造出的管坯、即由穿轧机穿孔轧制由上述(A)项中所述的化学成分组成的钢坯而成的管坯是表面性状良好的管坯,该管坯抑制了由分层裂纹、内表面破碎缺陷、及 σ 相的生成引起的内表面上的裂纹和内外表面的破碎缺陷这些裂纹和缺陷的产生。因此,本发明(1)~(6)的Fe-Ni合金管坯可以充分响应上述产业界的要求。

此外,只要用通常的方法,由穿轧机对由上述(A)项中所述的化学成分组成的钢坯进行穿孔轧制即可。

即,用穿轧机进行穿孔轧制只要在与碳钢、低合金钢、进而所谓“13%Cr钢”等马氏体系不锈钢的情况相同的条件下进行即可。具体地说,例如,只要使钢坯加热温度为1200~1300℃、轧辊交角为0~10°、轧辊倾斜角为7~14°、牵伸比为8~14%、顶头前端牵

伸比为4~7%进行穿孔轧制即可。

在此，牵伸比和顶头前端牵伸比分别由下述式(5)和式(6)来表达。

牵伸比(%) = {(原料直径 - 轧辊的凹槽间隔)/原料直径} × 100 ... (5)

顶头前端牵伸比(%) = {(原料直径 - 顶头最前端部处的轧辊间隔)/原料直径} × 100 ... (6)

此外，如上所述，用穿轧机对由上述(A)项中所述的化学成分组成的钢坯进行穿孔轧制只要用通常的方法进行即可，不需要设置特别的条件。但是，如上所述，通过加大用管坯的外径与原料钢坯的直径之比所表达的扩管比H，可以容易地抑制产生由晶界熔融引起的分层裂纹，并且，如果使上述式(4)所表达的fn的值为1以下，则可以完全防止产生由穿轧机进行穿孔轧制时的晶界熔融引起的分层裂纹。

因而，本发明(9)是在由穿轧机穿孔轧制由上述(A)项中所述的化学成分组成的Fe - Ni合金的钢坯时，使上述式(4)所表达的fn的值为1以下而进行穿孔轧制的。而且，本发明(7)的Fe - Ni合金管坯规定成具有上述(A)项中所述的化学成分，并且使上述式(4)所表达的fn的值满足1以下，而且是由穿轧机进行穿孔轧制而成的。

如上所述，可以通过加大穿轧机穿孔轧制时的扩管比H的值来容易地抑制产生由晶界熔融引起的分层裂纹。但是，当其值超过2时，管坯的膨胀过大，容易发生材料挤进轧辊与作为外表面限制工具的盘或导块的间隙中而被破裂的现象，容易导致轧制故障。因此，优选扩管比H的上限值为2。但是，在扩管比H的下限值不足1时，由于所得到的管坯的外径小于原料钢坯的直径，所以还需

要减小作为内表面工具的顶头或芯棒的外径，因热容量不足而产生顶头的熔损或芯棒的弯曲，并不现实。

(C) Fe - Ni合金无缝管

使用本发明(1)~(7)中任一项中的Fe - Ni合金管坯、或者由本发明(8)或(9)的方法制造出的Fe - Ni合金管坯来制造出的Fe - Ni合金无缝管的表面性状良好，而且机械性能与酸气环境下的耐腐蚀性优良。因此，适合用作油井管、管线管、及原子能发电设备厂和化工设备中的各种结构构件。

因而，本发明(10)规定成：使用上述本发明(1)~(7)中任一项中的Fe - Ni合金管坯、或者由本发明(8)或(9)的方法制造出的Fe - Ni合金管坯来制造出的Fe - Ni合金无缝管。

此外，用通常的方法，使用上述本发明(1)~(7)中任一项中的Fe - Ni合金管坯、或者用本发明(8)或(9)的方法所制造的Fe - Ni合金管坯进行加工，例如，用芯棒式无缝管轧机、芯棒轧管机、阿塞尔轧机、顶管机等拉伸机进行扩管、减小壁厚后，通过用拉伸缩径轧机或定径机等钢管减径轧机进行减小外径，从而可以容易地精加工成期望的Fe - Ni合金无缝管。

下面，通过实施例，进一步详细说明本发明。

实施例

实施例1

由通常的方法，使用150kg真空感应熔炉熔化具有表1和表2所示的化学成分的Fe - Ni合金后，铸锭成钢锭。在表1和表2中，合金1~23是化学成分处于本发明所规定的范围内的本发明例的合金，合金a~q是成分中的某个元素超出本发明所规定的含量的范围的比较例的合金。此外，比较例中的合金a和合金b分别基本相当于作为以往合金的ASM UNS No.08028与No.08535。

表 1

合金	化 学 成 分 (质量%)						剩余部分: Fe 和 杂质				
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	W	Mo+0.5W	Cu
1	0.007	0.38	0.77	0.014	0.0060	22.65	35.88	4.10	—	4.10	0.83
2	0.013	0.36	0.92	0.008	0.0054	25.13	34.46	3.57	—	3.57	0.97
3	0.016	0.41	0.85	0.010	0.0050	26.38	38.31	3.03	—	3.03	0.86
4	0.005	0.26	0.47	0.014	0.0016	25.16	40.42	4.33	—	4.33	1.03
5	0.026	0.35	0.89	0.003	0.0009	24.17	35.41	3.78	—	3.78	1.44
6	0.009	0.28	0.58	0.013	0.0006	28.85	35.98	3.03	—	3.03	0.85
7	0.021	0.27	0.43	0.008	0.0007	25.32	38.57	4.26	—	4.26	0.82
8	0.004	0.33	0.32	0.015	0.0058	25.14	35.15	3.16	—	3.16	0.93
9	0.006	0.25	0.08	0.014	0.0062	27.87	34.76	1.59	2.04	2.61	0.75
10	0.012	0.27	0.83	0.009	0.0015	24.98	40.65	0.46	6.33	3.63	0.46
11	0.036	0.31	0.26	0.004	0.0028	26.11	37.33	0.00	3.84	1.92	0.48
12	0.005	0.15	0.16	0.013	0.0030	24.97	31.52	0.21	5.68	3.05	0.86
13	0.015	0.28	0.50	0.007	0.0022	28.19	35.85	2.43	—	2.43	0.90
14	0.007	0.06	0.21	0.014	0.0060	22.06	38.78	—	11.92	5.96	0.29
15	0.011	0.08	0.05	0.012	0.0015	24.36	32.16	3.33	0.56	3.61	0.63
16	0.002	0.41	0.44	0.015	0.0067	25.11	39.23	4.60	—	4.60	0.65
17	0.016	0.32	0.60	0.007	0.0010	25.10	32.68	3.18	—	3.18	0.87
18	0.007	0.26	0.52	0.010	0.0006	25.53	34.77	3.65	—	3.65	0.85
19	0.005	0.22	0.59	0.008	0.0040	25.33	34.56	3.61	—	3.61	0.80
20	0.006	0.35	0.48	0.012	0.0023	23.08	43.72	6.56	—	6.56	1.33
21	0.013	0.05	5.20	0.016	0.0012	24.58	32.47	3.84	—	3.84	0.56
22	0.016	0.12	2.68	0.009	0.0044	25.31	36.66	4.12	—	4.12	1.13
23	0.009	0.18	4.89	0.005	0.0036	28.82	42.30	3.33	1.23	3.95	0.85
a	0.012	0.38	1.51	0.024	0.0021	27.12	30.33	3.45	—	3.45	*—
b	0.014	0.28	1.45	0.021	0.0028	24.85	32.55	3.30	—	3.30	1.05
c	*0.051	0.44	0.85	0.029	0.0050	27.04	32.89	2.43	—	2.43	1.27
d	0.012	*0.73	0.77	0.026	0.0085	24.46	35.85	3.65	—	3.65	*1.85
e	0.016	0.44	1.86	0.024	0.0066	27.65	30.88	3.57	—	3.57	1.43
f	0.025	0.22	0.81	*0.038	0.0068	27.44	33.31	4.45	—	4.45	1.27
g	0.019	0.47	0.88	0.015	*0.0143	27.06	37.68	8.18	—	8.18	1.45
h	0.003	0.48	0.35	0.011	0.0065	*18.65	31.50	6.45	—	6.45	1.24
i	0.021	0.41	0.92	0.017	0.0074	*32.47	40.74	4.48	0.25	4.61	1.39
j	0.016	0.49	0.83	0.008	0.0057	28.91	*28.59	4.20	—	4.20	0.84
k	0.008	0.34	0.68	0.011	0.0083	21.73	33.14	*12.05	—	*12.05	1.22
l	0.008	0.34	0.68	0.011	0.0083	21.73	33.14	0.25	*25.34	*12.92	0.51
m	0.018	0.48	0.84	0.017	0.0070	24.14	34.62	3.41	1.55	4.19	*1.96
n	0.023	0.38	0.97	0.009	0.0059	24.36	32.00	3.08	0.56	3.36	1.48
o	0.019	0.43	0.76	0.018	0.0083	25.17	31.55	4.18	2.47	5.42	1.21
p	0.015	0.35	0.51	0.011	0.0015	26.31	31.84	*0.31	—	*0.31	*1.85
q	0.013	0.28	*7.51	0.018	0.0052	27.85	32.55	3.12	—	3.12	1.41

*号表示本发明所规定的条件之外的情况。

表 2 (续表1)

合金	化学成分 (质量%) 剩余部分: Fe 和杂质			T _{GBM} 的 值	P _{σr} 的 值	P _σ 的 值
	Al	N	その他			
1	0.036	0.008	-	1341.4	77.68	7.2
2	0.068	0.092	-	1365.5	79.4	4.3
3	0.045	0.044	-	1347.5	73.0	7.8
4	0.083	0.008	V:0.23	1345.8	84.5	5.5
5	0.008	0.120	Nb:0.11	1369.9	85.2	6.4
6	0.047	0.078	B:0.0041	1343.9	74.1	0.9
7	0.055	0.104	Co:3.1	1349.9	91.6	4.7
8	0.059	0.083	Ca:0.0032	1341.4	75.1	6.9
9	0.023	0.083	-	1343.4	69.2	3.8
10	0.038	0.086	Nd:0.20	1361.9	85.5	10.4
11	0.044	0.049	Zr0.05, B:0.0020	1343.7	61.4	13.0
12	0.041	0.086	Ta:0.31, Co:2.36	1351.7	70.6	4.2
13	0.042	0.094	V:0.25, Nd:0.14	1367.8	69.6	5.3
14	0.061	0.023	Hf:0.15, B:0.0016, Co:1.05	1341.4	100.7	2.1
15	0.046	0.083	B0.0043, Nb:0.13, Nd:0.05	1345.9	76.6	3.2
16	0.065	0.081	Co:0.37, Y:0.22, B:0.0014	1345.3	93.3	3.8
17	0.078	0.087	-	1365.9	73.2	4.5
18	0.050	0.156	V:0.17, B:0.0044, Co:0.43, Mg:0.0025	1365.9	86.9	4.0
19	0.063	0.075	-	1381.6	78.2	3.6
20	0.028	0.056	-	1355.8	114.9	2.3
21	0.130	0.088	V:0.12, Nd:0.05	1317.9	79.7	2.0
22	0.089	0.142	Nd:0.03	1353.6	92.1	3.9
23	0.110	0.166	-	1391.6	98.4	3.6
a	*0.130	0.085	-	* 1271.8	73.3	* -3.3
b	*0.150	0.083	-	* 1285.7	73.9	4.2
c	*0.230	0.054	-	* 1163.5	62.6	4.2
d	0.080	0.016	-	* 1259.2	74.0	5.8
e	0.089	0.189	-	* 1263.3	85.5	* -3.4
f	0.076	0.086	-	* 1161.3	86.4	* -6.0
g	0.065	0.007	-	1310.6	* 120.2	* -20.3
h	0.097	0.005	-	1367.4	96.5	* -1.0
i	0.038	*0.235	-	* 1295.3	110.3	* -7.9
j	0.078	0.133	-	1359.4	83.9	* -11.9
k	0.033	0.047	-	1357.2	* 158.3	* -33.1
l	0.046	0.015	-	1357.2	* 163.8	* -37.8
m	0.057	0.012	-	1301.3	77.7	2.5
n	*0.130	0.108	-	1339.4	76.4	4.6
o	0.038	*0.220	-	* 1293.2	107.7	* -6.7
p	0.073	0.083	-	1343.9	43.2	15.5
q	0.140	0.085	-	1305.5	72.3	* -0.9

* 号表示本发明所规定的条件之外的情况。

接着，在1200℃把上述各钢锭均热2小时后，用通常的方法进行热锻造，为了使穿孔轧制时的扩管比变化，针对各Fe-Ni合金制作1个直径85mm的钢坯、2个直径70mm的钢坯、及1个直径55mm的钢坯。此外，锻造的终锻温度全都为1000℃以上。

在1250℃加热这样得到的各钢坯1小时后，使用模轧机，使扩管率H为1.09~1.74，穿孔轧制成表3所示的尺寸的管坯。此外，在表3中示出上述扩管率与钢坯尺寸和管坯尺寸的关系。此外，在表4中示出作为穿孔轧制装置的模轧机的穿孔条件的轧辊交角、轧辊倾斜角、牵伸比和顶头最前端部牵伸比。

此外，在表5中，将各合金的上述式(4)所表达的fn的值分为穿孔轧制时的扩管率H分别为1.09、1.36、1.64和1.74的情况而予以示出。

表 3

钢坯的直径 (mm)	管坯的外径 (mm)	管坯的壁厚 (mm)	扩管率H
85.0	93.0	6.5	1.09
85.0	115.5	5.5	1.36
70.0	115.0	6.5	1.64
55.0	95.5	5.5	1.74

表 4

用模轧机的穿孔轧制条件	
轧辊交角	7°
轧辊倾斜角	9°
牵伸比	10.7%
顶头前端牵伸比	6%

表 5

合金	扩管率H的值在下述情况下的 f_n 的值			
	1. 0 9	1. 3 6	1. 6 4	1. 7 4
1	** 1.551487	0.673118	0.372841	0.313533
2	0.938250	0.380712	0.203396	0.169524
3	0.956065	0.404750	0.221341	0.185554
4	0.722173	0.363946	0.215964	0.184525
5	0.050334	0.023114	0.013165	0.011144
6	0.576876	0.296731	0.177547	0.151979
7	0.227233	0.115641	0.068896	0.058919
8	** 1.590417	0.701646	0.391947	0.330269
9	** 1.611999	0.695677	0.384288	0.322946
10	0.328012	0.161428	0.094843	0.080857
11	0.248203	0.100263	0.053429	0.044503
12	0.791148	0.376613	0.218080	0.185311
13	0.284704	0.129818	0.073695	0.062334
14	** 1.551487	0.673118	0.372841	0.313533
15	0.539732	0.270803	0.160399	0.136994
16	** 1.869418	0.805658	0.444724	0.373670
17	0.189471	0.094315	0.055680	0.047520
18	0.344992	0.176940	0.105747	0.090496
19	0.611882	0.259040	0.141658	0.118754
20	0.615124	0.298909	0.174661	0.148722
21	0.896036	0.457758	0.273145	0.233669
22	0.752341	0.319619	0.175111	0.146865
23	0.405425	0.163225	0.086814	0.072275
* a	** 2.045096	** 1.040773	0.620064	0.530268
* b	** 1.676474	0.838110	0.495677	0.423206
* c	** 3.446298	** 1.691208	0.992413	0.845834
* d	** 4.063595	** 1.841603	** 1.042381	0.881093
* e	** 3.016018	** 1.402737	0.803729	0.681304
* f	** 5.999516	** 2.934459	** 1.719528	** 1.465089
* g	** 5.827506	** 2.281250	** 1.193457	0.989387
* h	** 1.454439	0.600694	0.324118	0.270814
* i	** 2.329275	** 1.008023	0.557625	0.468776
* j	** 1.020834	0.411499	0.219018	0.182371
* k	** 2.115113	0.846996	0.449095	0.373588
* l	** 2.115113	0.846996	0.449095	0.373588
* m	** 2.186427	0.954769	0.530603	0.446554
* n	** 1.135501	0.462463	0.247592	0.206469
* o	** 2.797322	** 1.199427	0.660333	0.554475
* p	0.462437	0.230872	0.136466	0.116499
* q	** 1.759440	0.812500	0.464002	0.393023

*号表示化学成分为本发明的规定条件之外的合金的情况。
 **号表示化学成分为本发明(7)和(9)所规定的条件之外的情况。

针对这样得到的各管坯，调查了有无裂纹与缺陷、即有无由晶界熔融引起的分层裂纹、内表面破碎缺陷、及由 σ 相的生成引起

的内表面上的裂纹和内外表面的破碎缺陷。

在表6中整理示出有无裂纹与缺陷的调查结果。此外，表6中的“◎”、“○”、“△”和“×”分别是指“无裂纹与缺陷的情况”、“虽无裂纹但有较小的缺陷的情况”、“虽无裂纹但是有较大的缺陷的情况”以及“有裂纹的情况”。

对上述管坯中的有无裂纹与缺陷的调查结果包括“◎”的评价的合金1~23、合金p和合金q而言，以扩管比H为1.36的合金为代表，直接，或者在1050℃下保持30分后，进行水冷的固溶化热处理。接着，切出厚度5mm、宽度12mm、长度150mm的矩形原料，用通常的方法进行冷轧，做成厚度3.5mm的板，以该冷轧出的厚度3.5mm的板为原料，调查了其拉伸特性和耐腐蚀性。

即，从上述厚度3.5mm的板上切出直径3mm、标距15mm的拉伸试验片，在室温大气中进行拉伸试验，测定屈服强度(YS)和伸长率(El)。

此外，由上述厚度3.5mm的板制作宽度10mm、厚度2mm、长度75mm、设有半径0.25mm的缺口部的四点弯曲腐蚀试验片，评价了在下述条件的酸气环境下的耐腐蚀性、即抗应力腐蚀裂纹性。

试验溶液：20%NaCl - 0.5%CH₃COOH，

试验气体：硫化氢分压力1013250Pa - 二氧化碳分压力2026500Pa(10atmH₂S - 20atmCO₂)，

试验温度：177℃，

浸渍时间：1000小时，

附加应力：1×YS。

在表6中列出上述拉伸试验结果和耐腐蚀性试验结果。此外，表6中的耐腐蚀性(酸气环境下的抗应力腐蚀裂纹性)栏的“○”和“×”分别是指未产生裂纹和产生了裂纹。此外，合金a~o的拉伸特

性与耐腐蚀性的栏中的“-”表示穿孔轧制出的管坯的裂纹与缺陷的评价中没有“◎”的情况，未进行试验。

表 6

合金	扩管率H的值在下述情况下的管坯的裂纹和缺陷的状况				拉伸特性		耐腐蚀性(酸气环境下的耐应力腐蚀裂纹性)
					屈服强度	伸长率	
	1.09	1.36	1.64	1.74	[YS] (MPa)	[E1] (%)	
1	○	◎	◎	◎	820	28.3	○
2	◎	◎	◎	◎	861	26.7	○
3	◎	◎	◎	◎	859	30.3	○
4	◎	◎	◎	◎	1023	25.3	○
5	◎	◎	◎	◎	977	24.7	○
6	◎	◎	◎	◎	883	27.7	○
7	◎	◎	◎	◎	921	24.7	○
8	○	◎	◎	◎	1005	22.3	○
9	◎	◎	◎	◎	833	30	○
10	◎	◎	◎	◎	856	27.7	○
11	◎	◎	◎	◎	902	25.3	○
12	◎	◎	◎	◎	844	24.3	○
13	◎	◎	◎	◎	878	28	○
14	◎	◎	◎	◎	865	26.3	○
15	◎	◎	◎	◎	910	24.7	○
16	◎	◎	◎	◎	847	25.3	○
17	○	◎	◎	◎	926	27.3	○
18	◎	◎	◎	◎	870	26	○
19	○	◎	◎	◎	941	23.3	○
20	◎	◎	◎	◎	1056	24.7	○
21	◎	◎	◎	◎	932	27.3	○
22	◎	◎	◎	◎	867	26.6	○
23	◎	◎	◎	◎	1024	22.7	○
*a	x	○	○	○	—	—	—
*b	x	x	○	○	—	—	—
*c	x	x	x	○	—	—	—
*d	x	x	x	○	—	—	—
*e	x	x	x	○	—	—	—
*f	x	x	x	○	—	—	—
*g	x	x	x	○	—	—	—
*h	△	○	○	○	—	—	—
*i	x	x	○	○	—	—	—
*j	△	△	△	△	—	—	—
*k	△	△	△	△	—	—	—
*l	△	△	△	△	—	—	—
*m	x	x	x	○	—	—	—
*n	x	△	○	○	—	—	—
*o	x	x	x	○	—	—	—
*p	○	◎	◎	◎	806	29.3	x
*q	△	◎	◎	◎	921	21.3	x

拉伸特性和耐腐蚀性栏中的“-”表示穿孔轧制成的管坯的裂纹和缺陷的评价不是“◎”而未进行试验的情况。*号表示化学成分为本发明的规定条件之外的合金的情况。

从表6中得知：在使用了作为本发明的Fe-Ni合金的合金1~23的情况下，穿孔轧制后有无裂纹与缺陷的调查结果几乎为“◎”、仅存在很少的为“○”的情况。即，完全没有产生裂纹，只不过产生很小的缺陷，该管坯的表面性状优良。

而且，使用了合金1~23的情况的拉伸特性与耐腐蚀性的调查结果良好。即，该管坯具有超过800MPa的较大的YS和超过20%的较大的伸长率，强度与韧性优良，而且，上述的严酷的酸气环境下的耐腐蚀性也优良。

因而，得知：如果使用由通常方法穿孔轧制本发明的Fe-Ni合金的钢坯而成的管坯，则能以工业规模量产具有优良的机械性能、且酸气环境下的耐腐蚀性优良的无缝管。

相反，在使用作为比较例的合金的合金p的情况下，穿孔轧制后有无裂纹与缺陷的调查结果“◎”与“○”。即，完全没有产生裂纹，只不过产生很小的缺陷，是表面性状优良的管坯。但是，其耐腐蚀性试验结果为“x”，得知比较例的合金穿孔轧制出的管坯在上述的严酷的酸气环境下的耐腐蚀性差。

进而，使用了作为比较例的合金的合金q的情况，穿孔轧制后有无裂纹与缺陷的调查结果“◎”与“△”。即，虽然完全没有裂纹的产生，但产生的缺陷中有较大的缺陷。其耐腐蚀性试验结果为“x”，还得知上述的严酷的酸气环境下的耐腐蚀性较差。

此外，在使用了作为比较例的合金的合金a~o的情况下，穿孔轧制后有无裂纹与缺陷的调查结果限于“○”。即，如果进行穿孔轧制，则或无裂纹、但产生较大的缺陷，或产生裂纹。因而，得知：即使使用由通常方法穿孔轧制这种合金钢坯而成的管坯，也无法以工业规模量产具有优良的机械性能、并且酸气环境下的耐腐蚀性良好的无缝管。

实施例2

用实际设备熔炼具有与表1中的合金3同等的化学成分的铁-Ni合金后，进行铸锭、轧制，制作出5根直径147mm的钢坯。将上述铁-Ni合金的化学成分示于表7中。

表 7

化学成分 (质量%) 剩余部分: Fe 和杂质												
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	W	Mo+0.5W	Cu	Al	N
0.015	0.35	0.61	0.011	0.0023	25.83	38.01	3.03	-	3.03	0.81	0.038	0.041
T _{GBM} 的值		P _{σr} 的值		P _σ 的值								
1303.8		72.4		8.6								

接着，把上述钢坯加热到1230℃后，在表8所示的条件下用实际设备制管，得到了外径235mm、壁厚15mm的管坯。由于该情况下的穿孔轧制时的扩管率H为1.5，所以上述式(4)所表达的fn的值为0.193856。此外，在穿轧机顶头中使用这样的材料，即，适于用作铁-Ni合金的穿孔轧制，并由900℃下的拉伸强度为90MPa、使用前的总氧化皮厚度为600μm，0.5%Cr-1.0%Ni-3.0%W系的材质组成。

表 8

用实际设备的穿孔轧制条件	
轧辊交角	7°
轧辊倾斜角	9°
牵伸比	10.7%
顶头前端牵伸比	6%

针对上述5根管坯，调查了有无裂纹与缺陷、即有无由晶界熔融引起的分层裂纹、内表面破碎缺陷、及由σ相的生成引起的内表面上的裂纹和内外表面的破碎缺陷。其结果，任何管坯中都没有裂纹和缺陷，可以确认其表面性状良好。

因此，分别对5根管坯以30%的截面减少率实施冷拉伸，接着，加热到1090℃而进行水冷的固溶化热处理后，又实施了30%的截面减少率的冷拉伸。

从这样得到的管的纵长方向切出与实施例1的情况同样的拉伸试验片和腐蚀试验片，调查了拉伸特性与耐腐蚀性。

即，从上述各管的纵长方向切出直径3mm、标距15mm的拉伸试验片，在室温大气中进行拉伸试验，测定了屈服强度(YS)和伸长率(El)。

此外，由上述管制作出宽度10mm、厚度2mm、长度75mm、且设有半径0.25mm的缺口部的四点弯曲腐蚀试验片，评价了下述条件的在酸气环境下的耐腐蚀性、即抗应力腐蚀裂纹性。

试验溶液：20%NaCl - 0.5%CH₃COOH，

试验气体：硫化氢分压力1013250Pa - 二氧化碳分压力2026500Pa(10atmH₂S - 20atmCO₂)，

试验温度：177℃，

浸渍时间：1000小时，

附加应力：1×YS。

表9中汇总示出上述拉伸试验结果和耐腐蚀性试验结果。此外，表9中的耐腐蚀性(酸气环境下的抗应力腐蚀裂纹性)栏的“○”是指不产生裂纹。

表 9

管	拉伸特性		耐腐蚀性 (酸气环境下的耐应力腐蚀裂纹性)
	屈服强度 [YS] (MPa)	伸长率 [El] (%)	
1	881	28.1	○
2	869	27.5	○
3	875	24.6	○
4	892	28.3	○
5	880	27.7	○

从表9中得出：任一种管都具有良好的强度与延展性，还具有极其良好的耐腐蚀性。

产业可利用性

因为内表面性状优良，故本发明的Fe-Ni合金管坯可以由通常的方法、例如用芯棒式无缝管轧机、芯棒轧管机、阿塞尔轧机、顶管机等拉伸机进行扩管、减小壁厚后，通过用拉伸缩径轧机或定径机等钢管减径轧机减小外径，精加工成目标尺寸的无缝管。而且，由于该无缝管机械性能优良且酸气环境下的耐腐蚀性优良，所以本发明的Fe-Ni合金管坯可用作油井管、管线管的管坯、及原子能发电设备和化工设备中的各种结构构件的管坯。可通过本发明的方法以低成本容易地量产该Fe-Ni合金管坯。