



[12] 发明专利申请公布说明书

[21] 申请号 200580003729.3

[43] 公开日 2007年2月14日

[11] 公开号 CN 1914344A

[22] 申请日 2005.1.27

[21] 申请号 200580003729.3

[30] 优先权

[32] 2004.1.29 [33] JP [31] 021283/2004

[32] 2004.3.16 [33] JP [31] 074033/2004

[32] 2004.3.16 [33] JP [31] 073862/2004

[86] 国际申请 PCT/JP2005/001555 2005.1.27

[87] 国际公布 WO2005/073422 日 2005.8.11

[85] 进入国家阶段日期 2006.7.31

[71] 申请人 杰富意钢铁株式会社

地址 日本东京

[72] 发明人 藤泽光幸 矢沢好弘 加藤康
古君修

[74] 专利代理机构 中原信达知识产权代理有限责任
公司

代理人 樊卫民 郭国清

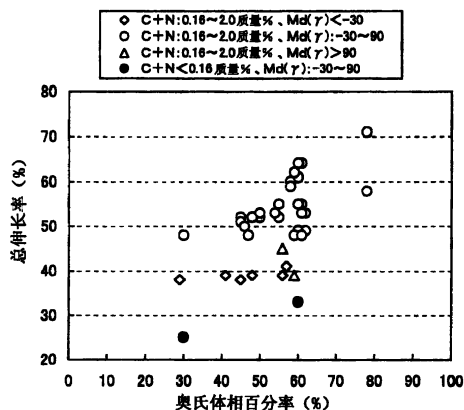
权利要求书 3 页 说明书 52 页 附图 10 页

[54] 发明名称

奥氏体 - 铁素体类不锈钢

[57] 摘要

本发明提供一种含低 Ni 高 N 的奥氏体 - 铁素体类不锈钢, 具体而言, 在含有 C: 0.2 质量% 以下、Si: 4 质量% 以下、Mn: 12 质量% 以下、P: 0.1 质量% 以下、S: 0.03 质量% 以下、Cr: 15 ~ 35 质量%、Ni: 3 质量% 以下、N: 0.05 ~ 0.6 质量% 的以奥氏体相和铁素体相为主的不锈钢中, 使该奥氏体相的体积率为 10 ~ 85%, 从而可获得具有较好的成形性、高拉伸成形性、及耐间隙部腐蚀性、焊接部腐蚀性、或者耐晶界腐蚀性的奥氏体 - 铁素体类不锈钢, 进一步, 通过使上述奥氏体相中的 C 和 N 的总量为 0.16 ~ 2 质量%, 可进一步获得具有高成形性的奥氏体 - 铁素体类不锈钢。



1. 一种奥氏体-铁素体类不锈钢, 由含有铁素体相和奥氏体相的金属组织构成, 所述奥氏体相中的 C 和 N 的总量为 0.16~2 质量%, 所述奥氏体相的体积率为 10~85%。

2. 根据权利要求 1 所述的奥氏体-铁素体类不锈钢, 拉伸试验中的总伸长率为 48%以上。

3. 根据权利要求 1 或 2 所述的奥氏体-铁素体类不锈钢, 所述不锈钢含有 C: 0.2 质量%以下、Si: 4 质量%以下、Mn: 12 质量%以下、P: 0.1 质量%以下、S: 0.03 质量%以下、Cr: 15~35 质量%、Ni: 3 质量%以下、N: 0.05~0.6 质量%, 余量由 Fe 及不可避免的杂质构成。

4. 根据权利要求 3 所述的奥氏体-铁素体类不锈钢, 所述不锈钢含有 Mn: 10 质量%以下、Ni: 1~3 质量%, 余量由 Fe 及不可避免的杂质构成。

5. 根据权利要求 3 所述的奥氏体-铁素体类不锈钢, 所述不锈钢含有 Si: 1.2 质量%以下、Mn: 2 质量%以下、Ni: 1 质量%以下, 余量由 Fe 及不可避免的杂质构成。

6. 根据权利要求 3 所述的奥氏体-铁素体类不锈钢, 所述不锈钢含有 Si: 1.2 质量%以下、Mn: 4~12 质量%、Ni: 1 质量%以下, 余量由 Fe 及不可避免的杂质构成。

7. 根据权利要求 3 所述的奥氏体-铁素体类不锈钢, 所述不锈钢含有 Si: 0.4 质量%以下、Mn: 2~4 质量%、Ni: 1 质量%以下, 余量由 Fe 及不可避免的杂质构成。

8. 根据权利要求 3~7 所述的奥氏体-铁素体类不锈钢, 除了所述成分组成外, 进一步含有 Mo: 4 质量%以下、Cu: 4 质量%以下中的任意一种或二种。

9. 根据权利要求 3~8 所述的奥氏体-铁素体类不锈钢, 除了所述成分组成外, 进一步含有 V: 0.5 质量%以下。

10. 根据权利要求 3~9 所述的奥氏体-铁素体类不锈钢, 除了所述成分组成外, 进一步含有 Al: 0.1 质量%以下。

11. 根据权利要求 3~10 中任意一项所述的奥氏体-铁素体类不锈钢, 除了所述成分组成外, 进一步含有 B: 0.01 质量%以下、Ca: 0.01 质量%以下、Mg: 0.01 质量%以下、REM: 0.1 质量%以下、Ti: 0.1 质量%以下中的任意一种或二种以上。

12. 一种具有良好的深拉深成形性的奥氏体-铁素体类不锈钢, 其特征在于, 含有 C: 0.2 质量%以下、Si: 4 质量%以下、Mn: 10 质量%以下、P: 0.1 质量%以下、S: 0.03 质量%以下、Cr: 15~35 质量%、Ni: 1~3 质量%、N: 0.05~0.6 质量%以下, 余量由 Fe 及不可避免的杂质构成的奥氏体相和铁素体相的双相不锈钢板, 其中, 所述奥氏体相中的 C+N 为 0.16~2 质量%, 该奥氏体相的面积率为 10~85%。

13. 一种具有良好的拉伸成形性和耐间隙部腐蚀性的奥氏体-铁素体类不锈钢, 其特征在于, 含有 C: 0.2 质量%以下、Si: 1.2 质量%以下、Mn: 2 质量%以下、P: 0.1 质量%以下、S: 0.03 质量%以下、Cr: 15 质量%以上 35 质量%以下、Ni: 1 质量%以下、N: 0.05 质量%以上 0.6 质量%以下、余量由 Fe 及不可避免的杂质构成, 金属组织中的奥氏体相百分率为 10 体积%以上 85 体积%以下。

14. 一种具有良好的焊接部腐蚀性的奥氏体-铁素体类不锈钢, 其

特征在于, 含有 C: 0.2 质量%以下、Si: 1.2 质量%以下、Mn: 4 质量%以上 12 质量%以下、P: 0.1 质量%以下、S: 0.03 质量%以下、Cr: 15 质量%以上 35 质量%以下、Ni: 1 质量%以下、N: 0.05 质量%以上 0.6 质量%以下、余量由 Fe 及不可避免的杂质构成, 奥氏体相百分率为 10 体积%以上 85 体积%以下。

15. 一种具有良好的耐晶界腐蚀性的奥氏体-铁素体类不锈钢, 其特征在于, 含有 C: 0.2 质量%以下、Si: 0.4 质量%以下、Mn: 2~4 质量%、P: 0.1 质量%以下、S: 0.03 质量%以下、Cr: 15 质量%以上 35 质量%以下、Ni: 1 质量%以下、N: 0.05 质量%以上 0.6 质量%以下、余量由 Fe 及不可避免的杂质构成, 奥氏体相百分率为 10 体积%以上 85 体积%以下。

16. 根据权利要求 12~15 所述的奥氏体-铁素体类不锈钢, 除了所述成分组成外, 进一步含有 Mo: 4 质量%以下、Cu: 4 质量%以下中的任意一种或二种。

17. 根据权利要求 12~16 所述的奥氏体-铁素体类不锈钢, 除了所述成分组成外, 进一步含有 V: 0.5 质量%以下。

18. 根据权利要求 12~17 所述的奥氏体-铁素体类不锈钢, 除了所述成分组成外, 进一步含有 Al: 0.1 质量%以下。

19. 根据权利要求 12~18 中任意一项所述的奥氏体-铁素体类不锈钢, 其特征在于, 除了所述成分组成外, 进一步含有 B: 0.01 质量%以下、Ca: 0.01 质量%以下、Mg: 0.01 质量%以下、REM: 0.1 质量%以下、Ti: 0.1 质量%以下中的任意一种或二种以上。

20. 根据权利要求 13~19 中任意一项所述的奥氏体-铁素体类不锈钢, 其特征在于, 所述奥氏体相中的 (C+N) 含量以质量比计为 0.16 %以上、2%以下。

奥氏体-铁素体类不锈钢

技术领域

本发明涉及到一种含低 Ni 高 N 的奥氏体-铁素体类不锈钢 (Stainless steel with austenite and ferrite (two-phase) structure)。

背景技术

不锈钢作为耐腐蚀性 (corrosion resistance) 良好的材料, 广泛应用于汽车配件、建筑材料、厨房设备等领域中。汽车用轮罩 (wheel cap) 等中要求兼备高拉伸成形性 (punch stretchability) 和耐间隙部腐蚀性 (crevice corrosion resistance) 的材料。不锈钢根据钢具有的组织, 一般分类为以下四种: 奥氏体类不锈钢 (austenitic stainless steel)、铁素体类不锈钢 (ferritic stainless steel)、奥氏体-铁素体类不锈钢、及马氏体类不锈钢 (martensitic stainless steel)。其中, 以 SUS304、SUS301 (JIS (Japanese Industrial Standard)) 为代表的奥氏体类不锈钢具有良好的耐腐蚀性, 并具有良好的加工性, 因此最为广泛地被采用。作为汽车轮罩用不锈钢板, 一般使用其中的奥氏体类不锈钢板。

但是, 奥氏体类不锈钢和其他不锈钢相比, 虽然具有较高的加工性 (workability), 但由于含有大量昂贵的 Ni, 因此存在价格偏高的问题。

并且, 奥氏体类不锈钢在加工至成形极限附近时, 易于产生时效裂纹 (seasoned crack), 或者对应力腐蚀裂纹 (Stress Corrosion Cracking: 简称为 SCC) 的易受性较强, 因此当适用于燃料箱等对安全性要求极高的部位时, 会产生问题。并且, 马氏体类不锈钢虽然强度较好, 但延展性 (ductility)、拉伸成形性及耐腐蚀性较差, 不适用于冲压加工。

并且，以 SUS301 为代表的奥氏体类不锈钢还被指出存在以下问题：在海湾地带因飘逸盐分、在降雪地带因融雪盐分、特别是在轮和罩之间的间隙部（gap）等处，会发生腐蚀等问题，其耐腐蚀性不充分。并且如上所述，如果在成形极限（forming limit）附近进行成形，则会产生时效裂纹，因此存在难于适用到具有复杂形状的部件上的问题。进一步，由于一般含有 6%以上的 Ni，因此存在价格昂贵的问题。

另一方面，铁素体类不锈钢通过增加 Cr 含量可提高耐腐蚀性及耐间隙部腐蚀性，并且具有难于发生时效裂纹、应力腐蚀裂纹的优良特性。但是，铁素体类不锈钢与奥氏体类不锈钢相比，存在加工性、特别是强度-延展性平衡较差的缺点。并且，与奥氏体类不锈钢相比，存在拉伸成形性特别低难于成形的问题。并且，马氏体类不锈钢在拉伸成形性和耐间隙腐蚀性方面均不充分。

因此，提出了改善铁素体类不锈钢的加工性的技术。例如在特开平 08-020843 号公报中公开了：在含有 5~60 重量%的 Cr 的铁素体类不锈钢中，降低 C 及 N 含量，并且适量添加了 Ti、Nb 的深拉深成形性（deep drawability）良好的铬钢板及其制造方法。但是特开平 08-020843 号公报的钢板为了改善深拉深性，使钢中的 C 及 N 含量分别降低到 C：0.03 重量%以下、N：0.02 重量%以下，因此钢板强度下降，且延展性改善不充分，即，存在强度-延展性平衡差的问题。因此，将特开平 08-020843 号公报的钢板适用于汽车部件时，为了获得对部件的要求强度，所需的板厚增大，无法实现轻型化（weight saving），并且存在无法适用于拉伸成形、深拉深成形、液压成形（hydraulic forming）等较严格的加工的问题。

因此，位于上述奥氏体类和铁素体类中间的奥氏体-铁素体类不锈钢近些年来受到瞩目。该奥氏体-铁素体类不锈钢具有良好的耐腐蚀性。并且，奥氏体-铁素体类不锈钢具有良好的强度及耐腐蚀性，作为海水等高氯化物环境、油井（oil well）等严格的腐蚀性环境用的耐腐蚀材

料被使用。但是，JIS 中规定的 SUS329 类的奥氏体-铁素体类不锈钢由于含有 4%（质量比，以下相同）以上的昂贵的 Ni，因此价格较高，并且存在大量消耗贵重的 Ni 资源的问题。

为了对应该问题，特开平 11-071643 号公报中公开了：在使 Ni 添加量限制为大于 0.1%且小于 1%，并且控制奥氏体稳定性指数控制(IM 指数： $551 - 805(C+N)\% - 8.52Si\% - 8.57Mn\% - 12.51Cr\% - 36.02Ni\% - 34.52Cu\% - 13.96Mo\%$) 在 40~115 的范围内，从而获得具有良好拉伸延展性的奥氏体-铁素体类不锈钢板。

并且，为了减少奥氏体类不锈钢及奥氏体-铁素体类不锈钢的 Ni 含量，也进行了含有大量的 N 代替 Ni 的尝试，例如片田康行「加压式 ESR 法による高濃度窒素鋼の製造」,Ferrum,Vol.7(2002)p.848 中公开了：通过加压 ESR (Electro-Slag Remelting) 熔化法添加大量的氮，制造实际上不含有 Ni 的奥氏体类不锈钢及奥氏体-铁素体类不锈钢的方法。

并且，在 J.Wang 等的“NIKEL-FREE DUPLEX STAINLESS STEELS, Scripta Materialia vol.40, No.1, pp.123-129,1999”中也公开了实质上不含 Ni 的、合金成本廉价的奥氏体-铁素体类不锈钢。

但是，在上述特开平 11-071643 号公报中公开的奥氏体-铁素体类不锈钢板虽说提高了延展性但仍是不充分的，并且深拉深性也不充分。因此，依然存在难于适用于极度的拉伸成形、液压成形，并且也难于适用于极度的深拉深性成形的问题。

进一步，特开平 11-071643 号公报公开的奥氏体-铁素体类不锈钢的拉伸延展性较高，这一点得到认可，但由于含有大量的 Mn，因此耐间隙部腐蚀性不充分，并且存在拉伸成形性无法判断的问题。并且，存在焊接部的耐腐蚀性差的问题。即，由于奥氏体-铁素体类不锈钢根

据用途进行焊接并使用，因此需要较好的焊接部耐腐蚀性。但是为了降低 Ni，作为奥氏体生成元素的 N 以 0.1~0.3% 的范围添加，因此在焊接部及其附近的焊接热影响部中，因高温固溶的 N 易于作为铬氮化物析出，产生缺乏铬的区域，导致耐腐蚀性劣化的问题。

进一步，在特开平 11-071643 号公报中，作为降低 Ni 的方法，作为奥氏体生成元素以 0.1~0.3 重量% 的范围添加 N。因此固溶退火（solution annealing）后的冷却速度较慢时，N 作为铬氮化物析出，存在耐腐蚀性劣化的所谓“敏感化”（sensibility，晶界的铬碳化物、铬氮化物的生成导致的耐腐蚀性劣化，以下简称为敏感化）的问题。

具体而言，在对板厚 1.5mm 以上的最终退火板进行空冷时发现，由于材料的冷却速度较慢，因此冷却时出现敏感化，耐腐蚀性不充分。

并且，对于最终板厚为不足 1.5mm 的材料，也存在作为中间工序的热轧板退火时敏感化导致的问题。即，不足 1.5mm 的最终退火板在炼钢、铸造后，通过热轧、热轧板退火、酸洗脱氧化皮、冷轧、最终退火而制造，其中，在热轧板退火（退火时板厚 1.5~7mm）后的空冷时，材料敏感化，因此之后的酸洗时，结晶晶界被优先浸蚀，且即使冷轧时该优先浸蚀槽也不消失，因此存在最终退火板的表面性状会明显劣化的问题。为了改善表面性状，在热轧板退火后通过磨床进行表面切削是比较有效的，但会显著提高成本。

综上所述，现有需要一种在固溶热处理后的冷却时不容易敏感化的材料。

另一方面，片田康行「加压式 ESR 法による高濃度窒素鋼の製造」, Ferrum, Vol.7(2002)p.848 中公开的方法仅作为减少 Ni 的方法来看，就需要用于进行加压熔化的大型设备，并且必须提前准备熔化原料用电极，在操作上造成成本上升的因素较多。进一步，仅将 Ni 置换为 N，

也不会获得兼备拉伸成形性和耐间隙腐蚀性的材料。

并且，在 J.Wang 等的“NIKEL-FREE DUPLEX STAINLESS STEELS, Scripta Materialia Vol.40, No.1, pp.123-129,1999”中公开的方法中，为节约 Ni，同时添加 Mn：10 质量%、N：0.35~0.45 质量%的大量 Mn 及 N，因此热加工性不充分，在热加工时，易于产生裂纹、瑕疵。虽然合金成本较低，但存在发生表面切削、钢材切落等提高成本的因素。

本发明的目的在于提供一种具有良好的延展性及深拉深性、较高的成形性的奥氏体-铁素体类不锈钢。

并且，本发明的目的在于解决上述现有技术中的问题，提供一种可节约 Ni 的量的同时兼备高拉伸成形性和耐间隙腐蚀性的奥氏体-铁素体类不锈钢。

并且，本发明的目的在于解决上述现有技术中的问题，提供一种可以以较低的成本实现 Ni 资源的节约的同时具有良好的焊接部腐蚀性的奥氏体-铁素体类不锈钢。

并且，本发明是为了解决上述问题而提出的，目的在于提供一种具有良好的耐晶界腐蚀性的奥氏体-铁素体类不锈钢板。

发明内容

发明人们为了改善含有高价的 Ni 的奥氏体类以外的不锈钢的成形性，对具有各种成分及钢组织的不锈钢进行了成形性评价。

结果发现，在奥氏体-铁素体类不锈钢中，存在具有较高延展性的情况。在对其原因进一步进行研究时发现，奥氏体相的百分率及奥氏体相中的 C 及 N 的含量对延展性产生较大影响，特别是通过将由奥氏

体相中的 C、N、Si、Mn、Cr、Ni、Cu、Mo 的含量所规定的奥氏体相的应变稳定度调整在适当的范围内，可进一步获得更高的延展性。并且发现，具有该高延展性的奥氏体-铁素体类不锈钢还具有较好的深拉深性，从而达到了本发明的开发。

并且，发明人们为了解决上述课题，对钢中的 Ni 量为 1 质量%以下、钢中的 N 量为 0.05 质量%以上的各种奥氏体-铁素体类不锈钢进行了深入研究。

并且发现，在钢中的 Mn 量为 2 质量%以下的奥氏体-铁素体类不锈钢中，拉伸成形性和耐间隙腐蚀性提高。

并且发现，在钢中的 Mn 量为 4 质量%以上 12 质量%以下的奥氏体-铁素体类不锈钢中，焊接部的耐腐蚀性提高。

进一步发现，钢中的 Si 量对铬氮化物的析出产生影响，当钢中 Si 量为 0.4 质量%以下时，耐晶界腐蚀性提高，从而达到本发明。

即，本发明的奥氏体-铁素体类不锈钢如下所述构成。

1. 一种奥氏体-铁素体类不锈钢，由含有铁素体相和奥氏体相的金属组织构成，所述奥氏体相中的 C 和 N 的总量为 0.16~2 质量%，所述奥氏体相的体积率为 10~85%。

2. 在上述 1 中，拉伸试验中的总伸长率为 48%以上。

3. 在上述 1 或 2 中，含有 C: 0.2 质量%以下、Si: 4 质量%以下、Mn: 12 质量%以下、P: 0.1 质量%以下、S: 0.03 质量%以下、Cr: 15~35 质量%、Ni: 3 质量%以下、N: 0.05~0.6 质量%，余量由 Fe 及不可避免的杂质构成。

4. 在上述3的奥氏体-铁素体类不锈钢中, 所述不锈钢含有 Mn: 10 质量%以下、Ni: 1~3 质量%, 余量由 Fe 及不可避免的杂质构成。

5. 在上述3的奥氏体-铁素体类不锈钢中, 所述不锈钢含有 Si: 1.2 质量%以下、Mn: 2 质量%以下、Ni: 1 质量%以下, 余量由 Fe 及不可避免的杂质构成。

6. 在上述3的奥氏体-铁素体类不锈钢中, 所述不锈钢含有 Si: 1.2 质量%以下、Mn: 4~12 质量%、Ni: 1 质量%以下, 余量由 Fe 及不可避免的杂质构成。

7. 在上述3的奥氏体-铁素体类不锈钢中, 所述不锈钢含有 Si: 0.4 质量%以下、Mn: 2~4 质量%、Ni: 1 质量%以下, 余量由 Fe 及不可避免的杂质构成。

8. 一种具有良好的深拉深成形性的奥氏体-铁素体类不锈钢, 其特征在于, 含有 C: 0.2 质量%以下、Si: 4 质量%以下、Mn: 10 质量%以下、P: 0.1 质量%以下、S: 0.03 质量%以下、Cr: 15~35 质量%、Ni: 1~3 质量%、N: 0.05~0.6 质量%以下, 余量由 Fe 及不可避免的杂质构成的奥氏体相和铁素体相的双相不锈钢板, 其中, 所述奥氏体相中的 C+N 为 0.16~2 质量%, 该奥氏体相的面积率为 10~85%。

9. 一种具有良好的拉伸成形性和耐间隙部腐蚀性的奥氏体-铁素体类不锈钢, 其特征在于, 含有 C: 0.2 质量%以下、Si: 1.2 质量%以下、Mn: 2 质量%以下、P: 0.1 质量%以下、S: 0.03 质量%以下、Cr: 15 质量%以上 35 质量%以下、Ni: 1 质量%以下、N: 0.05 质量%以上 0.6 质量%以下、余量由 Fe 及不可避免的杂质构成, 金属组织中的奥氏体相百分率为 10 体积%以上 85 体积%以下。

10. 一种具有良好的焊接部腐蚀性的奥氏体-铁素体类不锈钢, 其特征在于, 含有 C: 0.2 质量%以下、Si: 1.2 质量%以下、Mn: 4 质量%以上 12 质量%以下、P: 0.1 质量%以下、S: 0.03 质量%以下、Cr: 15 质量%以上 35 质量%以下、Ni: 1 质量%以下、N: 0.05 质量%以上 0.6 质量%以下、余量由 Fe 及不可避免的杂质构成, 奥氏体相百分率为 10 体积%以上 85 体积%以下。

11. 一种具有良好的耐晶界腐蚀性的奥氏体-铁素体类不锈钢, 其特征在于, 含有 C: 0.2 质量%以下、Si: 0.4 质量%以下、Mn: 2~4 质量%、P: 0.1 质量%以下、S: 0.03 质量%以下、Cr: 15 质量%以上 35 质量%以下、Ni: 1 质量%以下、N: 0.05 质量%以上 0.6 质量%以下、余量由 Fe 及不可避免的杂质构成, 奥氏体相百分率为 10 体积%以上 85 体积%以下。

12. 在上述 3~11 的奥氏体-铁素体类不锈钢中, 除了所述成分组成外, 进一步含有 Mo: 4 质量%以下、Cu: 4 质量%以下中的任意一种或二种。

13. 在上述 3~12 的奥氏体-铁素体类不锈钢中, 除了所述成分组成外, 进一步含有 V: 0.5 质量%以下。

14. 在上述 3~13 的奥氏体-铁素体类不锈钢中, 除了所述成分组成外, 进一步含有 Al: 0.1 质量%以下。

15. 在上述 3~14 的奥氏体-铁素体类不锈钢中, 其特征在于, 除了所述成分组成外, 进一步含有 B: 0.01 质量%以下、Ca: 0.01 质量%以下、Mg: 0.01 质量%以下、REM: 0.1 质量%以下、Ti: 0.1 质量%以下中的任意一种或二种以上。

16. 在上述 9~15 的奥氏体-铁素体类不锈钢中, 其特征在于, 所

述奥氏体相中的 (C+N) 含量以质量比计为 0.16% 以上、2% 以下。

根据本发明, 可廉价地提供一种不含有大量昂贵的 Ni、具有较好的延展性及深拉深性、较高的成形性的奥氏体-铁素体类不锈钢。本发明的奥氏体-铁素体类不锈钢由于具有较好的成形性, 因此适用于汽车配件、建筑材料、厨房设备等领域中的较严格的拉伸成形、深拉深成形、液压成形 (hydroforming)。

并且, 本发明的奥氏体-铁素体类不锈钢虽然因 Ni 含量较少而价格较低, 但具有良好的拉伸成形性及耐间隙部腐蚀性。由此, 可不产生时效裂纹地、经济地制造汽车轮罩等复杂形状的加工物。

并且, 根据本发明, 可提供一种可实现 Ni 资源的节约化的同时, 具有良好的焊接部腐蚀性的奥氏体-铁素体类不锈钢。这样一来, 可经济地制造海水等高氯化物环境、油井等严格的腐蚀性环境用的耐腐蚀性材料。

并且, 根据本发明, Ni 量少 N 量高, 且不会因敏化而产生耐腐蚀性劣化, 可获得具有良好耐腐蚀性的奥氏体-铁素体类不锈钢板。并且, 本发明的不锈钢板含 Ni 率较低, 因此有利于环境保护, 并且较为经济而优选, 还具有上述优良特性, 因此有产业化上较为有利。

附图说明

图 1 是表示奥氏体相中的 C 和 N 的总量和奥氏体相百分率对本发明的奥氏体-铁素体类不锈钢的总伸长率的影响的图表。

图 2 是表示本发明的奥氏体-铁素体类不锈钢的总伸长率和奥氏体相的加工诱发马氏体指数 (Md(γ)) 的关系的图表。

图 3 是表示本发明的奥氏体-铁素体类不锈钢中的总伸长率和极限拉深比 (LDR:Limited Drawing Ratio) 的关系的图表。

图 4 是表示钢板中的 Ni 含量、奥氏体相百分率及奥氏体相中的 C

和 N 的总量与极限拉深比的关系的图表。

图 5 是表示 Ni 含量为 1%以下且奥氏体相百分率为 40~50 体积%的奥氏体-铁素体类不锈钢板中的 Mn 含量对拉伸成形性的影响的图表。

图 6 是表示 Mn 含量对 Ni 含量为 1%以下且奥氏体相百分率为 40~50 体积%的奥氏体-铁素体类不锈钢板的室外暴露试验结果的影响的图表。

图 7 是表示奥氏体相百分率与 Mn 含量为 2%以下、Ni 含量为 1%以下的奥氏体-铁素体类不锈钢板的拉伸成形性（埃里克森（Erichsen）值）的关系的图表。

图 8 是表示耐间隙部腐蚀试样的示意图。

图 9 是表示将含有焊接部、热影响部及母材部的焊接试验材料在 0.035%（质量比）的氯化钠溶液中、30 分钟保持为 100~300mV vs SCE. 的电位时的腐蚀有无与 Mn 含量的关系的图表。

图 10 是表示奥氏体相百分率对含有母材部的焊接试验材料的耐腐蚀性的影响的图表。

具体实施方式

对本发明涉及的不锈钢进行说明。

（1）具有良好的延展性及深拉深性、高成形性的奥氏体-铁素体类不锈钢

本发明的不锈钢是主要由奥氏体相和铁素体相构成的奥氏体-铁素体类不锈钢。并且，本发明发现，在以上述两种相为主的奥氏体-铁素体类不锈钢中，奥氏体相的体积百分率、及该奥氏体相中含有的 C 和 N 的含量对成形性产生较大的影响，在规定其最佳值时存在特征。并且，在本发明的不锈钢中，奥氏体相和铁素体相以外的钢组织以马氏体相为主。

本发明涉及的奥氏体-铁素体类不锈钢需要使奥氏体相百分率相

对于钢的整体组织的体积率为10~85%。当奥氏体相的百分率不满10%时，具有良好延展性的奥氏体相比较少，因此无法获得较高的成形性。另一方面，当超过85%时，会出现SCC裂纹。优选的奥氏体相的百分率是体积率为15~80%的范围。

并且，奥氏体相百分率是指组织中占有的奥氏体的体积率，作为典型可通过以下方法决定：在显微镜下观察钢组织，通过线段法或面积法测定组织中占有的奥氏体的比例。具体而言，在研磨样品后，在赤血盐溶液（铁氰化钾（ $K_3[Fe(CN)_6]$ ）30g+氢氧化钾（KOH）30g+水（ H_2O ）60ml）中进行腐蚀后，在光学显微镜下可判别铁素体相为灰色、奥氏体相及马氏体相为白色，因此通过图像解析求得灰色部分和白色部分所占据的百分率，将白色部分的百分率作为奥氏体相百分率。严格来说在本方法中，由于无法分辨奥氏体和马氏体相，因此白色部分中不仅有奥氏体相，也可能含有马氏体相，但即使在白色部分中含有马氏体相时，如果满足通过本方法测定的奥氏体相百分率及其他条件的话，也可实现本发明的目的效果。

上述奥氏体相的体积百分率可通过调整钢的成分组成和最终退火工序的退火条件（温度、时间）来控制。具体而言，Cr、Si、Mo量低、C、N、Ni、Cu量高时，奥氏体相百分率增加。并且，退火温度过高时，奥氏体相百分率减少，而当过低时，C、N作为碳氮化物析出，固溶量减少，对奥氏体相稳定化的作用降低，奥氏体相百分率仍减少。即，存在根据钢成分组成可获得最大的奥氏体相百分率的温度范围，在本发明的成分组成中，该温度为700~1300℃的范围。退火时间越长，越接近由钢的成分组成和温度决定的平衡状态的奥氏体相百分率，因而优选，但只要确保30秒左右以上就足够了。

并且，本发明的奥氏体-铁素体类不锈钢需要使奥氏体相中含有的C和N的总量为0.16~2质量%。当奥氏体相中的C和N的总量不满0.16质量%时，加工诱发马氏体相的强度较低，因此无法获得充分的成

形性。另一方面，当 C 和 N 的总量超过 2 质量%时，退火后冷却时，析出大量的碳化物、氮化物，反而对延展性产生不利影响。优选 C 和 N 的总量为 0.2~2 质量%的范围。

奥氏体相中的 C、N 含量的控制，可通过调整钢的成分组成和退火条件（温度、时间）来进行。上述钢的成分组成和退火条件的关系受到 C、Si、Mn、Cr、Ni、Cu、Mo 等多种钢成分的影响，因此无法一概而论，当钢中的 C、N 及 Cr 量较多时，一般奥氏体相中的 C、N 量也增加。并且，当钢的成分组成相同时，用于固溶的退火后的奥氏体相百分率越低，奥氏体相中的 C、N 稠化的情况越多。并且，奥氏体相中的 C、N 的测定例如可通过 EPMA 来进行。

奥氏体相的体积百分率及奥氏体相中含有的 C 和 N 的总量影响成形性的原因目前还不十分明确，发明人认为是以下原因。

当钢受到拉伸变形时，在经过均匀变形后，局部产生缩颈（中间变细），并最终断裂，这是较为普遍的。但是，本发明的不锈钢由于存在奥氏体相，当开始产生微小的缩颈时，该部位的奥氏体相加工诱发相变为马氏体相，与其他部位相比变硬。因此，该部位的缩颈不会继续发展，而其他部位变形进展的结果是，钢整体平均地变形，获得较高的延展性。特别是，奥氏体相中的 C 和 N 的总量较高的本发明的不锈钢即使在等量的奥氏体相百分率下，与奥氏体相中的 C 和 N 的总量较少的其他不锈钢相比，在缩颈部产生的马氏体相的硬度较高，有效地得到加工诱发马氏体相引起的延展性提高的效果。其中，奥氏体相中的 C 和 N 根据钢中的含量及热处理条件，在奥氏体相中稠化度显著变化。并且，奥氏体相与成形性相关，奥氏体相百分率越高，成形性越好。因此，调整钢组成、热处理条件，可提高奥氏体相百分率，并且如果提高奥氏体相中的 C+N 的量，则奥氏体相稳定化，受到加工时可适度产生加工诱发相变，可获得良好的加工性。因此，需要使奥氏体相百分率为 10%以上、奥氏体相中的 C+N 量为 0.16 质量%以上。

另一方面，如果奥氏体相中的 C+N 量不满 0.16 质量%，则奥氏体相不稳定，加工时奥氏体相的大多数相变为马氏体相，延展性下降，因此无论怎样提高奥氏体相百分率，冲压成形性不会提高。并且，之所以将奥氏体相百分率限定为 85%以下，是因为当超过 85%时，SCC 易受性会增大而不优选。

并且，本发明的不锈钢板，特别地，需要是含有 3 质量%以下的 Ni、主要由奥氏体相和铁素体相构成的奥氏体-铁素体类不锈钢板。即，本发明在含有 3 质量%以下的 Ni、主要为奥氏体-铁素体的不锈钢板中，特征在于如下发现：奥氏体相的相百分率、及该奥氏体相中含有的 C 和 N 的总量对冲压成形性（press formability）产生很大影响。

进一步，发明人们发现，在本发明的奥氏体-铁素体类不锈钢中，通过根据奥氏体相中的 C、N、Si、Mn、Cr、Ni、Cu、Mo 含量，将下述式（1）所定义的奥氏体相的加工诱发马氏体指数（Md(γ)）控制在 -30~90 的范围，可进一步获得更高的延展性，具体而言，即使板厚为 0.8mm 也可获得 48%以上的总伸长率。

$$\text{Md}(\gamma) = 551 - 462(\text{C}(\gamma) + \text{N}(\gamma)) - 9.2\text{Si}(\gamma) - 8.1\text{Mn}(\gamma) - 13.7\text{Cr}(\gamma) - 29\text{Ni}(\gamma) - 29\text{Cu}(\gamma) - 18.5\text{Mo}(\gamma) \cdots \cdots (1)$$

其中，C(γ)、N(γ)、Si(γ)、Mn(γ)、Cr(γ)、Ni(γ)、Cu(γ)、及 Mo(γ)分别是奥氏体相中的 C 量（质量%）、N 量（质量%）、Si 量（质量%）、Mn 量（质量%）、Mo 量（质量%）、Ni 量（质量%）、Cu 量（质量%）、Cr 量（质量%）。

上述 Md(γ)是表示奥氏体相受到加工时的加工诱发马氏体相变的难易度的指数，该指数越高，则意味着越容易发生伴随加工的马氏体相变。并且，上述 Md(γ)是 -30~90 的范围的原因是，当不满 -30 时，难于产生加工诱发马氏体相变，因此当开始产生微小的缩颈时，微小

缩颈部产生的加工诱发马氏体量较少，并且，当 $Md(\gamma)$ 超过 90 时，在开始产生微小缩颈前，钢整体中奥氏体相产生马氏体相变，当开始产生微小缩颈时，作为加工诱发马氏体基础的奥氏体相变少。因此，仅在将 $Md(\gamma)$ 控制在 $-30\sim 90$ 的范围时，在开始产生微小缩颈时，缩颈部位产生的马氏体量最佳化，表现非常高的延展性。

本发明的奥氏体-铁素体类不锈钢如上所述，不仅具有良好的延展性，而且兼备较高的深拉深性。这是因为，在深拉深加工中，特别是在相变集中易于产生裂纹的角落部分，由于与上述奥氏体相百分率及奥氏体相中的 C 和 N 的总量对延展性产生的改善效果相同的原因，适度产生加工诱发马氏体相变引起的硬化，延展性被改善，其结果抑制了局部变形。

接着对限定本发明涉及的奥氏体-铁素体类不锈钢板的成分组成的原因进行说明。

C: 0.2 质量%以下

C 是提高奥氏体相百分率、并稠化于奥氏体相中以提高奥氏体相的稳定度的重要元素。为获得该效果，优选为 0.003 质量%以上。但是当 C 量超过 0.2 质量%时，用于使 C 固溶的热处理温度明显上升，生产性下降。因此 C 量限制为 0.2 质量%以下。优选不满 0.15 质量%。进一步，从改善耐应力腐蚀裂纹性的角度出发，优选 C 不满 0.10 质量%。进一步优选限制为 0.05 质量%以下。并且，如果满足 C 量为 0.2 质量%以下的条件，则焊道、热影响部及母材的任意部位均具有良好的焊接部的耐腐蚀性。这一点在下述实施例 4 等中可得到确认。但是，当 C 含量为 0.10 质量%以上时，耐应力腐蚀裂纹性明显劣化。因此，本发明中的 C 含量为 0.2 质量%以下，考虑到耐应力腐蚀裂纹性时，为不足 0.10 质量%，优选为 0.05 质量%以下。这一点由下述实施例 5 的表 10 有表 11 可得到确认。

Si: 4 质量%以下

Si 是作为脱氧剂添加的元素。为了获得其效果，优选为 0.01 质量%以上。但是，当 Si 的添加量超过 4 质量%时，钢材强度变大，冷加工性劣化，因此为 4 质量%以下。从热加工性的角度出发，优选为 1.2 质量%以下。进一步，从防止敏感化（晶界的铬碳化物、铬氮化物的生成引起的耐腐蚀性劣化）引起的耐腐蚀性劣化的观点出发，更优选 Si 量限制在 0.4 质量%以下。

Mn: 12 质量%以下

Mn 作为脱氧剂或奥氏体相的 $Md(\gamma)$ 调整用元素起作用，可适当添加。为了获得其效果，优选为 0.01 质量%以上。但是当添加量超过 12 质量%时，热加工性劣化，因此优选为 12 质量%以下。进一步优选 10 质量%以下，更优选 8 质量%以下。进而优选为 7 质量%以下。

P: 0.1 质量%以下

P 是对热加工性、耐间隙部耐腐蚀性有害的元素，特别是当超过 0.1 质量%时，其不良影响较为明显，因此优选为 0.1 质量%以下。进一步优选 0.05 质量%以下。

S: 0.03 质量%以下

S 是对热加工性有害的元素，特别是当超过 0.03 质量%时，其不良影响较为明显，因此优选为 0.03 质量%以下。更优选为 0.02 质量%以下。

Cr: 15 质量%~35 质量%

Cr 是使不锈钢具有耐腐蚀性的最重要的元素，当不满 15 质量%时，无法获得充分的耐腐蚀性、耐间隙部耐腐蚀性。另一方面，Cr 是铁素体稳定化元素，当其量超过 35 质量%时，难于在钢中产生奥氏体相。因此，Cr 优选限制在 15~35 质量%的范围。更优选为 17 质量%~30 质量%。进一步优选为 18 质量%~28 质量%。

Ni: 3 质量%以下

Ni 是奥氏体生成元素,并且是对耐间隙腐蚀性有改善效果的元素。但是其含量超过 3 质量%时,铁素体相中的 Ni 量增加,铁素体相的延展性劣化,并且会导致成本上升,因此优选为 3 质量%以下。更优选为 2 质量%以下。此外,从改善低温韧性的角度出发,优选含有 0.1 质量%以上。为了提高耐间隙腐蚀性,优选为 1 质量%以上。

N: 0.05 质量%~0.6 质量%

N 和 C 一样,是可提高奥氏体相百分率、并稠化于奥氏体相中以使奥氏体相稳定的元素。但是,当 N 超过 0.6 质量%时,铸造时产生气孔,难于进行稳定的制造。并且,不得不采用加压熔化等不经济的方法。另一方面,当不满 0.05 质量%时,奥氏体相中的 N 的稠化变得不充分。因此优选为 0.05 质量%~0.6 质量%。更优选为 0.1 质量%~0.4 质量%。

进一步,从 γ 相生成的角度出发,优选为 0.18 质量%以上,从热加工性的角度出发,优选为 0.34 质量%以下。

本发明的奥氏体-铁素体类不锈钢除了上述成分以外,可以下述范围含有 Cu、Mo。

Cu: 4 质量%以下

Cu 为了提高耐腐蚀性可适当添加。为了获得其效果,优选为 0.1 质量%以上。但是当超过 4 质量%时,热加工性劣化,因此优选限制为 4 质量%以下。进一步优选为 2 质量%以下。

Mo: 4 质量%以下

Mo 为了提高耐腐蚀性可适当添加。为了获得其效果,优选为 0.1 质量%以上。但是当超过 4 质量%时,其效果饱和,因此优选限制为 4

质量%以下。进一步优选为 2 质量%以下。

进一步，本发明的不锈钢除了上述成分以外，也可以下述范围含有 V、Al、B、Ca、Mg、REM 及 Ti。

V: 0.5 质量%以下

V 是使钢板组织细微化、提高强度的元素，因此可根据需要添加。为获得其效果，优选为 0.005 质量%以上。但当超过 0.5 质量%时，用于使 C、N 固溶的热处理温度明显变高，导致生产性下降。并且，当超过 0.5 质量%时，即使提高退火温度也难于降低 V 化合物的析出，拉伸成形性变差。因此，V 添加量优选限制为 0.5 质量%以下。更优选为 0.2 质量%以下。

Al: 0.1 质量%以下

Al 是强力的脱氧剂，可适当添加。为获得其效果，优选为 0.003 质量%以上。但当超过 0.1 质量%时，形成氮化物成为产生表面瑕疵的原因，因此优选限制为 0.1 质量%以下。更优选为 0.02 质量%以下。

B: 0.01 质量%以下、Ca: 0.01 质量%以下、Mg: 0.01 质量%以下、REM: 0.1 质量%以下、Ti: 0.1 质量%以下中的任意一种或二种以上

B、Ca、Mg 作为提高热加工性的成分可适当添加。为获得其效果，优选为 0.0003 质量%以上。更优选为 0.001 质量%以上。进一步优选 0.002 质量%以上。但是，当超过 0.01 质量%时，耐腐蚀性劣化，因此优选分别限制为 0.01 质量%以下。进一步优选分别为 0.005 质量%以下。同样，REM、Ti 作为提高热加工性的成分可适当添加。为获得其效果，优选为 0.002 质量%以上。但当超过 0.1 质量%时，耐腐蚀性劣化，因此优选分别限制为 0.1 质量%以下。进一步优选为 0.05 质量%以下。上述 REM 表示 La、Ce 等稀土类元素。

Nb: 2 质量%以下

Nb 可作为抑制敏感化（晶界的铬碳化物、铬氮化物的生成而导致的耐腐蚀性劣化）的元素而添加。为获得其效果，优选为 0.01 质量%以上。但不超过 2 质量%时，Nb 的碳氮化物大量产生，钢中的固溶 C、N 被消耗，因而不优选。

本发明的不锈钢中，除上述成分以外的余量为 Fe 和不可避免的杂质。即使在杂质中，从防止夹杂物导致表面瑕疵的角度出发，也优选 O（氧）限制在 0.05 质量%以下。

本发明的钢的制造方法要使奥氏体相的体积百分率为 10%~85% 的范围，或者进一步使奥氏体相中的 C、N 含量为 0.16 质量%~2 质量%的范围，因此如上所述，调整钢的成分组成和最终退火工序的退火条件（温度、时间）是非常重要的。

具体而言，Cr、Si、Mo 量越低，C、N、Ni、Cu 量越高时，奥氏体相百分率越增加。并且，退火温度过高时，奥氏体相百分率减小，另一方面，当过低时，C、N 作为碳氮化物析出，固溶量减小，对奥氏体相的稳定化的作用下降，奥氏体相百分率还会减少。即，存在根据钢成分组成获得最大奥氏体相百分率的温度范围，在本发明的成分组成中，该温度为 700~1300℃ 范围。退火时间越长，越接近由钢的成分组成和温度决定的平衡状态的奥氏体相百分率，但只要确保 30 秒左右以上就足够了。

并且，当钢中的 C、N 及 Cr 量多时，一般奥氏体相中的 C、N 量也会增加。并且，钢的成分组成相同时，用于固溶的退火后的奥氏体相百分率越低，C、N 稠化于奥氏体相中的情况越多，因此需要考虑这一点。

此外，当本发明的钢为不进行最终退火工序的热轧板时，优选将热轧的完成温度控制为 700~1300℃ 的范围。本发明钢为热轧退火板

时, 优选使热轧板退火温度为 $700\sim 1300^{\circ}\text{C}$ 的范围。并且, 本发明钢为冷轧退火板时, 优选使冷轧后的最终退火温度为 $700\sim 1300^{\circ}\text{C}$ 的范围。

上述方法的制造方法可根据通常的奥氏体类不锈钢的制造方法进行。具体对制造方法进行如下说明。

例如, 可通过以下方法来制造。但本发明的钢不限于下述制造方法。

在利用转炉或电炉等进行精炼后, 根据需要进行 VOD (真空氧脱碳 Vacuum Oxygen Decarburization) 或 AOD (氩氧脱碳精炼 Argon Oxygen Decarburization) 等的二次精炼, 以熔炼钢。并且, 在熔炼时, 可通过真空熔化或将氮分压控制为 $0\sim 1$ 大气压的气氛下熔炼。熔炼的钢水可根据公知的铸造方法 (连续铸造, 开坯等) 制造为 $100\sim 300\text{mm}$ 厚的板坯。板坯被加热为 $900\sim 1500^{\circ}\text{C}$, 通过热轧 (可逆轧制或单向轧制) 制造为所需的板厚 $1.5\text{mm}\sim 10\text{mm}$ 的热轧板。

该热轧板根据需要进行 $700\sim 1300^{\circ}\text{C}$ 的退火后, 通过酸洗等脱氧化皮, 成为热轧退火板。

根据用途不同, 对热轧板或热轧退火板进行冷轧, 制造成板厚 $0.1\text{mm}\sim 8\text{mm}$ 的冷轧板。此时, 为了获得所需的冷轧板的板厚, 反复进行 1 次~多次退火、酸洗、冷轧。该冷轧板如上所述在 $700\sim 1300^{\circ}\text{C}$ 退火后进行酸洗, 从而制造出冷轧退火板。

无论是热轧钢板、热轧退火板、冷轧退火板的哪种钢板, 通过采用使钢板的奥氏体相的体积百分率均为 $10\%\sim 85\%$ 的范围, 或者进一步使奥氏体相中的 C、N 含量为 0.16 质量%~ 2 质量%范围内的制造条件, 可获得本发明的效果。并且, 任意一种钢板的表面最终状态 (JISG4305 (2003) 中规定的 No.2D, No.2B, BA, 研磨精加工等) 均可实现本发明

的效果。进一步，不仅上述轧制板，而且线材、管材、型钢等也可获得本发明的效果。

实施例 1

将具有表 1 所示的成分组成的各种钢通过真空熔化、或将氮分压控制为 0~1 大气压的气氛下进行熔炼，制造成钢板坯后，加热到 1250℃，之后进行热轧（以 11~12 道次热轧至板厚 3~4mm）、热轧板退火（1100℃下 1 分钟）、冷轧（室温~300℃加热后冷轧），在表 2 所示的退火温度下进行 1 分钟的最终退火，制造成奥氏体相百分率及奥氏体相中的 C 和 N 的总量不同的板厚 0.8mm 的各种冷轧退火板。

对如上制造的冷轧退火板通过以下要领进行组织观察、奥氏体相中的成分分析、拉伸试验及极限拉深比（LDR: Limited Drawing Ratio）的测定。

<组织观察>

对上述冷轧退火板的轧制方向的截面组织利用光学显微镜在整体厚×0.1mm 以上的范围内进行观察，测定奥氏体相的面积率作为奥氏体相百分率。具体而言，在研磨样品的轧制方向截面后，用赤血盐溶液（铁氰化钾 30g+氢氧化钾 30g+水 60ml）或王水进行腐蚀，之后进行黑白照片拍摄，通过图像解析求得白色部分（奥氏体相和马氏体相）和灰色部分（铁素体相）占据的比例，将白色部分的百分率作为奥氏体相百分率。白色部分不仅含有奥氏体相，有时也含有马氏体相，但本发明的不锈钢中马氏体相是微量的，因此可将本方法测定的值作为奥氏体相百分率来使用。并且，白色部分和灰色部分有时会反转，这种情况下，可根据奥氏体相的析出形态判别奥氏体相和铁素体相。

<奥氏体相中的成分分析>

利用研磨了上述截面的样品，进行 EPMA 下的奥氏体相中的成分分析。具体而言，C、N 具有稠化于奥氏体相的特征，因此首先对截面

全体进行 C、或 N 的定性标绘 (mapping)，在特定了奥氏体相的基础上，以电子束不照射到铁素体相的方式，对奥氏体相的大致中心部分进行 C、N、Si、Mn、Cr、Ni、Cu、及 Mo 的定量分析。测定区域约为 $1\mu\text{m}\phi$ 的范围，对各样品进行三点以上测定，将其平均值作为代表值。并且以该测定值为基础，通过下述式 (1) 求得加工诱发马氏体指数 $Md(\gamma)$ 。

$$Md(\gamma) = 551 - 462(C(\gamma) + N(\gamma)) - 9.2Si(\gamma) - 8.1Mn(\gamma) - 13.7Cr(\gamma) - 29Ni(\gamma) - 29Cu(\gamma) - 18.5Mo(\gamma) \cdots \cdots (1)$$

其中， $C(\gamma)$ 、 $N(\gamma)$ 、 $Si(\gamma)$ 、 $Mn(\gamma)$ 、 $Cr(\gamma)$ 、 $Ni(\gamma)$ 、 $Cu(\gamma)$ 、及 $Mo(\gamma)$ 分别是奥氏体相中的 C 量 (质量%)、N 量 (质量%)、Si 量 (质量%)、Mn 量 (质量%)、Mo 量 (质量%)、Ni 量 (质量%)、Cu 量 (质量%)、Cr 量 (质量%)

<拉伸试验>

从冷轧退火板中在相对于轧制方向 0° (平行)、 45° 、及 90° 的各方向采取 JIS13 号 B 拉伸试样，在室温、大气中、以拉伸速度 10mm/分的条件进行拉伸试验。在拉伸试验中，测定各方向断裂为止的总伸长率，用下述公式计算平均拉伸率 (E1)，将其作为总伸长率进行评价。

$$E1 = \{E1(0^\circ) + 2E1(45^\circ) + E1(90^\circ)\} / 4$$

<极限拉深比>

从上述冷轧退火板中，冲裁直径 (坯料直径) 改变为各种大小的圆形的试样，将该试样在冲头直径: 35mm、板压力: 1ton 的条件下，进行圆筒拉深成形，无断裂的可拉深的最大坯料直径被冲头直径除，求得极限拉深比 (LDR)，评价深拉深性。并且，使用于圆筒拉深成形的试样的冲裁直径变化，以使拉深比为 0.1 间隔。

将上述试验结果记载在表 2 中。图 1 根据表 2 的所示的结果，表示奥氏体相中的 C 和 N 的总量及奥氏体相百分率对总伸长率产生的影响。从中可知，即使是同一奥氏体相百分率，奥氏体相中的 C 和 N 的总量为 0.16~2 质量%的本发明的钢，与奥氏体相中的 C 和 N 的总量不足 0.16 质量%的钢相比，具有较高的拉伸值，延展性优良。

图 2 同样根据表 2 的结果，表示加工诱发马氏体指数 ($Md(\gamma)$) 对拉伸率的影响。从该图 2 可知，奥氏体相中的 C 和 N 的总量为 0.16~2 质量%的本发明的钢通过将 $Md(\gamma)$ 控制在适当的范围内，可进一步被大大改善，特别是将 $Md(\gamma)$ 控制在 $-30\sim 90$ 的范围时，总伸长率为 48% 以上（板厚 0.8mm），可获得非常良好的延展性。

并且，图 3 表示总伸长率和极限拉深比 (LDR) 的关系。从图 3 可知，本发明的奥氏体-铁素体类不锈钢与比较钢相比，具有相当高的极限拉深比，不仅延展性良好，而且深拉深性也同样良好。

对利用表 1 的 No.13、18 热轧到 1.7mm 的热轧板（完成温度 1000℃）、或者进一步以 1050℃退火 1 分钟的热轧退火板，采用和上述冷轧退火板同样的方法进行奥氏体相百分率、奥氏体相中的 C+N 量、拉伸试验及极限拉深比的测定。

其结果是，热轧板的奥氏体相百分率分别为 59%、57%，奥氏体相中的 C+N 量分别为 0.40 质量%、0.43 质量%，总伸长率分别为 58%、60%，极限拉深比分别为 2.3、2.4。并且，热轧退火板的奥氏体相百分率分别为 60%、59%，奥氏体相中的 C+N 量分别为 0.39 质量%、0.42 质量%，总伸长率分别为 60%、61%，极限拉深比分别为 2.4、2.4。其结果是，热轧板和热轧退火板均具有和冷轧退火板同样的性能。

实施例 2

将具有表 3 所示的成分组成的各种钢通过真空熔化、或控制氮分

压的气氛下进行熔炼，在制造成钢板坯后，加热至 1250℃，之后进行热轧（以 11~12 道次热轧至板厚 3~4mm）、退火（1100℃下 1 分钟）、冷轧（室温~300℃加热后冷轧），之后，在控制了氮分压的气氛下，如表 4 所示，在 950~1300℃的温度范围下进行 30~600 秒的最终退火，制造成奥氏体相百分率及奥氏体相中的 C+N 量不同的板厚 1.25mm 的各种冷轧退火板。对这些冷轧退火板通过以下要领进行组织观察、奥氏体相中的 C、N 分析、及极限拉深比（LDR）的测定。

并且，组织观察和奥氏体相中的 C、N 分析和极限拉深比和实施例 1 同样来进行。

将上述测定结果记载在表 4 中。并且，图 4 表示钢中的 Ni 量、奥氏体相百分率及奥氏体相中的 C+N 量对极限拉深比产生的影响。从该结果可知，满足本发明的条件、即含有 1~3 质量%的 Ni、奥氏体相百分率为 10~85%、且奥氏体相中的 C+N 量为 0.16~2%的奥氏体-铁素体类不锈钢板的极限拉深比均为 2.1 以上的较高的值，具有良好的深拉深性。与之相对，奥氏体相百分率为 10~85%范围以外及/或奥氏体相中的 C+N 量不满 0.16 质量%的奥氏体-铁素体类不锈钢的极限拉深比均不满 2.1，深拉深性较差。并且，即使奥氏体相百分率及奥氏体相中的 C+N 量在本发明范围内，钢板中的 Ni 量超过 3 质量%的奥氏体-铁素体类不锈钢板的极限拉深比仍不足 2.1 而较低，深拉深性较差。

对利用表 3 的 No.3、5 热轧到 1.7mm 的热轧板（完成温度 1000℃）、进一步以 1050℃退火 1 分钟的热轧退火板，采用和上述冷轧退火板同样的方法进行奥氏体相百分率、奥氏体相中的 C+N 量、及极限拉深比的测定。

其结果是，热轧板的奥氏体相百分率分别为 81%、53%，奥氏体相中的 C+N 量分别为 0.16 质量%、0.54 质量%，极限拉深比分别为 2.4、2.5，热轧退火板的奥氏体相百分率分别为 79%、52%，奥氏体相

中的 C+N 量分别为 0.16 质量%、0.53 质量%，极限拉深比分别为 2.4、2.6。其结果是，热轧板和热轧退火板均具有和冷轧退火板同样的性能。

并且，在本发明中，根据用途不同，和上述（1）所述的获得高成形性相比，也可获得下述说明中的以（2）拉伸成形性和耐间隙部腐蚀性、（3）焊接部腐蚀性、或者（4）耐晶界腐蚀性的改善为重点的钢板。为此进行以下规定。下述发明也属于本发明的范围。

（2）具有良好拉伸成形性和耐间隙部腐蚀性的奥氏体-铁素体类不锈钢

在本发明中，在上述（1）所述组成的钢（含有 C：0.2 质量%以下、Si：4 质量%以下、Mn：12 质量%以下、P：0.1 质量%以下、S：0.03 质量%以下、Cr：15~35 质量%、Ni：3 质量%以下、N：0.05~0.6 质量%，余量由 Fe 及不可避免的杂质构成的钢。或者进一步含有 Mo：4 质量%以下、Cu：4 质量%以下中的任意一种或二种的钢。或者进一步含有 V：0.5 质量%以下的钢。或者进一步含有 Al：0.1 质量%以下的钢。或者进一步含有 B：0.01 质量%以下、Ca：0.01 质量%以下、Mg：0.01 质量%以下、REM：0.1 质量%以下、Ti：0.1%以下中的任意一种或二种以上的钢（但没有奥氏体相的 C+N 量的规定））中，特别通过使 Si：1.2 质量%以下、Mn：2 质量%以下、Ni：1 质量%以下，和含有 15 质量%~35 质量% 的和本发明同等程度的 Cr 的奥氏体类不锈钢、及铁素体类不锈钢相比，表现良好的耐间隙部腐蚀性。并且可以推测，在奥氏体-铁素体类不锈钢中，Cr 稠化到铁素体相中、且 N 稠化到奥氏体相中，从而强化各个相的钝化膜。

以下阐述规定的理由。

Si：1.2 质量%以下

Si 是作为脱氧材料有效的元素。为了获得其效果，优选为 0.01 质量%以上。当其含量超过 1.2 质量%时，热加工性劣化，因此为 1.2 质

量%以下，优选 1.0 质量%以下，考虑到敏感化引起的耐腐蚀性劣化的情况，进而优选为 0.4 质量%以下。

Mn: 2 质量%以下

Mn 含量在实现良好的拉伸成形性和耐间隙部腐蚀性方面尤其重要。为了获得其效果，优选为 0.04 质量%以上。图 5 是表示 Ni 含量为 1%以下且奥氏体相百分率为 40~50 体积%的奥氏体-铁素体类不锈钢中的 Mn 含量对拉伸成形性 (Erichsen 值) 的影响的图表。如该图所示，Mn 对拉伸成形性产生较大影响，在 2 质量%以下时，拉伸成形性明显提高。其原因不确定，并且对本发明的外延 (范围) 不产生影响，但认为 Mn 含量较少时，铁素体相中的 Mn 浓度明显减少，其结果是铁素体相的延展性明显提高。

图 6 是表示 Mn 含量对 Ni 含量为 1%以下且奥氏体相百分率为 40~50 体积%的奥氏体-铁素体类不锈钢的室外暴露试验结果的影响的图表。此外，判断 A 表示无腐蚀，判断 B 表示有间隙腐蚀，判断 C 表示间隙部及母材部同时有腐蚀。当 Mn 含量为 2 质量%以下时，可获得良好的耐间隙部腐蚀性。其原因不确定，并且对本发明的外延 (范围) 不产生影响，但认为当 Mn 含量较低时，MnS 等对耐间隙部腐蚀性产生不利影响的夹杂物减少。根据图 5、图 6 的所示见解，为了获得充分的拉伸成形性及耐间隙部腐蚀性，Mn 含量限制在 2 质量%以下，优选为 1.5 质量%以下。

Ni: 1 质量%以下

Ni 是促进奥氏体相形成的元素。为了获得其效果优选为 0.01 质量%以上。其含量较高时，无法获得良好的拉伸成形性。例如，SUS329 类的奥氏体-铁素体类不锈钢含有约 50%的奥氏体相，当 Ni 量超过 1 质量%时，拉伸成形性明显变差。并且，Ni 是昂贵的合金元素，从经济性、节能性的角度出发，其含量要求在生成奥氏体-铁素体组织所必需的限度内尽量降低。鉴于以上角度，将 Ni 含量限制在 1 质量%以下，

优选限制为 0.9 质量%以下。但是，当 Ni 量为 0.10 质量%以下时，无论是母材还是焊接部，钢的韧性均下降。因此，Ni 量最优选为大于 0.10 质量%且在 0.9 质量%以下。

本发明涉及的钢需要是具有上述组成，并且其金属组织的组织中的奥氏体相百分率为 10 体积%以上 85 体积%以下的奥氏体-铁素体类不锈钢。

图 7 是表示奥氏体相百分率与 Mn 含量为 2 质量%以下、Ni 含量为 1 质量%以下奥氏体-铁素体类不锈钢板的拉伸成形性（Erichsen 值）的关系的图表。如其所示，拉伸成形性因奥氏体相百分率的增加而提高，奥氏体相百分率为 10 体积%以上、特别是 15 体积%以上时，具有良好的拉伸成形性。但是在本发明中，从经济性的角度出发，Ni 含量限制为 1 质量%以下，这种情况下，奥氏体相百分率难于超过 85 体积%。因此在本发明中，奥氏体相百分率限定为 10~85 体积%、优选为 15~85 体积%。

具有以上基本组成、且金属组织中的奥氏体相百分率为 10 体积%以上 85 体积%以下的奥氏体-铁素体类不锈钢成本较低，可节约 Ni 资源，并且具有良好的拉伸成形性和耐间隙部腐蚀性。

但是，为了进一步确保延展性、深拉深性，在本发明的奥氏体-铁素体类不锈钢中，优选使钢组织的奥氏体相中含有的 C+N 量为 0.16 质量%以上、2 质量%以下。如果钢组织的奥氏体相中含有的 C+N 量不满 0.16 质量%时，无法获得充分的延展性、深拉深性，另一方面，难于获得超过 2 质量%的含量。优选在 0.2 质量%~2 质量%的范围内含有。

该奥氏体相中的 C、N 量可通过调整钢的组成和退火条件（温度、时间）来进行。钢组织及退火条件和奥氏体相中的 C、N 量的关系不可

一概而论，当钢中的 Cr、C、N 量较多时，奥氏体相中的 C、N 量也大多增加，并且当钢的成分组成相同时，根据由退火条件决定的奥氏体相百分率越低、奥氏体相中的 C、N 量往往较多等经验所得的知识，可含有适量的 C、N。并且，奥氏体相中的 C、N 含量的测定例如可通过 EPMA 来进行。

实施例 3

将具有表 5 所示的组成的各种钢通过真空熔化、或使氮分压控制在最大 0.9 大气压（882hPa）的范围的气氛下进行熔炼，在制造成钢板坯（或钢锭、铸锭）后，加热至 1250℃，之后进行热轧（以 11~12 道次热轧至板厚 3~4mm）、退火（1100℃下 1 分钟）、冷轧（室温~300℃加热后冷轧），之后，在 900~1300℃的温度下进行最终退火，获得板厚 1.25mm 的冷轧退火板。对获得的冷轧退火板测定奥氏体相百分率、拉伸成形性及耐间隙部腐蚀性。

其中，奥氏体相百分率的测定和实施例 1 同样来实施。拉伸成形性通过 Erichsen 试验来进行，将发生裂纹为止的冲头压入长度作为 Erichsen 值。此时，试样是尺寸为 80mm×80mm 的正方形板，涂敷石墨润滑脂进行润滑，在冲头直径 20mm、防皱压板压力为 15.7kN 的条件下进行。其他条件依据 JIS Z 2247Erichsen 试验。并且，耐间隙部腐蚀试验是：向图 8 所示的消除了表面氧化皮的宽 8cm×长 12cm 的冷轧退火板上重叠同一原材料的消除了表面氧化皮的宽 3cm×长 4.5cm 的冷轧退火板（小板），将其用テフロン（注册商标）制的螺栓和テフロン（注册商标）制的垫圈紧贴固定，在距海岸约 0.7km 的地方进行 7 个月的室外暴露试验，之后将试样分解，通过目视观察间隙部及母材部有无产生腐蚀。

测定结果如表 6A 所示。从表 5、6A 可明确，满足本发明条件的奥氏体-铁素体类不锈钢的 Erichsen 值为 12mm 以上，拉伸成形性较高，并且在暴露试验中耐间隙部腐蚀。此外，在表 6A 中对耐间隙部腐蚀性

的评价用○表示无腐蚀，×表示有腐蚀。

并且，表 6B 表示对实施例 1 的表 1 及 2 的钢板的钢 No.1~4 用和上述实施例相同的方法评价拉伸成形性和耐间隙腐蚀性。表 2 所示的成形性自不待言，还表示可获得拉伸成形性和耐间隙腐蚀性良好的钢板。

对利用表 5 的 No.3、4 热轧到 1.7mm 的热轧板（完成温度 1000℃）、或者进一步以 1050℃退火 1 分钟的热轧退火板，采用和上述冷轧退火板同样的方法进行奥氏体相百分率、拉伸成形性及耐间隙腐蚀性的测定。其结果是，热轧板的奥氏体相百分率分别为 48%、45%，Erichsen 值分别为 14.5mm、14.0mm，热轧退火板的奥氏体相百分率分别是 47%、44%，Erichsen 值分别是 14.6mm、14.2mm。并且，热轧板和热轧退火板的母材部及间隙部均没有发现腐蚀。其结果是，热轧板和热轧退火板均具有和冷轧退火板同样的性能。

(3) 具有良好成形性、焊接部耐腐蚀性的奥氏体-铁素体类不锈钢

在本发明中，在上述(1)所述组成的钢（含有 C：0.2 质量%以下、Si：4 质量%以下、Mn：12 质量%以下、P：0.1 质量%以下、S：0.03 质量%以下、Cr：15~35 质量%、Ni：3 质量%以下、N：0.05~0.6 质量%，余量由 Fe 及不可避免的杂质构成的钢。或者进一步含有 Mo：4 质量%以下、Cu：4 质量%以下中的任意一种或二种的钢。或者进一步含有 V：0.5 质量%以下的钢。或者进一步含有 Al：0.1 质量%以下的钢。或者进一步含有 B：0.01 质量%以下、Ca：0.01 质量%以下、Mg：0.01 质量%以下、REM：0.1 质量%以下、Ti：0.1%以下中的任意一种或二种以上的钢（但没有奥氏体相的 C+N 量的规定））中，特别需要为含有 Si：1.2 质量%以下、Mn：4 质量%~12 质量%以下、Ni：1 质量%以下，并且其金属组织的组织中的奥氏体相百分率为 10 体积%以上、85 体积%以下的奥氏体-铁素体类不锈钢。

以下阐述规定的理由。

Si: 1.2 质量%以下

Si 是作为脱氧材料有效的元素。为了获得其效果, 优选为 0.01 质量%以上。当其含量超过 1.2 质量%时, 热加工性劣化, 因此为 1.2 质量%以下, 优选 1.0 质量%以下, 考虑到敏感化引起的耐腐蚀性劣化的情况, Si 含量优选为 0.4 质量%以下。

Mn: 4 质量%~12 质量%

Mn 是为了获得良好的焊接部腐蚀性尤其重要的元素。图 9 是表示将含有焊接部、热影响部及母材部的焊接试验材料在 0.035% (质量比) 的氯化钠溶液中、保持为 100~300mV vs SCE. 的电位 30 分钟时的腐蚀有无与 Mn 含量的关系的图表。腐蚀的有无在电流值为 1mA 以上时为“有腐蚀”, 在不满 1mA 时评价为“无腐蚀”。

从图 9 可知, Mn 量为 4 质量%以上时, 焊接材料的耐腐蚀性明显提高。根据发明人们的理解, 其原因在于, 当 Mn 含量为 4 质量%以上时, 铬氮化物的析出温度下降, 焊接部及焊接部附近的热影响部中的铬氮化物的生成及铬缺乏区域的产生被抑制。但是从图 9 可明确, 当 Mn 量超过 12 质量%时, 无法获得良好的耐腐蚀性。这是因为当 Mn 含量超过 12 质量%时, 在母材部上形成多个 MnS 等的腐蚀起点。因此, Mn 量为 4 质量%以上 12 质量%以下, 优选 5.2 质量%以上 10 质量%以下, 进一步优选限制在不满 6.8 质量%。

Ni: 1 质量%以下

Ni 是奥氏体形成促进元素, 对生成奥氏体-铁素体类组织有利。为了获得其效果, 优选为 0.01 质量%以上。但是由于其是昂贵的合金元素, 从保护资源的角度出发需要尽量减少。从这些观点出发, Ni 含量限制为 1 质量%以下, 优选为 0.9 质量%以下。但是, 当 Ni 的含量为

0.10 质量%以下时，母材及焊接部的韧性下降。因此为了提高包括焊接部在内的韧性，优选 Ni 至少含有大于 0.10 质量%（参照实施例 6）。

图 10 是表示奥氏体相百分率对含有母材部的焊接试验材料的耐腐蚀性的影响的图表。耐腐蚀性的测定方法和图 9 一样。从图 10 可知，当奥氏体相百分率为 10 体积%以上时，焊接部耐腐蚀性明显提高。

其原因不影响本发明技术范围的解释，但本发明人认为是以下原因。即，一般情况下，在 Ni 含量低且 N 含量高的奥氏体-铁素体类不锈钢中，焊接后冷却时，Cr 及 N 的扩散速度较快，因此在含有铁素体相的结晶晶界上铬氮化物析出，所以容易产生铬缺乏区域。但是在本发明这样的具有 10 体积%以上、特别是 15 体积%以上的奥氏体相的奥氏体-铁素体类不锈钢中，由于奥氏体相生成能力较强，即使含铁素体相的结晶晶界上 Cr 减少，该部分也相变为奥氏体相，铬氮化物的熔化度变高，结果铬缺乏区域减少。

但是，当奥氏体相百分率超过 85 体积%时，应力腐蚀裂纹易受性明显增大。由于上述原因，在本发明中，奥氏体相百分率为 10~85 体积%、优选 15~85 体积%。

并且，为了进一步确保延展性、深拉深性，在本发明的奥氏体-铁素体类不锈钢中，优选使钢组织的奥氏体相中含有的 C+N 量为 0.16 质量%以上 2 质量%以下。当钢组织的奥氏体相中含有的 C+N 量低于 0.16 质量%时，无法获得充分的延展性、深拉深性，另一方面难以超过 2 质量%而含有。优选含有范围为 0.2 质量%~2 质量%。

该奥氏体相中的 C、N 量可通过调整钢组成和退火条件（温度、时间）来进行。钢组织及退火条件和奥氏体相中的 C、N 量的关系不可一概而论，当钢组织中的 Cr、C、N 量较多时，奥氏体相中的 C、N 量也大多增加，并且当钢的成分组成相同时，根据由退火条件决定的奥

氏体相百分率越低、奥氏体相中的 C、N 量往往较多等经验所得的知识，可含有适量的 C、N。并且，奥氏体相中的 C、N 含量的测定例如可通过 EPMA 来进行。

实施例 4

将具有表 7、8 所示的成分组成的各种钢通过真空熔化、或使氮分压控制在最大 0.9 大气压（882hPa）的范围的气氛下进行熔炼，制造成钢板坯（或钢锭、铸锭）后，加热至 1250℃，之后进行热轧（以 11~12 道次热轧至板厚 4~6mm）、退火（1100℃下 1 分钟）、冷轧（室温~300℃加热后冷轧），之后，在 900~1300℃的温度下进行最终退火，获得板厚 2.25mm 的冷轧退火板。对获得的冷轧退火板测定奥氏体相百分率、进一步利用 TIG 焊接机，在电功率 900W、速度 30cm/min 的条件下，形成约 5mm 宽的焊道。此外，组织观察（奥氏体相百分率的测定）和实施例 1 同样来进行。

焊接部的耐腐蚀性试验是，对于包括获得的焊道、热影响部及母材部的一个边为 25mm 的试样，在进行表面氧化皮磨削后，在 0.035%（质量比）氯化钠水溶液中，保持在 100、200、及 300mV vs SCE. 的电位 30 分钟，对产生 1mA 以上电流的样品评价为“有腐蚀”，对未产生 1mA 以上的电流的样品评价为“无腐蚀”。试验结果如表 9A 所示。在表 9A 中，○表示“无腐蚀”、×表示“有腐蚀”。本发明的焊接材料在 200mV vs SCE. 的电位以下不产生腐蚀，可证明具有良好的焊接部的耐腐蚀性。

并且，表 9B 是对实施例 1 的表 1 及 2 的钢板的钢 No.12~29 通过和上述实施例相同的方法，评价焊接部的耐腐蚀性的表。根据表 2 所示的成形性自不待言，还表示得到具有良好焊接部腐蚀性的钢板。

对利用表 8 的 No.15、No.16、No.17 热轧到 2.25mm 的热轧板（完成温度 1000℃）、或者进一步以 1050℃退火 1 分钟的热轧退火板，采

用和上述冷轧退火板同样的方法进行奥氏体相百分率、焊接部的耐腐蚀性试验。其结果是，热轧板的奥氏体相百分率分别为 20%、31%、52%，热轧退火板的奥氏体相百分率分别是 18%、30%、51%，热轧板和热轧退火板均没有在焊接部看到腐蚀，具有和冷轧退火板同样的性能。

实施例 5

和实施例 4 一样，将具有表 10 所示的成分组成的钢熔炼，在制造成钢板坯（或钢锭、铸锭）后，加热至 1250℃，之后进行热轧（以 11~12 道次热轧至板厚 4~6mm）、退火（1100℃下 1 分钟）、冷轧（室温~300℃加热后冷轧），之后，在 1050℃的温度下进行最终退火，获得板厚 2.25mm 的冷轧退火板。对获得的冷轧退火板测定奥氏体相百分率。并且奥氏体相百分率的测定和实施例 1 同样来进行。

对如上所得的冷轧板用 TIG 焊接机，在电功率 900W、速度 30cm/min 的条件下，在和轧制方向垂直的方向上形成约 5mm 宽的焊道，从母材部及焊接部与轧制方向平行地制成宽 10mm、长 75mm 的试样，将其制成弯曲半径 10mm 的 U 形弯曲试样。在从焊接部切取的试样中，U 形弯曲试样的底部成为焊接部。这样调整后的 U 形弯曲试样浸渍到浓度 42 质量%的氯化镁水溶液（温度 80℃）中，每 24 小时通过目视观察有无裂纹。调查结果如表 11 所示。从表 5 可知，通过使 C 含量为不足 0.1%，母材及焊接部的耐应力腐蚀性明显上升。

实施例 6

和实施例 4 一样，将具有表 12 所示的成分组成的钢熔炼，在制造成钢板坯（或钢锭、铸锭）后，加热至 1250℃，之后进行热轧（以 11~12 道次热轧至板厚 4~6mm）、退火（1100℃下 1 分钟）、冷轧（室温~300℃加热后冷轧），之后，在 1050℃的温度下进行最终退火，获得板厚 2.25mm 的冷轧退火板。对获得的冷轧退火板测定奥氏体相百分率。组织观察（奥氏体相百分率的测定）和实施例 1 同样来进行。

对如上所得的冷轧板用 TIG 焊接机，在电功率 900W、速度 30cm/min 的条件下，在和轧制方向垂直的方向上形成约 5mm 宽的焊道。从形成有焊道的冷轧板中切取夏比冲击试样，使 2mm 的 V 缺口相对于轧制方向垂直，并在 0℃ 下进行冲击试验。试验结果如表 13 所示。从表 13 可知，通过使 Ni 含量为 0.1% 以上，母材及焊接部的冲击吸收能明显上升。

(4) 具有良好耐晶界腐蚀性的奥氏体-铁素体类不锈钢

在本发明中，在上述 (1) 所述组成的钢（含有 C：0.2 质量%以下、Si：4 质量%以下、Mn：12 质量%以下、P：0.1 质量%以下、S：0.03 质量%以下、Cr：15~35 质量%、Ni：3 质量%以下、N：0.05~0.6 质量%，余量由 Fe 及不可避免的杂质构成的钢。或者进一步含有 Mo：4 质量%以下、Cu：4 质量%以下中的任意一种或二种的钢。或者进一步含有 V：0.5 质量%以下的钢。或者进一步含有 Al：0.1 质量%以下的钢。或者进一步含有 B：0.01 质量%以下、Ca：0.01 质量%以下、Mg：0.01 质量%以下、REM：0.1 质量%以下、Ti：0.1% 以下中的任意一种或二种以上的钢（但没有奥氏体相的 C+N 量的规定））中，使 Si：0.4 质量%以下、Mn：2 质量%~4 质量%以下、Ni：1 质量%以下，并且本发明的奥氏体-铁素体类不锈钢的组织中，使奥氏体相百分率相对于全体组织的体积率为 10~85%。

以下阐述规定的理由。

Si：0.4 质量%以下

Si 的限定在本发明中是重要的一个要件。Si 作为脱氧材料是有效的元素，可适当添加。为了获得其效果，优选为 0.01 质量%以上。但是当 Si 量超过 0.4 质量%时，N 的固溶度下降，会出现上述背景技术中所述的敏化引起的耐腐蚀性劣化的情况。因此 Si 量为 0.4 质量%以下，优选为 0.38 质量%以下。

Mn: 大于 2 质量%且不到 4 质量%

Mn 超过 2 质量%可提高 N 的熔化度, 使炼钢时 N 的添加变得容易。同时 Mn 的添加可提高 γ 相百分率。但是当其为 4 质量%以上时, 生成 γ 相的效果饱和。因此, 设定为大于 2 质量%且不到 4 质量%。优选范围为 2.2 质量%以上、3.8 质量%以下。

Ni: 1 质量%以下

Ni 量从经济原因及 Ni 资源保护的角度出发, 限制为 1 质量%以下。优选为 0.9 %以下。并且为了获得良好的韧性, 优选为 0.1 质量%以上。

奥氏体相百分率: 10%以上 85%以下

奥氏体相百分率低于 10%时, 无法发挥 Si 降低得到的良好的耐腐蚀性。另一方面, 当超过 85%时, 应力腐蚀裂纹易受性明显上升。因此奥氏体相百分率优选为 10%以上 85%以下, 进一步优选 15%以上 80%以下。

但是, 为了进一步确保延展性、深拉深性, 在本发明的奥氏体-铁素体类不锈钢中, 优选使钢组织的奥氏体相中含有的 C+N 量为 0.16 质量%以上 2 质量%以下。如果钢组织的奥氏体相中含有的 C+N 量不满 0.16 质量%时, 无法获得充分的延展性、深拉深性, 另一方面, 难以超过 2 质量%而含有。并且优选在 0.2 质量%~2 质量%的范围内含有。

该奥氏体相中的 C、N 量可通过调整钢的组成和退火条件(温度、时间)来进行。钢组织及退火条件和奥氏体相中的 C、N 量的关系不可一概而论, 当钢中的 Cr、C、N 量较多时, 奥氏体相中的 C、N 量也大多增加, 并且当钢的成分组成相同时, 根据由退火条件决定的奥氏体相百分率越低奥氏体相中的 C、N 量往往较多等经验所得的知识, 可含有适量的 C、N。并且, 奥氏体相中的 C、N 的测定例如可通过 EPMA 来进行。

实施例 7

将具有表 14A 所示的成分组成的各种钢通过真空熔化、或使氮分压控制在最大 0.9 大气压的范围的气氛下进行熔炼，在制造成钢板坯（或钢锭、铸锭）后，加热至 1250℃，之后进行热轧（11~12 道次），制造成 6mm 厚的热轧板。接着在 1100℃ 下退火，通过表面切削进行脱氧化皮后，通过冷轧（室温）制造 4.5mm 厚的冷轧板。对获得的冷轧板在 1050℃ 下进行最终退火（空冷），制造成冷轧退火板。

对制成的冷轧退火板进行组织观察、耐腐蚀性测定。将获得的结果记录在表 14A 中。此外，组织观察（奥氏体相（ γ 相）百分率的测定）和实施例 1 同样来进行。耐晶界腐蚀性的测定、评价方法如下所示。

<耐晶界腐蚀性的测定及评价>

对冷轧退火板用金刚砂 #300 号进行表面研磨后进行评价。

• 试验溶液：将硫酸铜 5 水合物 100mg 及硫酸 100ml 加入到水中，制成 1000ml 的硫酸-硫酸铜溶液。

• 试验方法：将试样在上述沸腾溶液中浸渍 8 小时，取出后以弯曲半径 4.5mm、弯曲角度 90° 进行弯曲，观察弯曲部的裂纹。

根据表 14A，本发明的钢 No.1 和 2 在晶界上没有腐蚀引起的裂纹，具有良好的耐晶界腐蚀性。而在比较例 No.3 和 4 中，晶界中观察到了腐蚀引起的裂纹。

并且，表 14B 是对实施例 1 的表 1 及 2 的钢板的钢 No.5~8 用和上述实施例相同的方法评价耐晶界腐蚀性的表。任意一种钢板，其由图 2 所示的成形性自不待言，且表示得到具有良好的耐晶界腐蚀性。

并且，对利用表 14A 的 No.1、No.2 热轧到 4.5mm 的热轧板（完

成温度 1000℃)、或者进一步以 1050℃退火 1 分钟的热轧退火板,采用和上述冷轧退火板同样的方法进行奥氏体相百分率、耐晶界腐蚀性的测定和评价。其结果是,热轧板的奥氏体相百分率分别为 60%、60%,热轧退火板的奥氏体相百分率分别是 58%、59%。并且,热轧板和热轧退火板均在晶界中没有腐蚀引起的裂纹,具有良好的耐晶界腐蚀性。其结果是,热轧板和热轧退火板均具有和冷轧退火板同样的性能。

工业实用性

本发明的奥氏体-铁素体类不锈钢相关的技术不限于钢板,例如当适用于厚板、型钢、线棒、管道等中时,通过满足本发明的条件,除了良好的延展性、深拉深性外,还可获得良好的拉伸性(張り出し)、耐间隙腐蚀性、焊接部耐腐蚀性、耐晶界腐蚀性。

并且,本发明的钢板可作为汽车部件、厨房设备、建筑模具等的材料适用。

并且,除了用于各种汽车配件、厨房设备、建筑模具外,也可作为要求良好的延展性、深拉深性、拉伸性、及间隙腐蚀性、焊接部耐腐蚀性、耐晶界腐蚀性的领域的材料来适用。

表1

钢 No	化学成分 (质量%)									
	C	N	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo
1	0.007	0.32	0.07	0.04	0.005	0.002	23.72	0.01	—	—
2	0.100	0.31	0.05	0.04	0.005	0.002	24.01	—	—	—
3	0.010	0.20	0.33	0.89	0.030	0.002	20.06	0.51	0.53	—
4	0.010	0.24	0.36	0.98	0.028	0.002	21.01	0.55	0.49	—
5	0.013	0.18	0.31	3.01	0.030	0.001	18.95	0.51	0.51	—
6	0.012	0.22	0.25	2.88	0.029	0.001	19.93	0.51	0.52	—
7	0.011	0.26	0.35	2.98	0.026	0.001	21.03	0.48	0.48	—
8	0.010	0.30	0.30	3.00	0.028	0.002	22.10	0.49	0.51	—
9	0.015	0.20	0.55	3.03	0.030	0.001	19.02	0.50	0.63	—
10	0.018	0.23	0.54	3.03	0.029	0.002	20.11	0.50	0.61	—
11	0.015	0.27	0.61	3.02	0.031	0.002	21.08	0.49	0.62	—
12	0.007	0.23	0.35	4.88	0.029	0.002	19.38	0.47	0.51	—
13	0.008	0.26	0.35	4.99	0.031	0.002	20.03	0.48	0.50	—
14	0.008	0.29	0.31	4.99	0.028	0.002	20.53	0.63	0.53	—
15	0.018	0.24	0.36	4.99	0.030	0.001	20.21	0.46	0.49	—
16	0.033	0.16	0.34	4.99	0.029	0.001	18.81	0.48	0.50	—
17	0.035	0.18	0.34	4.82	0.028	0.001	19.22	0.48	0.49	—
18	0.054	0.22	0.33	4.90	0.029	0.001	20.33	0.46	0.50	—
19	0.060	0.26	0.34	4.87	0.029	0.001	21.21	0.45	0.49	—
20	0.065	0.31	0.35	4.85	0.028	0.001	22.37	0.46	0.49	—
21	0.069	0.21	0.33	4.81	0.029	0.001	20.23	0.48	0.49	—
22	0.110	0.17	0.34	4.81	0.030	0.001	20.32	0.45	0.49	—
23	0.020	0.42	0.41	4.90	0.026	0.002	24.01	0.50	0.90	—
24	0.017	0.26	0.34	4.42	0.030	0.001	20.45	0.12	2.03	—
25	0.013	0.16	0.33	4.46	0.022	0.002	21.50	0.58	0.58	—
26	0.019	0.24	0.35	4.48	0.023	0.003	20.01	—	—	—
27	0.021	0.24	0.35	4.48	0.023	0.002	20.03	0.25	—	—
28	0.018	0.24	0.35	4.48	0.022	0.003	19.95	—	0.24	—
29	0.020	0.22	0.34	4.49	0.023	0.002	16.91	0.25	0.24	3.02
30	0.013	0.19	0.51	3.01	0.028	0.002	18.89	1.51	—	—
31	0.012	0.21	0.51	3.00	0.025	0.002	20.00	1.48	—	—
32	0.010	0.23	0.49	2.98	0.021	0.002	21.12	1.51	—	—
33	0.021	0.26	0.51	2.99	0.028	0.001	22.03	1.50	—	—
34	0.019	0.15	0.48	2.88	0.031	0.001	20.03	1.51	2.11	—
35	0.013	0.24	0.31	2.88	0.028	0.002	17.11	1.50	0.50	3.12
36	0.020	0.20	0.48	0.99	0.029	0.002	20.50	2.60	—	—
37	0.025	0.02	0.46	1.32	0.020	0.001	23.93	4.65	—	—
38	0.031	0.02	0.48	1.39	0.020	0.001	22.51	6.10	—	—

表 2

钢 No.	退火 温度 (°C)	奥氏体 相百分 (%)	奥氏体相成分 (质量%)									指数 Md (γ)	总伸 长率 (%)	极限 拉深比	备注
			C (γ)	N (γ)	Si (γ)	Mn (γ)	Cr (γ)	Ni (γ)	Cu (γ)	Mo (γ)	C+N (γ)				
1	1150	29	0.01	0.80	-	-	23.6	-	-	-	0.81	-147	38	2.2	发明例
2	1150	41	0.17	0.62	-	-	22.7	-	-	-	0.79	-125	39	2.2	发明例
3	1050	46	0.02	0.36	0.3	0.9	19.0	0.6	0.7	-	0.38	67	50	2.3	发明例
4	1050	45	0.02	0.46	0.3	1.0	20.2	0.7	0.6	-	0.48	4	52	2.3	发明例
5	1050	56	0.02	0.28	0.3	3.1	17.7	0.6	0.6	-	0.30	107	45	2.2	发明例
6	1050	55	0.02	0.34	0.2	3.0	18.8	0.6	0.6	-	0.36	66	52	2.4	发明例
7	1050	50	0.02	0.45	0.3	3.2	20.0	0.6	0.6	-	0.47	-4	52	2.3	发明例
8	1050	48	0.02	0.54	0.3	3.2	21.2	0.6	0.6	-	0.56	-62	39	2.2	发明例
9	1050	62	0.02	0.29	0.5	3.1	18.0	0.6	0.9	-	0.31	88	49	2.4	发明例
10	1050	58	0.03	0.38	0.5	3.1	19.1	0.6	0.8	-	0.41	30	60	2.4	发明例
11	1050	55	0.02	0.44	0.6	3.2	19.9	0.6	0.8	-	0.46	-6	55	2.4	发明例
12	1050	61	0.01	0.34	0.3	5.0	18.2	0.6	0.6	-	0.35	62	55	2.3	发明例
13	1050	60	0.01	0.38	0.3	5.1	18.9	0.6	0.6	-	0.39	33	61	2.4	发明例
14	1050	62	0.01	0.44	0.3	5.4	19.6	0.9	0.6	-	0.45	-15	53	2.3	发明例
15	1050	58	0.03	0.37	0.3	6.0	19.0	0.6	0.6	-	0.40	20	59	2.4	发明例
16	1050	59	0.05	0.23	0.3	5.2	17.3	0.6	0.6	-	0.28	105	39	2.2	发明例
17	1050	60	0.05	0.26	0.3	5.2	17.8	0.6	0.6	-	0.31	84	49	2.4	发明例
18	1050	59	0.08	0.34	0.3	5.4	19.0	0.5	0.6	-	0.42	18	62	2.5	发明例
19	1050	59	0.09	0.40	0.3	5.5	20.0	0.5	0.6	-	0.49	-29	48	2.4	发明例
20	1050	57	0.10	0.51	0.3	5.6	21.3	0.5	0.6	-	0.61	-103	41	2.2	发明例
21	1050	61	0.10	0.31	0.3	5.0	18.9	0.6	0.6	-	0.41	25	64	2.5	发明例
22	1050	60	0.16	0.26	0.3	5.0	18.8	0.5	0.6	-	0.42	24	64	2.5	发明例
23	1050	56	0.03	0.69	0.4	5.1	23.0	0.6	1.1	-	0.72	-191	39	2.2	发明例
24	1050	78	0.02	0.31	0.3	4.6	19.7	0.1	2.3	-	0.33	19	71	2.4	发明例
25	1050	30	0.03	0.37	0.3	4.8	19.3	0.8	0.9	-	0.40	11	48	2.3	发明例
26	1050	45	0.04	0.45	0.3	4.7	19.0	-	-	-	0.49	23	51	2.3	发明例
27	1050	48	0.03	0.44	0.3	4.7	19.0	0.3	-	-	0.47	24	52	2.3	发明例
28	1050	50	0.03	0.42	0.3	4.7	18.9	-	0.3	-	0.45	35	53	2.3	发明例
29	1050	46	0.04	0.42	0.3	4.8	16.3	0.3	0.3	2.2	0.46	15	50	2.4	发明例
30	1050	61	0.02	0.28	0.5	3.1	17.8	1.7	-	-	0.30	90	48	2.4	发明例
31	1050	54	0.02	0.34	0.5	3.1	18.8	1.8	-	-	0.36	45	53	2.4	发明例
32	1050	47	0.02	0.42	0.4	3.1	19.5	1.8	-	-	0.44	0	48	2.4	发明例
33	1050	45	0.04	0.49	0.4	3.2	20.5	1.8	-	-	0.53	-57	38	2.2	发明例
34	1050	78	0.02	0.17	0.5	3.3	18.6	1.7	2.4	-	0.19	58	58	2.4	发明例
35	1050	60	0.02	0.36	0.3	3.1	16.5	1.7	0.6	2.5	0.38	9	55	2.4	发明例
36	1050	61	0.03	0.30	0.4	1.0	19.1	3.0	-	-	0.33	38	53	2.4	发明例
37	1050	30	0.05	0.05	0.4	1.5	19.1	6.8	-	-	0.10	30	25	1.7	比较例
38	1050	60	0.04	0.03	0.4	1.5	19.2	7.8	-	-	0.07	14	33	1.8	比较例

表3

钢	化学成分 (质量%)															备注			
	No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	Al	O	V	Mo	Cu	B		Ca	Mg	REM
1	0.003	0.41	0.63	0.028	0.0011	20.3	1.30	0.003	—	0.0035	—	—	—	—	—	—	—	—	比较钢
2	0.030	0.70	1.91	0.029	0.0022	17.9	1.83	0.080	—	0.0051	0.058	—	—	—	—	—	—	—	发明钢
3	0.021	0.54	1.06	0.031	0.0025	18.3	2.83	0.122	0.015	0.0043	—	—	—	—	—	—	—	—	发明钢
4	0.010	0.51	0.83	0.033	0.0150	20.3	1.36	0.130	0.080	0.0021	0.011	—	—	—	—	—	—	—	发明钢
5	0.010	0.55	8.45	0.030	0.0051	22.5	1.39	0.296	—	0.0035	0.055	—	—	—	—	—	—	—	发明钢
6	0.035	0.45	1.55	0.030	0.0081	29.8	1.61	0.521	0.012	0.0081	0.121	—	—	—	—	—	—	—	发明钢
7	0.110	0.55	1.31	0.028	0.0035	21.2	1.22	0.150	0.012	0.0033	—	—	—	—	—	—	—	—	发明钢
8	0.020	0.55	0.43	0.027	0.0035	21.0	1.31	0.151	—	0.0032	—	—	3.11	—	—	—	—	—	发明钢
9	0.011	0.81	0.88	0.030	0.0004	22.3	1.61	0.162	0.008	0.0015	—	—	—	0.0026	—	—	—	—	发明钢
10	0.021	0.50	1.50	0.028	0.0026	22.5	5.71	0.161	0.013	0.0055	—	—	2.91	—	—	—	—	—	比较钢
11	0.031	0.36	0.81	0.031	0.0029	21.6	1.81	0.182	—	0.0026	—	—	—	2.13	—	—	—	—	发明钢
12	0.031	0.53	1.10	0.029	0.0006	22.5	1.53	0.181	—	0.0013	—	—	—	—	0.0036	—	—	—	发明钢
13	0.051	0.61	0.93	0.030	0.0011	22.9	1.46	0.181	—	0.0015	—	—	—	—	—	0.0028	—	—	发明钢
14	0.026	0.36	0.58	0.030	0.0013	22.7	1.50	0.163	—	0.0031	—	—	—	—	—	—	0.0210	—	发明钢
15	0.031	0.41	0.63	0.028	0.0013	12.1	1.31	0.101	—	0.0029	—	—	—	—	—	—	—	—	比较钢
16	0.053	0.36	0.91	0.028	0.0036	39.0	1.59	0.213	—	0.0031	—	—	—	—	—	—	—	—	比较钢

注：下划线部分表示本发明以外。并且“—”表示不可避免的杂质水平。

表 4

No.	钢 No.	退火温度 (°C)	γ相百分率 (%)	γ相中的 C, N量 (质量%)			极限 拉深比	备注
				C	N	C+N		
1	<u>1</u>	1050	<u>0</u>	—	—	—	2.0	比较例
2	2	950	75	0.03	0.10	<u>0.13</u>	2.0	比较例
3	2	1050	60	0.03	0.12	<u>0.15</u>	2.0	比较例
4	2	1100	49	0.03	0.14	0.17	2.4	发明例
5	2	1150	36	0.04	0.16	0.20	2.3	发明例
6	2	1200	22	0.05	0.20	0.25	2.2	发明例
7	2	1230	13	0.06	0.22	0.28	2.1	发明例
8	2	1250	<u>6</u>	0.06	0.24	0.30	2.0	比较例
9	3	950	<u>90</u>	0.01	0.13	<u>0.14</u>	1.9	比较例
10	3	1050	79	0.01	0.15	0.16	2.4	发明例
11	3	1150	57	0.02	0.19	0.21	2.4	发明例
12	3	1250	28	0.02	0.26	0.28	2.3	发明例
13	4	950	49	0.02	0.25	0.27	2.4	发明例
14	4	1050	38	0.02	0.29	0.31	2.4	发明例
15	4	1150	22	0.03	0.38	0.41	2.3	发明例
16	4	1250	<u>3</u>	0.04	0.53	0.57	2.0	比较例
17	5	1050	52	0.01	0.52	0.53	2.6	发明例
18	5	1150	36	0.01	0.65	0.66	2.5	发明例
19	5	1250	18	0.01	0.85	0.86	2.2	发明例
20	5	1300	<u>8</u>	0.02	0.97	0.99	2.0	比较例
21	6	1200	26	0.09	1.50	1.59	2.3	发明例
22	6	1250	21	0.09	1.56	1.65	2.2	发明例
23	6	1300	14	0.10	1.61	1.71	2.1	发明例
24	7	1050	53	0.18	0.26	0.44	2.6	发明例
25	8	1050	35	0.04	0.36	0.40	2.5	发明例
26	9	1050	29	0.03	0.45	0.48	2.5	发明例
27	<u>10</u>	1050	53	0.03	0.26	0.29	1.8	比较例
28	11	1100	43	0.06	0.35	0.41	2.5	发明例
29	12	1100	31	0.09	0.51	0.60	2.3	发明例
30	13	1100	35	0.11	0.38	0.49	2.3	发明例
31	14	1100	30	0.07	0.41	0.48	2.3	发明例
32	<u>15</u>	1050	<u>100</u>	0.03	0.10	<u>0.13</u>	1.7	比较例
33	<u>16</u>	1050	<u>0</u>	—	—	—	1.9	比较例

注：下划线部分表示本发明以外。

表5

钢板 编号	化学成分 (质量%)														备注
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	V	N	O	其他		
1	0.022	0.51	0.95	0.025	0.0031	14.70	0.24	0.51	0.015	0.028	0.050	0.0028	—		比较例
2	0.020	0.43	1.03	0.031	0.0055	17.93	0.01	0.01	0.015	0.055	0.108	0.0035	—		发明例
3	0.025	0.41	1.11	0.025	0.0054	21.30	0.26	0.51	0.005	0.001	0.202	0.0044	—		发明例
4	0.005	0.52	0.22	0.033	0.0061	25.30	0.62	0.55	0.001	0.043	0.375	0.0055	—		发明例
5	0.025	0.44	0.98	0.028	0.0088	29.20	0.31	0.53	0.005	0.055	0.511	0.0121	—		发明例
6	0.004	0.51	0.13	0.030	0.0083	17.96	0.26	0.01	0.015	0.001	0.113	0.0051	—		发明例
7	0.015	0.46	1.91	0.029	0.0053	18.03	0.42	0.01	0.015	0.001	0.109	0.0034	—		发明例
8	0.021	0.53	2.28	0.026	0.0033	18.13	0.33	0.01	0.016	0.001	0.103	0.0066	—		比较例
9	0.020	0.46	3.88	0.028	0.0035	18.03	0.26	0.01	0.015	0.001	0.111	0.0028	—		比较例
10	0.035	0.44	1.05	0.033	0.0018	21.51	0.83	1.22	0.003	0.053	0.305	0.0025	—		发明例
11	0.111	0.48	1.02	0.025	0.0011	21.41	0.01	0.32	0.001	0.051	0.120	0.0055	—		发明例
12	0.021	0.53	1.00	0.031	0.0051	21.08	0.31	0.36	0.005	0.055	0.081	0.0031	—		发明例
13	0.018	0.10	0.98	0.025	0.0041	21.22	0.33	0.51	0.006	0.046	0.055	0.0055	—		发明例
14	0.018	0.51	1.11	0.033	0.0035	21.60	0.03	0.91	0.005	0.055	0.043	0.0041	—		比较例
15	0.010	0.53	0.95	0.025	0.0028	21.03	0.31	0.53	0.005	0.036	0.013	0.0036	—		比较例
16	0.020	0.81	0.83	0.025	0.0023	17.88	0.43	2.18	0.012	0.028	0.113	0.0055	Mo:3.10		发明例
17	0.008	0.56	0.85	0.013	0.0004	20.93	0.43	0.01	0.012	0.111	0.232	0.0018	B:0.0026, Ca:0.0030, Mg:0.0025, REM:0.0021, Ti:0.010		发明例
18	0.010	0.55	0.66	0.033	0.0005	21.00	0.39	0.01	0.013	0.055	0.222	0.0031	B:0.0025, Ca:0.0022		发明例
19	0.043	0.51	0.38	0.026	0.0038	16.31	0.19	0.01	0.004	0.028	0.025	0.0033	—		比较例
20	0.023	0.49	1.44	0.031	0.0028	22.81	5.44	0.01	0.005	0.051	0.025	0.0028	Mo:2.88		比较例
21	0.121	0.66	1.05	0.028	0.0051	17.10	7.11	0.01	0.005	0.041	0.021	0.0028	—		比较例
22	0.051	0.55	1.03	0.028	0.0046	18.85	9.03	0.01	0.006	0.033	0.018	0.0031	—		比较例
23	0.007	0.07	0.04	0.005	0.002	23.72	0.01	0.36	0.031	0.001	0.32	0.0029	—		发明例
24	0.110	0.05	0.04	0.005	0.002	24.01	0.43	0.41	0.010	0.001	0.31	0.0041	—		发明例
25	0.090	0.33	0.89	0.030	0.002	20.06	0.51	0.53	0.005	0.050	0.20	0.0036	—		发明例
26	0.010	0.36	0.98	0.028	0.002	21.01	0.55	0.49	0.036	0.049	0.24	0.0015	—		发明例

表 6 A

钢板 编号	奥氏体相百分率 (体积%)	Erichsen值 (mm)	耐腐蚀性		备注
			母材部	间隙部	
1	66	7.3	×	×	比较例
2	43	14.5	○	○	发明例
3	47	14.7	○	○	发明例
4	43	14.2	○	○	发明例
5	29	13.1	○	○	发明例
6	49	14.8	○	○	发明例
7	45	13.5	○	○	发明例
8	47	11.6	○	×	比较例
9	50	10.6	×	×	比较例
10	82	15.1	○	○	发明例
11	30	14.1	○	○	发明例
12	18	13.2	○	○	发明例
13	12	12.3	○	○	发明例
14	7	10.3	○	○	比较例
15	0	8.2	○	○	比较例
16	43	14.4	○	○	发明例
17	53	14.5	○	○	发明例
18	48	14.3	○	○	发明例
19	0	8.6	×	×	比较例
20	53	8.7	○	○	比较例
21	100	13.9	×	×	比较例
22	100	12.2	○	×	比较例
23	37	13.7	○	○	发明例
24	43	14.2	○	○	发明例
25	40	14.0	○	○	发明例
26	35	13.0	○	○	发明例

表 6 B

钢编号	奥氏体相 百分率 (体积%)	极限拉深比 (Erichsen 值) (mm)	母材部 耐腐蚀性	间隙部 耐腐蚀性	备注
表 1, 2 的钢 No. 1	29	14.0	○	○	发明例
表 1, 2 的钢 No. 2	41	14.8	○	○	发明例
表 1, 2 的钢 No. 3	46	14.6	○	○	发明例
表 1, 2 的钢 No. 4	45	14.5	○	○	发明例

表7

钢板 编号	化学成分													备注
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	V	N	O	其他	
1	0.010	0.49	5.32	0.025	0.0031	17.8	0.49	0.48	0.009	0.041	0.058	0.0031	—	发明例
2	0.009	0.51	5.28	0.023	0.0033	19.9	0.43	0.51	0.009	0.051	0.159	0.0026	—	发明例
3	0.010	0.53	5.31	0.025	0.0025	22.1	0.55	0.46	0.011	0.030	0.262	0.0031	—	发明例
4	0.011	0.52	5.26	0.025	0.0055	26.3	0.43	0.50	0.012	0.051	0.463	0.0066	—	发明例
5	0.012	0.49	0.98	0.031	0.0028	18.9	0.01	0.50	0.005	0.028	0.169	0.0030	—	比较例
6	0.011	0.55	3.42	0.026	0.0022	19.0	0.01	0.48	0.001	0.026	0.165	0.0028	—	比较例
7	0.011	0.51	4.33	0.033	0.0031	19.0	0.01	0.49	0.001	0.031	0.173	0.0031	—	发明例
8	0.010	0.53	5.26	0.028	0.0016	18.8	0.01	0.50	0.006	0.051	0.171	0.0016	—	发明例
9	0.012	0.51	7.31	0.033	0.0044	19.0	0.01	0.50	0.007	0.023	0.170	0.0032	—	发明例
10	0.009	0.55	9.00	0.030	0.0009	18.9	0.01	0.50	0.006	0.033	0.169	0.0055	—	发明例
11	0.010	0.51	11.03	0.029	0.0021	19.0	0.01	0.52	0.005	0.016	0.170	0.0025	—	发明例
12	0.012	0.49	14.89	0.020	0.0031	19.1	0.01	0.51	0.001	0.021	0.170	0.0036	—	比较例
13	0.013	0.50	5.28	0.031	0.0055	20.1	0.01	0.01	0.015	0.001	0.040	0.0013	—	比较例
14	0.010	0.010	5.26	0.032	0.0033	19.8	0.01	0.01	0.013	0.001	0.059	0.0034	—	发明例

表8

钢板 编号	化学成分														备注
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	V	N	O	其他		
15	0.012	0.51	5.27	0.032	0.0026	20.0	0.01	0.01	0.016	0.001	0.080	0.0026	—		发明例
16	0.010	0.51	5.30	0.033	0.0031	20.0	0.01	0.01	0.015	0.001	0.129	0.0022	—		发明例
17	0.010	0.50	5.27	0.028	0.0033	20.2	0.01	0.01	0.021	0.001	0.231	0.0020	—		发明例
18	0.009	0.50	5.30	0.026	0.0025	20.0	0.01	0.01	0.022	0.001	0.311	0.0033	—		发明例
19	0.010	0.55	5.33	0.027	0.0018	20.1	0.81	0.73	0.013	0.001	0.292	0.0025	—		发明例
20	0.012	0.46	5.31	0.028	0.0018	19.5	0.51	0.46	0.055	0.151	0.212	0.0061	—		发明例
21	0.008	0.61	5.33	0.033	0.0031	20.1	0.46	2.13	0.023	0.056	0.155	0.0081	—		发明例
22	0.005	0.54	5.25	0.031	0.0061	19.6	0.53	0.55	0.015	0.066	0.188	0.0056	Mo:3.15		发明例
23	0.006	0.55	5.28	0.028	0.0025	19.3	0.55	0.53	0.011	0.081	0.213	0.0056	B:0.0025		发明例
24	0.005	0.46	5.22	0.033	0.0005	19.2	0.36	0.43	0.031	0.061	0.211	0.0022	Ca:0.0035		发明例
25	0.012	0.81	5.51	0.038	0.0006	20.3	0.51	0.55	0.015	0.081	0.199	0.0022	Mg:0.0033		发明例
26	0.008	0.55	5.33	0.029	0.0008	19.9	0.37	0.39	0.031	0.071	0.185	0.0031	REM:0.021		发明例
27	0.012	0.46	5.35	0.034	0.0009	21.0	0.36	0.51	0.012	0.077	0.185	0.0018	Ti:0.0025		发明例

表 9A

钢板编号	奥氏体相百分率 (体积%)	有无腐蚀发生*			备注
		100mV	200mV	300mV	
1	48	○	○	×	发明例
2	55	○	○	○	发明例
3	53	○	○	○	发明例
4	28	○	○	○	发明例
5	51	×	×	×	比较例
6	55	×	×	×	比较例
7	57	○	○	○	发明例
8	56	○	○	○	发明例
9	56	○	○	○	发明例
10	60	○	○	○	发明例
11	58	○	○	×	发明例
12	55	○	×	×	比较例
13	5	×	×	×	比较例
14	12	○	○	×	发明例
15	17	○	○	○	发明例
16	30	○	○	○	发明例
17	51	○	○	○	发明例
18	65	○	○	○	发明例
19	85	○	○	○	发明例
20	46	○	○	○	发明例
21	53	○	○	○	发明例
22	41	○	○	○	发明例
23	55	○	○	○	发明例
24	56	○	○	○	发明例
25	50	○	○	○	发明例
26	46	○	○	○	发明例
27	43	○	○	○	发明例

* ○：无腐蚀，×：有腐蚀

表 9B

钢编号	奥氏体相百分率 (体积%)	有无腐蚀发生*			备注
		100mV	200mV	300mV	
表 1,2 的钢 No. 12	61	○	○	○	发明例
表 1,2 的钢 No. 13	60	○	○	○	发明例
表 1,2 的钢 No. 14	62	○	○	○	发明例
表 1,2 的钢 No. 15	58	○	○	○	发明例
表 1,2 的钢 No. 16	59	○	○	○	发明例
表 1,2 的钢 No. 17	60	○	○	○	发明例
表 1,2 的钢 No. 18	59	○	○	○	发明例
表 1,2 的钢 No. 19	59	○	○	○	发明例
表 1,2 的钢 No. 20	57	○	○	○	发明例
表 1,2 的钢 No. 21	61	○	○	○	发明例
表 1,2 的钢 No. 22	60	○	○	○	发明例
表 1,2 的钢 No. 23	56	○	○	○	发明例
表 1,2 的钢 No. 24	78	○	○	○	发明例
表 1,2 的钢 No. 25	30	○	○	○	发明例
表 1,2 的钢 No. 26	45	○	○	○	发明例
表 1,2 的钢 No. 27	48	○	○	○	发明例
表 1,2 的钢 No. 28	50	○	○	○	发明例
表 1,2 的钢 No. 29	46	○	○	○	发明例

表10

钢板 编号	化学成分													备注
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	V	N	O	其他	
31	0.021	0.41	5.01	0.013	0.0013	20.00	0.51	0.49	0.028	0.028	0.241	0.0031	—	发明例
32	0.023	0.35	6.79	0.031	0.0010	19.88	0.48	0.55	0.001	0.033	0.238	0.0019	—	发明例
33	0.024	0.28	4.89	0.033	0.0015	20.13	0.55	0.48	0.028	0.001	0.251	0.0031	—	发明例
34	0.022	0.34	4.10	0.028	0.0013	20.21	0.48	0.46	0.001	0.001	0.244	0.0025	—	发明例
35	0.050	0.36	5.01	0.028	0.0009	20.25	0.47	0.55	0.025	0.054	0.216	0.0028	—	发明例
36	0.093	0.37	5.11	0.030	0.0022	19.55	0.46	0.53	0.028	0.025	0.183	0.0031	—	发明例
37	0.110	0.39	4.99	0.033	0.0015	20.33	0.53	0.51	0.033	0.055	0.157	0.0029	—	发明例
38	0.130	0.40	5.01	0.031	0.0016	20.25	0.46	0.50	0.028	0.033	0.137	0.0025	—	发明例

表 1 1

钢板 编 号	奥氏体相 百分率 (体积%)	应力腐蚀裂纹试验结果							
		母材部				焊接部			
		24h	48h	72h	96h	24h	48h	72h	96h
31	58	○	○	○	○	○	○	○	○
32	56	○	○	○	○	○	○	○	○
33	63	○	○	○	○	○	○	○	○
34	56	○	○	○	○	○	○	○	○
35	57	○	○	○	○	○	○	○	○
36	58	○	○	○	○	○	○	○	○
37	58	○	×	—	—	○	×	—	—
38	57	×	—	—	—	×	—	—	—

表12

钢板 编号	化学成分												备注	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	V	N	O		其他
41	0.018	0.35	4.95	0.028	0.0011	20.11	0.02	0.51	0.031	0.001	0.235	0.0025	—	发明例
42	0.021	0.43	5.13	0.031	0.0015	20.12	0.08	0.49	0.035	0.033	0.241	0.0031	—	发明例
43	0.022	0.31	5.21	0.028	0.0013	20.15	0.10	0.50	0.029	0.031	0.251	0.0025	—	发明例
44	0.018	0.35	4.10	0.028	0.0015	20.21	0.12	0.51	0.030	0.033	0.233	0.0026	—	发明例
45	0.020	0.36	5.31	0.029	0.0009	20.01	0.28	0.50	0.033	0.054	0.241	0.0027	—	发明例
46	0.021	0.35	4.88	0.033	0.0015	20.01	0.50	0.50	0.030	0.025	0.240	0.0028	—	发明例
47	0.019	0.39	6.75	0.028	0.0013	19.99	0.49	0.49	0.035	0.001	0.241	0.0028	—	发明例
48	0.020	0.40	4.99	0.028	0.0012	20.11	0.53	0.51	0.001	0.033	0.138	0.0031	—	发明例
49	0.018	0.40	5.01	0.033	0.0011	19.93	0.48	0.51	0.001	0.001	0.244	0.0036	—	发明例
50	0.018	0.51	5.05	0.031	0.0013	20.01	0.87	0.52	0.030	0.031	0.248	0.0029	—	发明例

表 1 3

钢板 编号	奥氏体相百分率 (体积%)	吸收能量 (J/cm ²)	
		母材部	焊接部
41	57	148	123
42	59	179	141
43	63	190	165
44	56	191	171
45	60	195	176
46	59	198	180
47	58	197	181
48	57	199	183
49	60	198	181
50	64	203	183

表 1 4 A

编 号	化学成分 (质量%)												奥氏 体相 百分 率 (体 积%)	耐晶界 腐蚀性	备注
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	V	N	O			
1	0.015	0.1 3	3.5 1	0.02 8	0.002 1	20.1 3	0.6 1	0.4 8	0.02 5	0.02 2	0.24 1	0.002 1	58	无裂纹	发明 例
2	0.016	0.3 8	3.6 6	0.02 6	0.002 2	20.1 1	0.6 6	0.4 7	0.02 6	0.03 1	0.24 3	0.003 3	59	无裂纹	发明 例
3	0.015	0.4 6	3.6 1	0.03 1	0.002 3	20.1 5	0.5 9	0.4 3	0.02 8	0.03 3	0.24 1	0.002 6	60	产生 裂纹	比较 例
4	0.015	0.6 1	3.5 5	0.02 8	0.002 1	20.0 6	0.6 6	0.4 6	0.03 1	0.03 6	0.24 3	0.002 5	58	产生 裂纹	比较 例

表 1 4 B

钢编号	奥氏体相百分率 (体积%)	耐晶界腐蚀性	备注
表 1, 2 的钢 No. 5	56	无裂纹	发明例
表 1, 2 的钢 No. 6	55	无裂纹	发明例
表 1, 2 的钢 No. 7	50	无裂纹	发明例
表 1, 2 的钢 No. 8	48	无裂纹	发明例

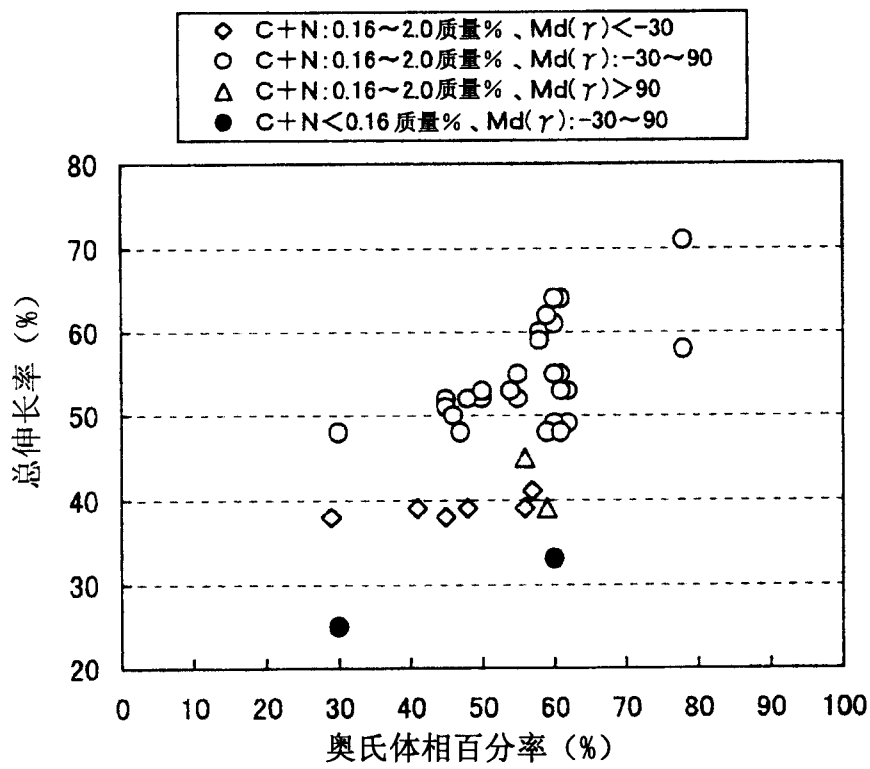
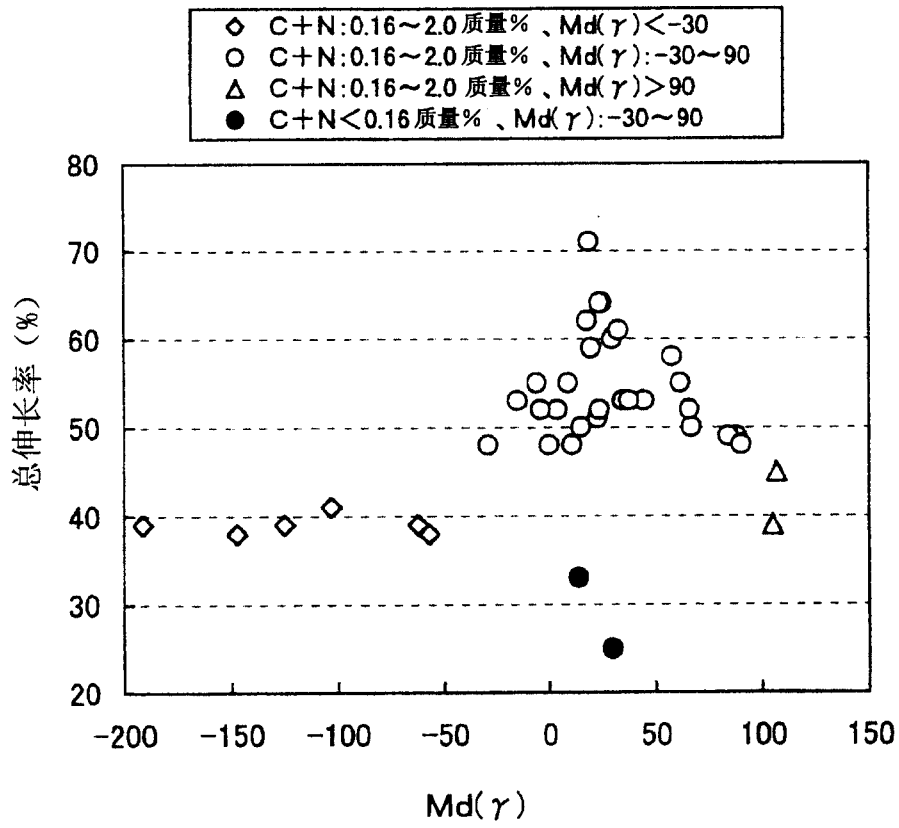


图1



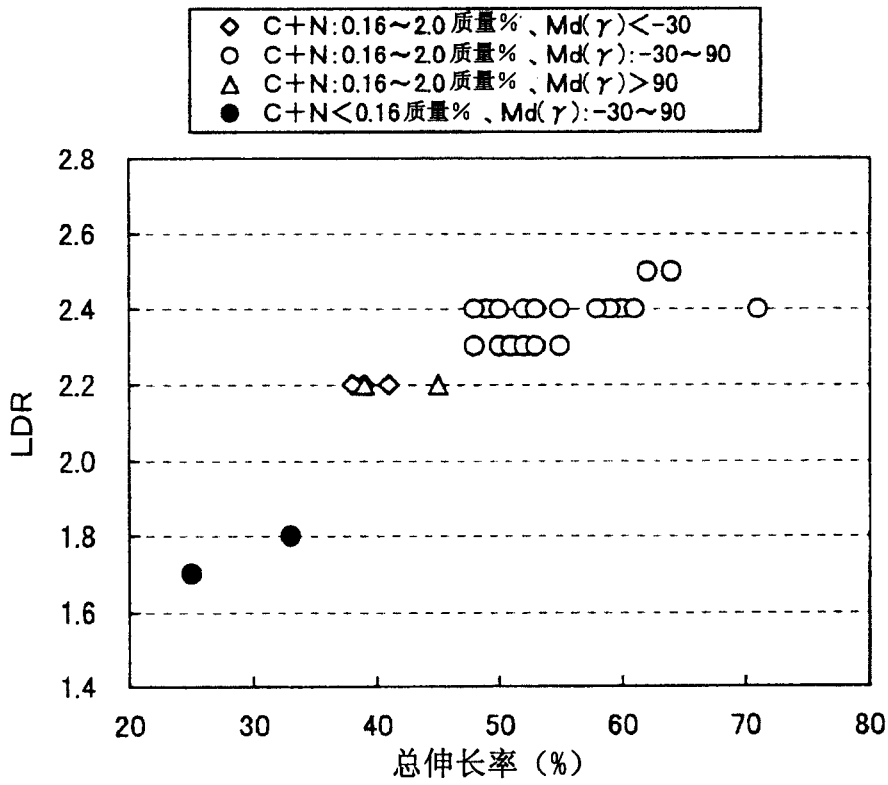


图3

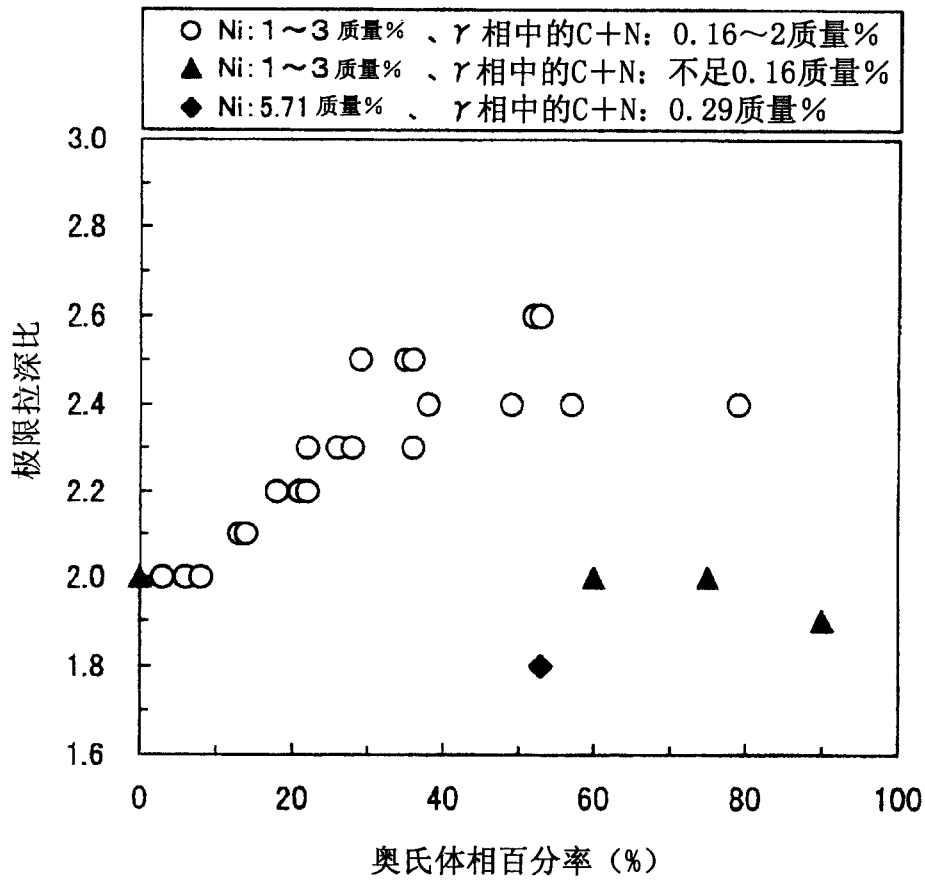


图4

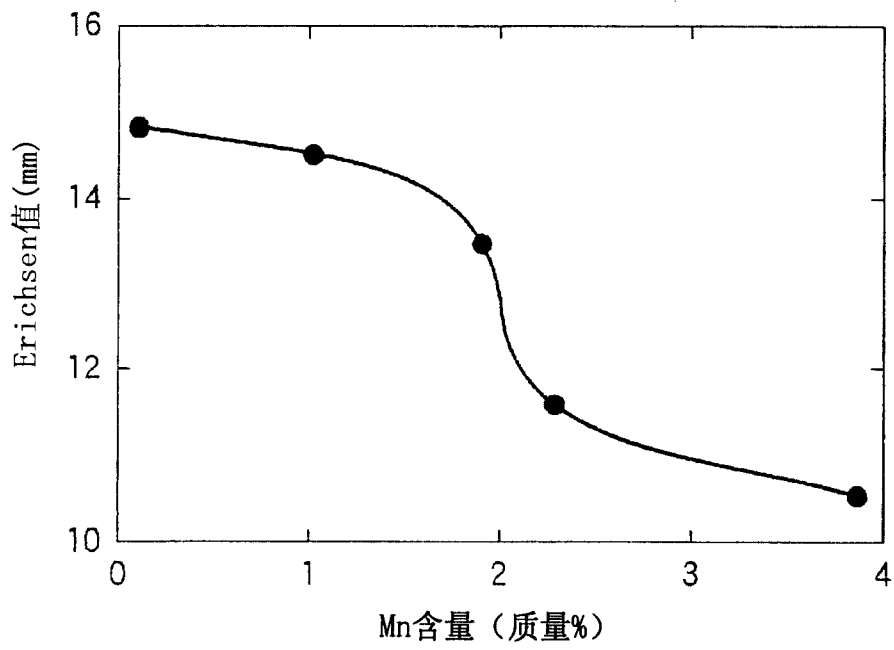


图5

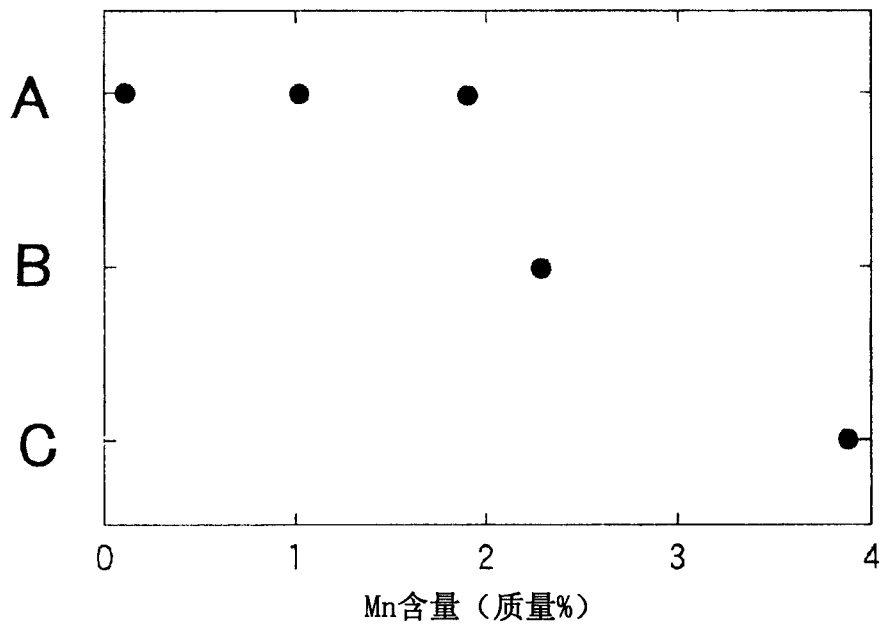


图6

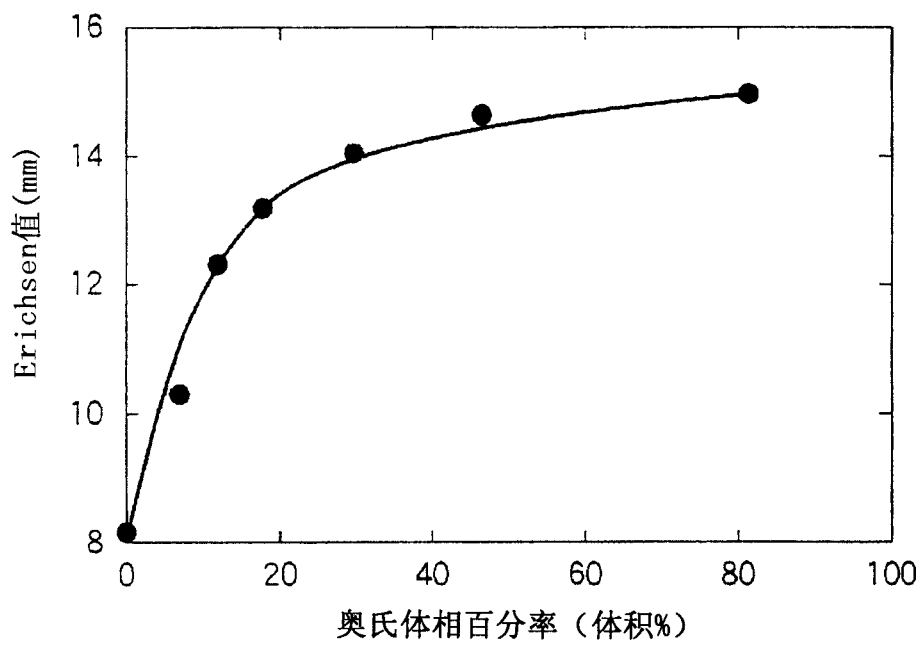


图7

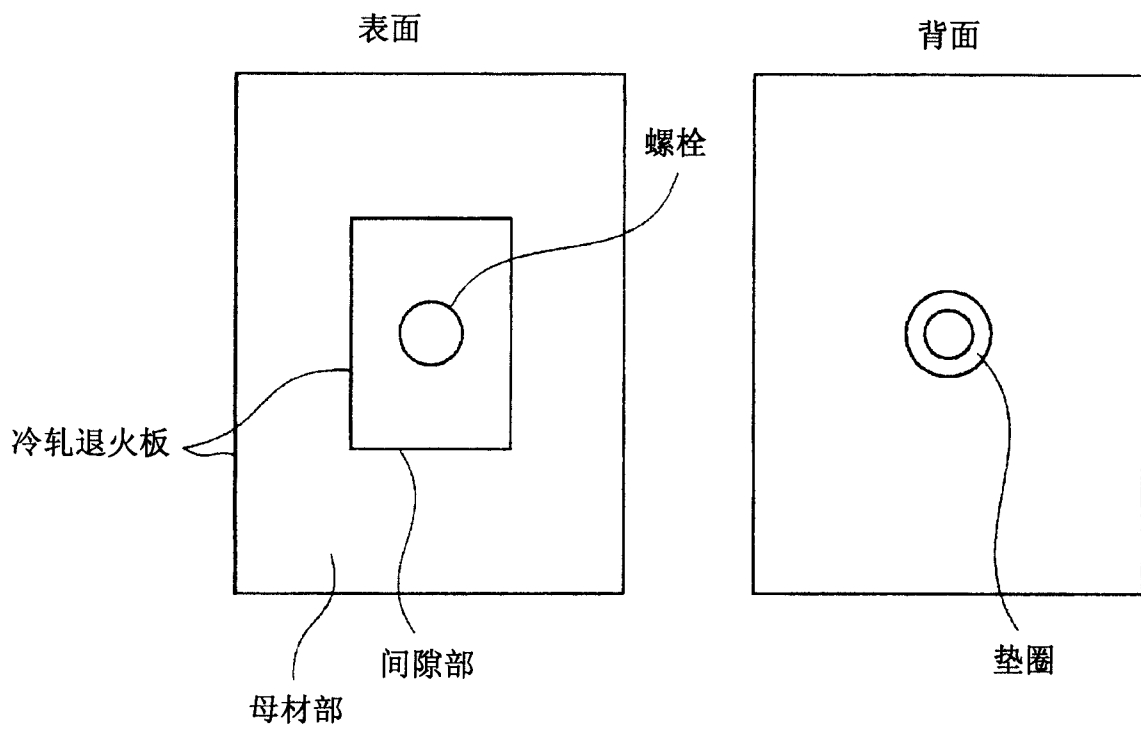


图8

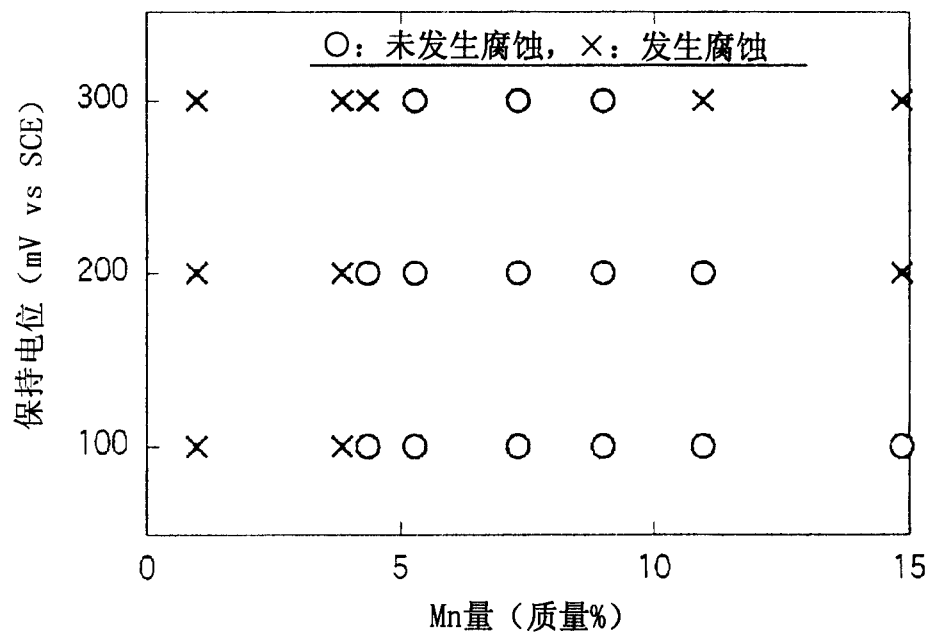


图9

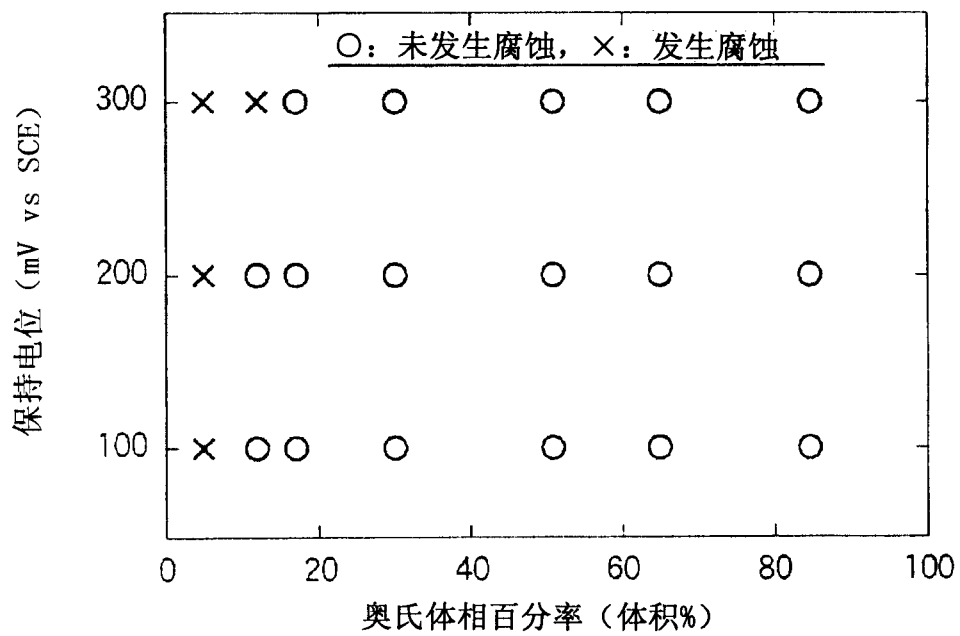


图10