



(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 103987867 B

(45)授权公告日 2017.03.08

(21)申请号 201280059246.5

(22)申请日 2012.11.30

(65)同一申请的已公布的文献号  
申请公布号 CN 103987867 A

(43)申请公布日 2014.08.13

(30)优先权数据  
10-2011-0126839 2011.11.30 KR  
10-2012-0137844 2012.11.30 KR

(85)PCT国际申请进入国家阶段日  
2014.05.30

(86)PCT国际申请的申请数据  
PCT/KR2012/010326 2012.11.30

(87)PCT国际申请的公布数据  
W02013/081422 KO 2013.06.06

(73)专利权人 POSCO公司  
地址 韩国庆尚北道浦项市

(72)发明人 崔点镛 宋秉俊 白种洙

(74)专利代理机构 北京北翔知识产权代理有限公司 11285

代理人 王媛 钟守期

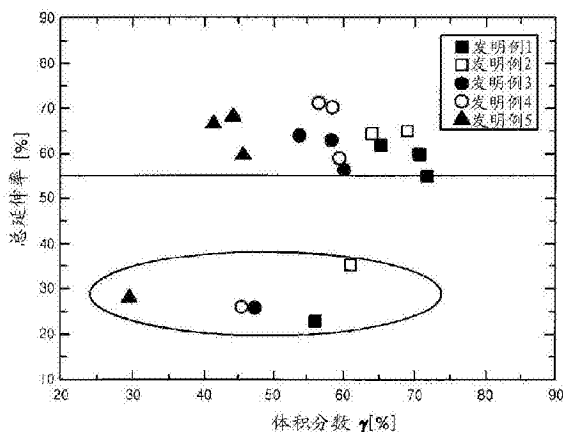
(51)Int.Cl.  
G22C 38/00(2006.01)  
G22C 38/58(2006.01)  
G21D 8/00(2006.01)

(56)对比文件  
JP 特开平7-90471 A,1995.04.04,  
CN 101403077 A,2009.04.08,  
CN 101090988 A,2007.12.19,  
审查员 李剑锋

权利要求书1页 说明书15页 附图7页

(54)发明名称  
节约型双相不锈钢及其制备方法

(57)摘要  
本文公开了一种节约型双相不锈钢及其制备方法。本发明的节约型双相不锈钢包含,以重量计,0.08%或更少的C;0.2-3.0%或更少的Si;2-4%的Mn;19-23%的Cr;0.3-2.5%的Ni;0.2-0.3%的N;0.5-2.5%的Cu;余量为Fe和其他不可避免的杂质。本发明的高延展性节约型双相不锈钢的制造方法通过使钢水在浇铸辊之间穿过而制造薄板,其中钢水中含有的超过氮溶解度极限的量的氮通过浇铸辊排放至外部。



1. 一种节约型双相不锈钢,其包含:

以重量计,0.08%或更少的C;0.2-3.0%的Si;2-4%的Mn;19-23%的Cr;0.3-2.5%的Ni;0.2-0.3%的N;0.5-2.5%的Cu;余量为Fe和其他不可避免的杂质,其中,所述节约型双相不锈钢包含40-75%体积分数的奥氏体相和25-60%体积分数的铁素体相,且其中应变诱导马氏体的含量为5%或更少。

2. 根据权利要求1的节约型双相不锈钢,还包含以重量计0.1-1.0%的W。

3. 根据权利要求1的节约型双相不锈钢,其中其具有50%或更高的延伸率。

4. 一种高延展性节约型双相不锈钢的制造方法,其包括:通过使钢水在浇铸辊对之间穿过而制造薄板,其中所述钢水含有,以重量计,0.08%或更少的但不为0%的C;0.2-3.0%的Si;2.0-4.0%的Mn;19.0-23.0%的Cr;0.3-2.5%的Ni;0.2-0.3%的N;0.5-2.5%的Cu;余量为Fe与其他不可避免的杂质,

其中钢水中所含的超过氮溶解度极限的量的氮在固化时通过浇铸辊而排放至外部,

其中通过使钢水在浇铸辊对之间穿过而制造的薄板通过连续置于浇铸辊对的串联辊来进行轧制过程,然后进行热轧和退火过程,冷轧过程,以及冷轧后的退火过程,其中冷轧后的退火过程在1000-1100℃的温度范围下进行,条件是所述冷轧后的退火过程在1000-1050℃下进行60秒或更长时间,且在1050-1100℃下进行30秒或更长时间。

5. 根据权利要求4的制造方法,其中浇铸辊对的至少任一个辊具有形成于圆周方向上的氮排放通道。

6. 根据权利要求4的制造方法,其中在所述浇铸辊的表面上形成尺寸为15-25μm的凹凸部件。

7. 根据权利要求4的制造方法,其中形成多个宽度为50-500μm且长度为50-300μm的氮排放通道,并且彼此相邻的氮排放通道之间的间隔为100-1000μm。

8. 一种节约型双相不锈钢,通过使钢水在浇铸辊之间穿过进行快速浇铸而制备,所述钢水含有,以重量计,0.08%或更少的但不为0%的C;0.2-3.0%的Si;2.0-4.0%的Mn;19.0-23.0%的Cr;0.3-2.5%的Ni;0.2-0.3%的N;0.5-2.5%的Cu;余量为Fe与其他不可避免的杂质;其中钢水中所含的超过氮溶解度极限的量的氮在钢水固化时通过浇铸辊而排放至外部,含有体积分数为40-75%的奥氏体相和体积分数为25-60%的铁素体相的结构以非定向构型形成,使得塑性各向异性最小化,且其中应变诱导马氏体的含量为5%或更少。

9. 根据权利要求8的节约型双相不锈钢,其中其在所有方向上具有55%或更高的延伸率。

## 节约型双相不锈钢及其制备方法

### 技术领域

[0001] 本发明涉及一种节约型双相不锈钢及其制备方法,更具体地,涉及一种高延展性节约型双相不锈钢,其中在薄带连铸法(strip casting process)中,在钢水固化时,超过氮溶解极限的量的氮被除去,并且其中退火热处理条件得到改善,以及涉及其制备方法。

### 背景技术

[0002] 一般而言,具有优异的加工性和耐腐蚀性的奥氏体基不锈钢包含作为基础材料金属的铁(Fe)和作为主要原材料的铬(Cr)和镍(Ni),并且所述奥氏体基不锈钢通过向其中加入其他元素(如钼(Mo)、铜(Cu)等)而被开发成为各种钢,因而满足了各种应用。

[0003] 由于具有耐腐蚀性和加工性的304系不锈钢、316系不锈钢包含如Ni、Mo等高价原材料,200系不锈钢和400系不锈钢作为其替代物被提出。然而,200系不锈钢和400系不锈钢具有如下缺点:其成型性和耐腐蚀性不足以与300系不锈钢媲美。

[0004] 同时,由于通过将奥氏体相与铁素体相混合而获得的双相不锈钢具有奥氏体基钢与铁素体基钢所提供的所有优点,至今已经开发了各种类型的双相不锈钢。

[0005] 美国专利第5624504号(1997年4月29日)公开了“具有高强度和延伸率的双相结构不锈钢以及制备所述不锈钢的方法”。

[0006] 该专利涉及一种双相不锈钢,其包含20至95%体积分数的平均晶粒直径为10 $\mu$ m的马氏体基结构,余量基本上为铁素体基结构,所述双相不锈钢包含0.10重量%或更少的C,2.0重量%或更少的Si,4.0重量%或更少的Mn,0.040重量%或更少的P,0.010重量%或更少的S,4.0重量%或更少的Ni,10.0重量%至20.0重量%的Cr,0.12重量%或更少的N,多于0.0050重量%至0.0300重量%的B,0.02重量%或更少的O,和4.0重量%或更少的Cu,且任选地包含0.20重量%或更少的Al,3重量%或更少的Mo,0.20重量%或更少的REM,0.20重量%或更少的Y,0.10重量%或更少的Ca,以及0.10重量%或更少的Mg,余量为不可避免的杂质。

[0007] 双相不锈钢在各种与腐蚀有关的环境中具有优异的耐腐蚀性,尤其是与奥氏体基不锈钢(如304系、316系等)相比,所述耐腐蚀性由美国钢铁协会(American Iron and Steel Institute,AISI)所定义。

[0008] 然而,由于双相不锈钢包含如Ni、Mo等高价原材料,增加了其制备成本,因而与其他钢相比具有价格竞争方面的缺点。

[0009] 近来,为了弥补价格竞争方面的缺点,人们愈加关注于通过从双相不锈钢中排除其中所含的高价合金元素(如Ni、Mo等)而向其中加入低价合金元素的双相不锈钢,从而进一步强调与价格有关的优点。

[0010] 然而,取决于基于铁素体的相与基于奥素体的相在强度上的差异,节约型双相不锈钢易受热加工的影响,因而具有大量产生表面裂纹和边缘裂纹的缺点。

[0011] 同时,正在进行各种研究和开发以改善上文所述的双相不锈钢和节约型双相不锈钢的热加工性,在下文中,介绍了与此有关的现有技术文献。

[0012] 日本专利特开公开第2005-271307号(2007年4月5日)公开了“具有优异热加工性的双相不锈钢”。

[0013] 该专利涉及一种尽管包含大量的N仍具有优异热加工性和高耐腐蚀性的双相不锈钢,所述包含以下元素至少之一:0.03重量%或更少的C,0.1至2.0重量%的Si,0.1至2.0重量%的Mn,0.05重量%或更少的P,0.03重量%或更少的S,20.0至30.0重量%的Cr,1至11重量%的Ni,0.05至3.0重量%的Cu,0.005至0.5重量%的Nd,0.001至0.1重量%的sol.Al(可溶Al),0.1至0.5重量%的N,0.5至6重量%的Mo,和1至10重量%的W,余量为Fe和杂质,其中在杂质中含有0.05重量%或更少的P和0.03重量%或更少的S。在该情况下,通过调节P使其含量最小化并向钢中加入Nd而改善热加工性。

[0014] 中国专利第101613839号(2009年12月30日)公开了“包含高氮和低镍的双相不锈钢及其制备方法”。

[0015] 该专利涉及一种包含高氮和低镍的双相不锈钢,所述双相不锈钢包含0.01至0.10重量%的C,0.2至1.0重量%的Si,4至12重量%的Mn,18至23重量%的Cr,0.05重量%或更少的P,0.03重量%或更少的S,0.2至1.0重量%的Ni,0.2至0.4重量%的N,和1.0重量%或更少的Mo、W和Cu至少之一,余量为Fe和不可避免的杂质,并且在该情况下,通过增加Ni含量并降低退火温度而提高经济效率。

[0016] 美国专利申请公开第2003-398128号(2004年3月18日)公开了“具有改善的热加工性的含高锰的双相不锈钢及其制备方法”,所述双相不锈钢包含0.1重量%或更少的C,0.05至2.2重量%的Si,2.1至7.8重量%的Mn,20至29重量%的Cr,3.0至9.5重量%的Ni,0.08至0.5重量%的N,5.0重量%或更少的Mo,1.2至8重量%的W,余量为Fe和不可避免的杂质,其中限制Cu组分并增加Mn含量。

[0017] 日本专利特开公开第1998-257018号(1998年9月10日)公开了“制备包含22%Cr的双相不锈钢热轧钢带的方法”。

[0018] 其特征在于,在制备包含21至23重量%Cr的双相不锈钢热轧钢带时,通过在1050至1150℃对板坯加热而进行粗轧,随后在900℃或更高进行精轧。

[0019] 然而,由于上文所述的现有技术文献中仍包含大量的高价Ni、Mo等,存在生产成本增加的问题。

[0020] 此外,对于热加工性而言,当合金元素借助于现有常规连续浇铸法来加工时,由于在由液相固化为固相时氮固溶度(solid solubility)的差异而在板坯中产生孔隙(见图1),因此,在后续过程中,如再加热过程和热轧过程,在产品的表面上产生大量缺陷,并且为了去除该大量缺陷,必须进行单独的磨削过程,因而在整个过程中具有例如不必要的过载的缺点。

[0021] 此外,如图2所示,在横向上形成了带状铁素体结构,因而导致塑性各向异性(plastic anisotropy)增加的问题,从而使各个轧制方向上的延伸率不满足参照值。

[0022] 本发明背景技术所述的上述内容仅为助于完全理解本发明而提供,因此,那些内容不应被视为对应于本领域技术人员先前已知的相关领域的技术。

## 发明内容

[0023] 技术问题

[0024] 本发明的一个目的是提供一种高延展性节约型双相不锈钢,其中N、Ni、Si和Cu各自的含量可调节从而降低了制备成本,其确保耐腐蚀性和延展性等于或高于奥氏体基不锈钢,并且解决了由N产生的钢内部孔隙和钢表面孔隙而导致的产品缺陷的问题,以及提供其制备方法。

[0025] 此外,本发明的另一个目的是提供一种节约型双相不锈钢,其中奥氏体和铁素体各相的分数可调节,因而确保了50%或更大的高延展性,同时确保了类似于304钢的耐腐蚀性,因而显著地提高了加工性并极大节省了高价合金元素。

[0026] 技术方案

[0027] 根据本发明的一个示范性实施方案,提供一种节约型双相不锈钢,其包含:0.08重量%或更少的C;0.2-3.0重量%或更少的Si;2-4重量%的Mn;19-23重量%的Cr;0.3-2.5重量%的Ni;0.2-0.3重量%的N;0.5-2.5重量%的Cu;余量为Fe和其他不可避免的杂质。

[0028] 所述节约型双相不锈钢还可包含0.1-1.0重量%的W。

[0029] 所述节约型双相不锈钢可由45-75%体积分数的奥氏体和55-25%体积分数的铁素体组成。

[0030] 应变诱导马氏体(strain induced martensite)的量可以为5%或更少。

[0031] 节约型双相不锈钢可具有50%或更大的延伸率。

[0032] 根据本发明的另一个示范性实施方案,提供一种制备高延展性节约型双相不锈钢的方法,其包括:通过使钢水在浇铸辊对之间穿过而制备薄板,其中钢水中所含的超过氮溶解极限的量的氮在固化过程中通过浇铸辊而排放至外部。

[0033] 浇铸辊对中的至少任一个辊可具有形成于圆周方向上的氮排放通道。

[0034] 所述钢水可包含0.08重量%或更少(但不为0重量%)的C;0.2-3.0重量%的Si;2.0-4.0重量%的Mn;19-23重量%的Cr;0.3-2.5重量%的Ni;0.2-0.3重量%的N;0.5-2.5重量%的Cu;余量为Fe和其他不可避免的杂质。

[0035] 通过使钢水在浇铸辊对之间穿过而制备的薄板可通过连续置于浇铸辊对的串联辊(in-line-roller)来进行轧制过程,随后进行热轧和退火过程,冷轧过程,冷轧后的退火过程,其中冷轧后的退火过程在1000-1100℃范围内的温度下进行,条件是该过程在1000-1050℃进行60秒以上,且在1050-1100℃进行30秒以上。

[0036] 可在浇注辊的表面上形成尺寸为15至25μm的凹凸部件。

[0037] 可形成多个宽度为50至500μm且长度为50至300μm的氮排放通道,相邻两个氮排放通道之间的间隔可为100至1000μm。

[0038] 根据本发明的另一个示范性实施方案,提供一种节约型双相不锈钢,其通过使钢水在浇铸辊对之间穿过进行快速浇铸来制备,所述钢水包含0.08重量%或更少(但不为0重量%)的C;0.2-3.0重量%的Si;2.0-4.0重量%的Mn;19.0-23.0重量%的Cr;0.3-2.5重量%的Ni;0.2-0.3重量%的N;0.5-2.5重量%的Cu;余量为Fe和其他不可避免的杂质,其中钢水中所含的超过氮溶解极限的量的氮在钢水的固化过程中通过浇铸辊而排放至外部。

[0039] 包含40-75%体积分数的奥氏体相和25-60%体积分数的铁素体相的结构可以非定向构型(non-oriented scheme)形成,以使塑性各向异性最小化。

[0040] 所述节约型双相不锈钢可在所有方向上具有55%或更大的延伸率。

[0041] 有益效果

[0042] 根据本发明一个示例性实施方案的双相不锈钢可获得以下效果。

[0043] 可调节包括高价元素(例如Ni、Si、Cu和Mo)在内的合金组分的各含量,以节省资源并且原材料的价格可大幅下降,并且特别是可确保与304钢的耐腐蚀性相同或更高的耐腐蚀性,以及50%或更高的优异的延伸率,由此可令人满意地用作304钢的替代物用于成形工艺。

[0044] 此外,可调节相分数和合金组分的组成范围以确保50%或更高的延伸率和改善可加工性,由此可被用于成形和弯曲的用法。此外,由于该材料为薄材料,可降低重量比重,从而本发明的钢可由轻量的材料制成。

[0045] 根据本发明另一个示例性实施方案的双相不锈钢和其制备方法可获得以下效果。

[0046] 可调节包括高价元素(例如Ni、Si、Cu和Mo)在内的合金组分和N组分的各含量,以节省资源并且最小化制造成本。

[0047] 通过利用薄带连铸工艺,可省去单独的热轧过程,如此可以解决由热轧过程时产生的边缘裂纹和表面裂纹所引发的问题。

[0048] 由于通过在铸造过程中在固化时排放超过氮溶解度极限的量的氮可解决由薄板的内部孔隙和表面孔隙引起的问题,可解决由超过氮溶解度极限的量的氮所产生的边缘裂纹和表面裂纹问题。

[0049] 可提高材料的产率,并且可省略在热轧过程中必须进行的表面磨削过程。

[0050] 可最优化退火热处理的条件以确保与304钢相同或更高的耐腐蚀性,和55%或更高的延伸率。

## 附图说明

[0051] 图1示出了现有连续铸造方法和一般的薄带连铸工艺制造的薄板中的内部孔隙;

[0052] 图2示出了现有连续铸造方法和热轧过程制造的薄板的内部精细结构;

[0053] 图3示出了在1100℃下热处理的根据本发明一个示例性实施方案的材料的公称应变(nominal strain)和公称应力(nominal stress)的曲线图;

[0054] 图4示出了根据本发明一个示例性实施方案的发明钢与对比钢之间的临界点蚀电位对比的图形;

[0055] 图5示意性示出了本发明的薄带连铸工艺;

[0056] 图6为在本发明的浇铸辊中形成的氮排放通道的示意图;

[0057] 图7a示出了由于大量的孔隙而在薄板上形成的凹痕缺陷;

[0058] 图7b示出了根据本发明另一个示例性实施方案的高延展性节约型双相不锈钢的表面缺陷;

[0059] 图8示出了双相不锈钢与节约型双相不锈钢之间的热加工性的对比;

[0060] 图9示出了热轧的节约型双相不锈钢;

[0061] 图10示出了本发明制备的高延展性节约型双相不锈钢的表面;

[0062] 图11示出了本发明另一个示例性实施方案的延伸率随冷轧后的退火温度的变化;

[0063] 图12示出了本发明另一个示例性实施方案的奥氏体的相分数随冷轧后的退火温度的变化;

[0064] 图13示出了本发明另一个示例性实施方案的延伸率随奥氏体相分数变化的变化;

[0065] 图14示出了本发明另一个示例性实施方案的延伸率随退火温度和时间变化的变化;

[0066] 图15a示出了本发明另一个示例性实施方案制备的高延展性节约型双相不锈钢的内部结构;以及

[0067] 图15b示出了本发明另一个示例性实施方案的各方向的延伸率的对比。

### 具体实施方式

[0068] 在下文中,将参照相应的附图详细描述本发明的示例性实施方案,以使本领域技术人员可以容易地实施本发明。然而,所描述的实施方案可以各种不同的方式改变,并且本发明并不限于本说明书中提供的实施方案而是以实例的方式说明。

[0069] 作为参考,在本发明的描述中,将不详细描述已知的功能或结构因为这将不必要地模糊对本发明的理解。

[0070] 本发明涉及一种节约型双相不锈钢,其在具有奥氏体和铁素体两相的双相不锈钢中,具有降低含量的高价合金元素(例如Ni、Mo、Si、Cu等)。所述节约型双相不锈钢可维持与常规的奥氏体基不锈钢、304钢相同或更高的耐腐蚀性。此外,所述节约型双相不锈钢可以确保与奥氏体基不锈钢相同或更高的延伸率,与304钢相同或更高的延伸率。用作304钢的替代物的节约型双相不锈钢由于本发明的优异的延伸率和耐腐蚀性,可用于腐蚀环境或用于常规的成形产品。此外,可制备所述节约型双相不锈钢并且将其用作例如带、棒、板、片材、管子和筒的产品。

[0071] 所述节约型双相不锈钢确保与奥氏体基不锈钢304钢和316钢相同的耐腐蚀性,并且含有降低含量的Ni,具有经济效果。此外,所述节约型双相不锈钢作为用于需要耐腐蚀的工业装置的钢受到关注,工业装置例如脱盐装置、矿浆装置、纸装置、化学装置,因为其易于确保高强度。日本专利特许公开号61-056267、WO 02/027056和WO 96/18751公开了节约型双相不锈钢。在这些中,日本专利特许公开号61-056267和WO 02/027056中公开的节约型双相不锈钢按照ASTM A240标准化,前者对应于S32304(代表组分23Cr-4Ni-0.13N)且后者对应于S32101(代表组分21Cr-1.5Ni-5Mn-0.22N)。

[0072] 此外,韩国专利特许公开号2006-0074400公开了节约型双相不锈钢并且在根据ASTM A240标准化的S81921钢的情况下,2.5wt%的Ni和2.4wt%的Mo,即高价合金元素包含其中。

[0073] 以冷加工的观点,设计这些双相不锈钢,即为了增强耐腐蚀性而不是成形性,由此提供比在特殊应用部件所需要的显著的耐腐蚀。此外,由于耐应力腐蚀也比设计中要求的优异,可以提供技术方案;然而,与加工性相关的因素即延展性不及奥氏体基的不锈钢。因此,在需要成形、弯曲等的各种工业领域的应用中有许多的限制,这在经济角度是不适合的。因此,需要开发这样一种双相不锈钢,其用于工业装置和各种成形过程,所述钢能够通过不使用高价元素降低制备成本、确保与304钢、304L钢和316钢相同或更高的耐腐蚀性,并特别地,确保等于或高于304钢的加工性(即延展性)。

[0074] 此外,具有优异的成形性(即,延伸率)的奥氏体基不锈钢含有4%或更高的高价金属Ni,具有制造成本过高和贵重资源(例如Ni等)大量消耗的问题。

[0075] 此外,大量的Mn大大增加了钢的氮固溶度以确保节约型双相不锈钢的耐腐蚀性;

然而,对耐腐蚀性有副作用的夹杂物例如Mns等易于形成而劣化耐腐蚀性。此外,在电加工时,产生的Mn灰尘等引起环境问题。因此,已开发具有铁素体相和奥氏体相共存的两相结构的钢,作为用于确保与奥氏体基钢相同或更高的延伸率和耐腐蚀性同时降低Ni、Mn等的方法。

[0076] 日本专利特许公开号1999-071643A提出一种奥氏体-铁素体基不锈钢的制备方法,所述不锈钢通过将Ni的加入量限制在低于0.1-1%的范围并调节存在于两相结构钢中的奥氏体的稳定指数至40-115而具有优异的延伸率。此外,为了确保奥氏体-铁素体基不锈钢的优异的加工性,韩国专利特许公开号2010-0097741公开了其中含有0.01-0.15%N的钢并且利用在拉伸试验时产生的应变诱导马氏体。另外,韩国专利特许公开号No.2006-0127107公开了其中含有0.05-0.6%N的钢以及利用加工过程中产生的相变的方法,该方法通过调节冷加工时存在于两相钢中的奥氏体的稳定度。

[0077] 在下文中,将详细描述本发明一个示例性实施方案的由奥氏体相和铁素体相构成的节约型双相不锈钢。

[0078] 根据本发明由奥氏体-铁素体构成的双相不锈钢可具有各种优异的性能,50%或更高的高延伸率与与304钢相同的耐腐蚀性。即,本发明提供了低碳、铬基不锈钢,其含有高含量的氮、优化Mn含量以及调节高价合金元素(例如Ni、Si、Mo、Cu等)至最优的水平。因此,通过调节奥氏体和铁素体的各相分数以适当地分布并调节合金元素从而在冷加工时形成5%或更少的应变诱导马氏体(即,最大化地抑制其形成含量)而制备具有优异的延伸率和耐腐蚀性的奥氏体-铁素体的双相不锈钢。

[0079] 根据本发明示例性实施方案的节约型双相不锈钢极大降低了制备成本中的原材料的价格以显著提高价格竞争力,并且提高延伸率至能够被用于各种使用,例如不仅在包括简单弯曲过程的成形过程中,而且可用于复杂的弯曲过程等。此外,节约型双相不锈钢可确保延伸率和耐腐蚀性达到能被用作304钢的替代物用于成形过程的程度。

[0080] 在下文中,将描述限制本发明的组分的原因(在下文中,wt%简写为%)。

[0081] C为奥氏体形成元素并且由于强化了固溶度而有效增加了材料的强度。然而,当加入过量的C时,在铁素体-奥氏体相的边界处C易于与碳化物形成元素例如Cr(对耐腐蚀性有效)结合,由此降低晶界周围的Cr含量以及降低耐腐蚀性,因此优选C加入的范围为大于0至0.08%或更低以最大化耐腐蚀性。

[0082] Si为为了脱氧效果部分加入的元素并形成铁素体,其在退火热处理时富集在铁素体中。因此,Si需要以0.2%或更多加入以确保适合的铁素体的相分数。然而,3.0%或更多的过量加入迅速增加了铁素体相的硬度,从而劣化了两相钢的延伸率,并且难于确保获得具有足够延伸率的奥氏体相。此外,过量的Si被加入时,在制造钢时可劣化熔渣流动性,并且Si与氧结合形成夹杂物,由此劣化了耐腐蚀性。因此,优选Si含量限制在0.2-3.0%。

[0083] N是在双相不锈钢中与Ni一起极大有助于奥氏体相的稳定的元素并且是在退火热处理时在奥氏体相中富集的元素之一。因此,N含量的增加可附带产生耐腐蚀性的增加和高强度。然而,N的固溶度根据所加入的Mn含量而改变。当N含量超过Mn含量范围的0.3%或更高,由于氮固溶度过量,由于可引出浇铸时气孔、针孔等的产生所引起的表面缺陷,难于稳定地制造钢。同时,N以0.2%或更多加入以确保与304钢相同的耐腐性,并当N含量过低,难于确保适合的相分数。因此,优选N含量限制在0.2-3.0%。



[0084] Mn是一种脱氧剂并且是增加氮固溶度及形成奥氏体的元素。当Mn被用作高价Ni的替代物并且以大于4%的含量添加时,难以保证与304钢相同的耐腐蚀性。当加入大量Mn时,提供了改善氮固溶度的作用;然而,Mn在钢中与S偶联形成MnS,从而使耐腐蚀性下降。此外,当Mn含量小于2%时,即使调节了Ni、Cu、N等奥氏体形成元素,也难保证合适的奥氏体相分数,并且由于所加入的N的固溶度低,因此在常压下不能获得充分的N的固溶度。因此,优选地,将Mn含量限定为2%至4%。

[0085] Cr与Si一起是稳定铁素体的元素,其对确保双相不锈钢的铁素体相起主要作用,并且对于保证耐腐蚀性来说是必要的。当增加Cr含量时,耐腐蚀性得到加强;然而,需要增加高价的Ni或其他奥氏体形成元素的含量以维持相分数。因此,为了维持双相不锈钢的相分数并且确保耐腐蚀性与STS304的相同或高于STS304,将Cr含量限定在19至23%。

[0086] Ni与Mn、Cu和N一起为稳定奥氏体的元素,并且对确保双相不锈钢的铁素体相起主要作用。为了降低价格,通过减少Ni而获得的相分数的平衡可以通过最大限度地减少高价的Ni含量并增加奥氏体形成元素Mn和N的含量得到充分地维持。然而,为了抑制产生于冷加工时的应变诱导马氏体的形成,并且确保奥氏体的足够的稳定性,Ni需要加入0.3%以上。当加入大量Ni时,奥氏体的分数提高,这样使得难以保证合适的奥氏体分数,尤其是由于含高价Ni的产品的制造成本增加,其相较于304钢来说难以保证竞争力。因此,优选地,将Ni含量限定在0.3%至2.5%。

[0087] W为奥氏体形成元素,其增加耐腐蚀性,作为Mo的替代物加入;然而,在热处理时,其在700至1000度下促使金属间形成化合物,从而造成耐腐蚀性和机械性能下降。当W含量高于1%时,由于在金属间形成了化合物,因此耐腐蚀性,尤其是延伸率迅速劣化。另外,W需要加入0.1%以上,以具有改善的耐腐蚀性作用。因此,优选地,将W含量限定在0.1%至1.0%。

[0088] 此处,优选地,由奥氏体-铁素体组成的双相不锈钢的组成为75-45%体积分数的奥氏体和25-55%体积分数的铁素体。

[0089] 当奥氏体的体积分数小于45%时,在退火过程中在奥氏体相中产生奥氏体形成元素的过度富集现象。因此,奥氏体要足够稳定,以抑制在变形中形成的应变诱导马氏体的变形量,并且奥氏体强度通过极度的金属元素的固溶度而极度增加,这样使得材料的抗拉强度也得到充分的保证。然而,延展性劣化,因此不能获得所需的延伸率和强度。因此,考虑到延展性高,优选地,所述奥氏体具有45%以上的体积分数。

[0090] 然而,当奥氏体具有75%以上体积分数时,在热轧时会发生表面裂纹等,这使得热加工性会劣化并且丧失作为双相结构钢的性能。因此,优选地,所述奥氏体具有75%以下的体积分数。

[0091] 此外,本发明的特征在于在冷加工或拉伸应变时形成的应变诱导马氏体的量为5%以下。应变诱导马氏体为当不稳定的奥氏体变形时形成的硬质相,其诱发加工硬化以促进增加钢的延伸率。在本发明的钢的情形中,所述钢为由奥氏体和铁素体构成的双相不锈钢,奥氏体相的稳定可以通过合适的合金元素的分布调节。因此,在拉伸形迹时,应变诱导马氏体形成于局部颈缩的前面和后面。

[0092] 在应变诱导马氏体如图3所示迅速形成的情形中,由于快速的加工硬化,延伸率通过材料的硬度迅速劣化。因此,在由本发明的合金钢的的奥氏体和铁素体构成的双相不锈

钢的情形中,当应变诱导马氏体具有5%以下的含量时,可以保证与304钢相同的50%以上的延伸率。因此,优选地,在冷加工时形成的应变诱导马氏体具有5%以下的含量。

[0093] 在下文中,将详细描述具有优良延伸率和耐腐蚀性的由马氏体-铁素体构成的节约型双相不锈钢。制备具有本发明元素的组成范围的节约型双相不锈钢样品并且使这些样品进行热轧和退火过程、冷轧过程、以及冷轧后的退火过程以调节材料的相分数,然后测量各自的延伸率和耐腐蚀性。下表1示出了关于实验钢的各合金组成(重量%)。

[0094] [表1]

[0095]

钢类型	C	Cr	Mn	Ni	Si	Cu	N	Mo	W
对比钢1	0.065	18.14	1.37	8.06	0.45	0.2	0.042	0.1	-
对比钢2	0.025	21.84	1.76	2.51	0.54	0.47	0.19	0.58	-
对比钢3	0.03	21	5.05	1.5	0.217	-	0.22	0.3	-
对比钢4	0.021	20.30	5.05	0.198	0.217	-	0.102	-	-
对比钢5	0.048	19.97	3.02	-	0.201	1.0	0.284	-	-
发明钢1	0.054	19.93	3.03	0.35	2.0	-	0.202	-	
发明钢2	0.50	20.12	3.03	2.05	2.0	0.8	0.234		
发明钢3	0.019	19.98	3.05	-	0.194	1.04	0.261		
发明钢4	0.052	20.03	3.10	0.5	1.95	2.0	0.251		
发明钢5	0.051	20.05	3.02	1.02	1.95	2.03	0.252		
发明钢6	0.05	20.0	3.0	1.51	1.95	2.02	0.253	-	
发明钢7	0.049	19.95	3.0	1.95	1.97	2.02	0.251	-	
发明钢8	0.051	19.87	2.91	0.5	0.865	1.0	0.24	-	
发明钢9	0.05	19.95	2.97	1.01	2.6	1.0	0.235	-	
发明钢10	0.051	19.93	2.96	1.04	1.53	1.0	0.232	-	0.9
发明钢11	0.047	21.33	3.04	1.02	1.53	1.0	0.23	-	0.48

[0096] 此外,表2示出了依赖于热处理温度的一些实验钢的铁素体和奥氏体的各相分数。

[0097] [表2]

[0098]

钢类型	热处理温度(°C)	铁素体分数 (%)	奥氏体分数 (%)
对比钢 4	950/1050/1100	71/78/83	30/22/17
对比钢 5	950/1000/1100	45/32/35	55/68/65
发明钢 1	1000/1100	35/36	65/64
发明钢 2	1000/1100	33/37	67/63

[0099]

发明钢 3	1000/1100	42/40	58/60
发明钢 4	1000/1100	53/38	47/62
发明钢 5	1000/1100	34/28	66/72
发明钢 6	1000/1100	38/33	62/67
发明钢 7	1000/1100	43/42	57/58
发明钢 8	1000/1100	47/45	53/55
发明钢 9	1000/1100	51/47	49/53
发明钢 10	1000/1100	47/42	53/58
发明钢 11	1000/1100	49/48	51/52

[0100] 在所述双相不锈钢中,相分数依赖于合金组分和热处理温度而改变。因此,表2示出了当具有不同合金组分的对比钢4、5及发明钢1至11分别在950、1050、1100和1200℃下热处理时铁素体和奥氏体的各个相分数。可以理解在发明钢1至11中铁素体的相分数具有约25至55%的范围,并且奥氏体的相分数具有75至45%的范围。此外,当对比钢4在1050和1100℃下热处理时,铁素体的相分数分别为78%和83%,并且奥氏体的相分数分别为22%和17%。即,可理解对比钢4不包括在本发明的铁素体和奥氏体的相分数范围内。

[0101] 图3为示出了通过本发明获得的代表性的公称应变和公称应力的比较曲线。

[0102] 就图3而言,其示出了通过在1100℃下对每种材料进行热处理,接着进行拉伸试验的结果。在对比钢1的基于奥氏体的304钢的情形中,可以理解其延伸率为约70%,非常优异。尤其是,在具有与发明钢类似组分的双相不锈钢的对比钢2的情形中,其延伸率为约30%,明显较劣。然而,在对比钢5中,其中未调节双相不锈钢的奥氏体的稳定度,由于迅速形成了应变诱导马氏体,其延伸率通过快速的加工硬化而劣化(参见表3)。

[0103] 如图3所示,可理解在应力-应变曲线中几乎未示出在每种发明钢中的加工硬化率。这是由于可控制的是在冷加工时奥氏体变形成应变诱导马氏体,其中其延伸率几乎为50%以上。这一值等于本发明钢所要取代的304钢的延伸率,因此,本发明钢的延伸率相较于同水平的双相不锈钢而言是极优异的。

[0104] [表3]

[0105]

钢类型	热处理温度(°C) (°C)	奥氏体分数 (%)	延伸率(%)	最大应变诱导马氏体(%)
对比钢 4	950/1050/1000	30/22/17	33/36/48	4/5/7
对比钢 5	1000/1100	68/65	32/35	35/28
发明钢 1	1000/1100	65/64	50.5/56	0/0
发明钢 2	1000/1100	67/63	61/61	5/4
发明钢 3	1000/1100	58/60	54.5/59.7	0/0
发明钢 4	1000/1100	47/62	67/63	0/0
发明钢 5	1000/1100	66/72	56/61	0/0
发明钢 6	1000/1100	62/67	56/67	0/0
发明钢 7	1000/1100	57/58	61/61	0/0
发明钢 8	1000/1100	53/55	57/55	3/2
发明钢 9	1000/1100	49/53	51/50.5	5/2
发明钢 10	1000/1100	53/58	53/52	3/2
发明钢 11	1000/1100	51/52	52.5/54	0/2

[0106] 表3示出了用于本发明的对比钢和发明钢在各个热处理温度下热处理5分钟后的各自的延伸率,以及在拉伸试验时形成的应变诱导马氏体的含量。如上表3所示,延伸率极优异的情况为大多数的应变诱导马氏体具有的量5%以下的情况。可理解在对比钢4中,奥氏体的相分数不足,并且如图3中所示,由于形成了应变诱导马氏体导致快速的加工硬化,对比钢5的延伸率劣化了约40%的值。

[0107] 图4示出了临界点蚀电流值,其通过在3.5%的NaCl溶液中测量本发明钢和对比钢的耐腐蚀特性而获得,并且本发明钢示出与304钢、对比钢1的临界点蚀电流值相同的耐腐蚀性。

[0108] 如上所述,根据本发明,50%或更大的延伸率可以通过调节合金组分的组成和相分数而获得。

[0109] 在下文中,将描述根据本发明另一示例性的实施方案的高延性节约型双相不锈钢及其制备方法。

[0110] 本发明另一示例性的实施方案的高延性节约型双相不锈钢—其为具有奥氏体相和铁素体相的两相结构的不锈钢—降低各个高价合金元素如镍(Ni)、钼(Mo)、硅(Si)、铜(Cu)等的含量,并且进一步提高Ni含量以保持耐腐蚀性等于或高于基于奥氏体的不锈钢304钢的耐腐蚀性。此外,对高延性节约型双相不锈钢施加薄带连铸(strip casting)方法

以确保具有特定标准或更高的延性。

[0111] 高延性节约型双相不锈钢的制备方法具有技术特征：施加薄带连铸方法以提供快速的冷却速率，以使液相钢水直接制造为具有厚度为2至5mm的板，由此消除可能在常规铸造方法中产生的偏析，并且在铸造方法中在钢水固化时释放在钢水中包含的氮溶解极限量的氮，这不同于常规连续铸造方法或常规薄带连铸方法，以解决如氮溶解极限之差而产生的内部孔隙率和表面孔隙率的问题。

[0112] 如图5所示，本发明高延性节约型双相钢通过薄带连铸方法而不是通过常规的连续铸造方法而制备。

[0113] 由钢包1提供至中间包的钢水通过注射喷嘴3而通过浇铸辊对6，以使钢水通过浇铸辊对6以在钢水快速冷却并且固化的同时制造薄钢板8。薄板8通过连续置于浇铸辊6并且在卷绕设备10中缠绕的同轴轧辊(IRM)9而轧制。

[0114] 同时，半月形护罩4安装于浇铸辊6的上部部分以防止钢水表面与空气接触并且被氧化，并且合适的气体注入至半月形护罩4，由此形成合适的防止氧化的气氛。

[0115] 如上所述，钢水通过浇铸辊对6彼此接触的轧制尖端7并且通过同轴轧辊9而轧制，然后通过热处理方法和冷轧方法，由此制造厚度为10mm或更小的薄板。

[0116] 在具有图案的薄带轧制轧辊中直接制造如上所述厚度为10mm的薄板的一个最重要的技术因素为快速将钢水提供至通过相反方向的双鼓轧辊6和侧封板5之间的注射喷嘴3，其中通过水冷却的浇铸辊6的表面而释放出大量的热，以快速冷却钢水，由此制造具有所需厚度的薄板，其不含裂纹并且具有改进的屈服百分比。

[0117] 在本发明高延性节约型双相不锈钢的制备中，可以解决如在钢水中含有超过氮溶解极限量的氮的问题，这是由于含有氮而造成边缘裂纹和表面裂纹以及热可加工性劣化的原因。

[0118] 即，上述问题通过在使通过浇铸辊6的钢水固化时放出超过氮溶解极限量的氮而进行快速铸造，并且在铸造后，在同轴轧辊9中连续加工而完成快速铸造而解决，由此制造厚度为约2至5mm的薄板。

[0119] 优选本发明的高延性节约型双相不锈钢含有0.08%或更少的C；0.2-3.0%的Si；2.0-4.0%的Mn；19.0-23.0%的Cr；0.3-2.5%的Ni；0.2-0.3%的N；0.5-2.5%的Cu；和平衡量的Fe和其他不可避免的杂质，以重量计。在下文中，将描述限制上述数值的原因。

[0120] C为形成奥氏体的元素，并且由于增强固溶度而有效提高材料的强度。

[0121] 然而，当加入过量的C时，在铁素体-奥氏体相的边界处，C易于与形成碳化物的元素如有效耐腐蚀的Cr偶合，由此降低晶界处的Cr含量并且降低耐腐蚀性，因此优选C加入范围为0.08%或更少以使耐腐蚀性最大化。

[0122] Si为为了脱氧效果而部分加入并且形成铁素体相的元素，其在退火热处理时浓缩至铁素体。

[0123] 因此，Si加入量为0.2%或更多，以确保铁素体合适的相分数。

[0124] 然而，当加入3.0%或更多的Si时，铁素体的硬度快速提高以使伸长速率劣化，因此难以确保影响伸长速率的奥氏体相。

[0125] 此外，当加入过量Si时，在钢铁制造过程中炉渣流动性可能劣化，并且Si与氧偶合以形成夹杂并且劣化耐腐蚀性。

[0126] 因此,优选Si含量限制至0.2至3.0%。

[0127] N是在双相不锈钢中与Ni一起为大大有助于奥氏体相稳定的元素,并且为在退火热处理时在奥氏体相中具有浓度的一种元素。

[0128] 因此,N含量提高可以随之产生耐腐蚀性和强度改进;然而,由于N的固溶度可以依赖加入的Mn含量而改变,所以需要调节其含量。

[0129] 当N含量为大于Mn范围的0.3%或更大时,由于氮固溶度过量,所以砂眼、塞孔等在铸造时出现,由此出现产品表面缺陷问题。

[0130] 为确保耐腐蚀性等于304钢,N需要加入0.2%或更多,以使当N含量过低时,难以确保合适的相分数。

[0131] 因此,优选N含量限制至0.20至0.30%。

[0132] Mn为脱氧剂并且为提高氮固溶度并且形成奥氏体的元素,其作为高价Ni的替代物而加入。

[0133] 当Mn含量大于4%时,难以确保耐腐蚀性与304钢的耐腐蚀性相同,由此当加入4%或更多的Mn时,提供改进氮固溶度的效果;然而,在Mn与钢中的S偶合以形成MnS,由此劣化耐腐蚀性。

[0134] 此外,当Mn含量低于2%时,即使调节形成奥氏体的元素Ni、Cu和N等,难以确保奥氏体的合适的相分数,并且由于加入的N的固溶度低,所以在大气压力下不能获得足够的固溶度的N。

[0135] 因此,优选Mn含量限制至2%至4%。

[0136] Cr为与Si一起稳定铁素体的元素,在确保两相不锈钢的铁素体相中具有主要的作用,并且对于确保耐腐蚀性是必要的。

[0137] 当Cr含量提高时,耐腐蚀性提高;然而,高价Ni或其他形成奥氏体的元素的含量需要提高以保持相分数。

[0138] 因此,为保持两相不锈钢的相分数并且确保耐腐蚀性等于或高于STS304的耐腐蚀性,将Cr含量限制至19至23%。

[0139] Ni为与Mn、Cu和M一起稳定奥氏体的元素,并且在确保双相不锈钢的奥氏体相中具有主要的作用。

[0140] 为降低价格,通过降低Ni而使相分数平衡可以通过最大量地降低高价Ni含量并且提高另外的形成奥氏体的元素Mn和N的含量而充分地保持。

[0141] 然而,Ni是通过使用应变诱导马氏体或在冷加工时产生的机械孪晶而在加工或成型时确保延伸率的一种主要元素,并且当应变诱导马氏体过量时,难以确保由于开始冷加工或成型时的快速加工硬化的可加工性,以使Ni需要加入0.3%或更多,以确保足以抑制过量形成应变诱导马氏体的奥氏体相的稳定度。

[0142] 当大量加入Ni时,奥氏体相的分数提高,以使难以确保奥氏体的合适的分数并且奥氏体相过于稳定,使得在冷加工时,应变诱导马氏体的形成被抑制,由此难以确保充分的加工稳定性,特别地,由于含有高价Ni的产品的制造成本提高,所以与304钢相比难以确保竞争。

[0143] 因此,优选Ni含量限制至0.3%至2.5%。

[0144] 为降低价格,优选与Ni具有相同作用的Cu含量最小化,以使确保奥氏体相的稳定

度足以抑制在冷加工中产生的过量形成的应变诱导马氏体,Cu需要加入0.5%或更多。

[0145] 同时,当Cu含量为2.5%或更多时,由于热脆性而难以加工该产品,使得优选Cu含量调节至0.5至2.5%。

[0146] 同时,本发明人用具有以下表4中所示组分的钢水铁制造节约型双相不锈钢,以确保在钢水中具有超过氮溶解极限量的氮影响薄板的效果。

[0147] 对比钢1通过常规连续铸造方法而浇铸具有特定组分的钢水而获得,对比钢2通过常规的薄带连铸(快速浇铸)方法而浇铸具有特定组分的钢水而获得,并且本发明1至5通过薄带连铸方法同时释放在钢水中超过氮溶解极限的量的氮而获得。

[0148] [表4]

[0149]

分类	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	N	浇铸方法	氮释放	内部孔隙率
对比例1	0.05	1.35	2.8	20.3	1.06	1.0	0.23	连续浇铸	X	○
对比例2	0.05	1.35	2.8	20.3	1.06	1.0	0.23	快速浇铸	X	○
发明例1	0.045	1.08	3.02	19.63	0.98	0.98	0.272	快速浇铸	○	X
发明例2	0.071	1.3	3.81	19.69	1.14	0.5	0.24	快速浇铸	○	X
发明例3	0.051	1.28	3.07	20.02	1.0	0.503	0.24	快速浇铸	○	X
发明例4	0.051	1.27	3.09	20.41	1.03	0.5	0.25	快速浇铸	○	X
发明例5	0.02	1.21	2.63	20.53	0.85	0.793	0.22	快速浇铸	○	X

[0150] 由图7a可以确定在对比钢1和2中,在薄板中形成大量的孔隙以引起凹痕缺陷等。

[0151] 原因是由于当钢水通过浇铸辊并且固化时产生的氮溶解度之差。

[0152] 本发明高延性节约型双相不锈钢具有氮组分范围为2000至3000ppm。

[0153] 钢水由液相固化为固相以以下顺序进行:液相 $\rightarrow$ 液相+ $\delta$ 相 $\rightarrow$  $\delta$ 相 $\rightarrow$  $\delta$ 相+奥氏体,其中当液相改变为 $\delta$ 相时,氮溶解度为约1164ppm,其具有的溶解度之差为约836至1836ppm。

[0154] 当某些氮在液相中过饱和时,氮改变为气相,使得各种孔在固化的材料中形成并且各种孔在材料表面形成的固化的核中形成。

[0155] 如上所述,各种孔实际上存在于固化的材料中并且一些孔在热轧过程中被压缩;然而,未压缩的孔作为内部缺陷而进行,并且当在加热炉加热而暴露至外面时,未压缩的孔发展为各种表面缺陷。

[0156] 同时,由图7b可以确定在根据本发明钢1至5浇铸的各个薄板中,不存在取决于氮溶解度差的内部孔。

[0157] 可以提出在薄带连铸工艺中除去钢水中含有的超出氮溶解度极限的量的氮的多种方法,其中在本发明的高延展性节约型双相不锈钢的制造方法中,作为本发明的一个实例,氮排放通道在浇铸辊的表面形成以在钢水固化时排出超过氮溶解度极限的量的氮。

[0158] 如图6所示,由氮造成的内部孔隙问题大多数发生在钢水穿过浇铸辊对并且被迅速冷却的过程中。

[0159] 因此,在钢水通过浇铸辊的同时,钢水中超过氮溶解度极限的量的氮被同时排出。为了这一目的,优选地,氮排放通道6a在浇铸辊的表面形成,以使得在浇铸的过程中能够排出氮。

[0160] 氮排放通道6a是细的足以仅排出氮气而不使钢水通过的通道。氮排放通道6a可通

过多种方案在浇铸辊中形成,并且氮排放通道6a在浇铸辊的表面上在圆周方向上形成以能够根据浇铸辊的旋转朝着浇铸辊的外侧方向引导和排出氮气。

[0161] 氮排放通道6a对应宽度为50-500 $\mu\text{m}$ 、长度为50-300 $\mu\text{m}$ 的细通道,并且多个氮排放通道在浇铸辊的圆周方向上形成,其中优选地,彼此相邻的氮排放通道6a之间的间隔为100-1000 $\mu\text{m}$ 。

[0162] 可以对氮排放通道6a的形状,及其结构和应用位置作各种改变,只要它们能够实现其功能。

[0163] 同时,当形成多个氮排放通道6a时,浇铸辊与穿过浇铸辊的钢水的接触面积可能减少,因此优选在浇铸辊的表面上有突出的凹凸部件,目的是防止接触面积减少。

[0164] 凹凸部件的平均大小为15-25 $\mu\text{m}$ 。

[0165] 同时,本发明的发明人用Gleeble评估了常规双相不锈钢和节约型双相不锈钢的热加工性,所述常规双相不锈钢和节约型双相不锈钢具有表5中示出的各个组分。

[0166] [表5]

[0167]

类别	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	N	注释
对比例3	0.02	0.43	1.52	21.5	2.07	0.81	0.17	热轧
对比例4	0.03	0.57	5	21.2	1.45	0.3	0.21	热轧
对比例5	0.05	1.5	3.0	20.09	1.04	1.0	0.246	热轧
对比例6	0.051	0.84	2.98	19.94	1.02	1.0	0.242	热轧
发明例6	0.05	1.5	3.0	20.09	1.04	1.0	0.246	薄带连铸

[0168] 对比实施例3通过对常规双相不锈钢(329LA)实施热轧过程获得,对比实施例4通过对200系列不锈钢(2101)实施热轧过程获得,对比实施例5和6通过对节约型双相不锈钢实施热轧过程获得。

[0169] 图8证实了对比实施例3具有极其出色的热加工性,并且对比实施例4的热加工性虽然对比比实施例3的低,但是对比实施例4的数值仍是热轧法的最小数值的50%或更高。

[0170] 同时,在均为节约型双相不锈钢的对比实施例5和对比实施例6中,证实了在高温下热加工性迅速变差,具体地,在约1000 $^{\circ}\text{C}$ 下,热加工性为约40%,这是最小值。

[0171] 所述最小值对比比钢材4的最小值低约20%,这表明当通过一般的方法制造板胚,然后进行再加热过程和热轧过程时,可能会因为热加工性的缺陷而发生大量的边缘裂纹和表面裂纹。

[0172] 图9证实了对对比实施例5和6实施一般的热轧过程时,发生了边缘裂纹和表面裂纹。

[0173] 同时,图10证实了在通过薄带连铸工艺制造本发明的高延展性节约型双相不锈钢的过程中,省略了热轧过程,使得在实施热轧过程时发生的表面裂纹和边缘裂纹没有发生。

[0174] 如上所述,通过一般方法制造的节约型双相不锈钢具有多种问题,例如由高氮水平造成的内部孔隙(所述高氮水平因浇铸产生),由热加工性变差造成的大量的裂缝发生等,因此当使用其中省略了热轧过程的薄带连铸工艺时,可通过持续不断的在线轧制制造厚度为1-5mm且没有边缘裂纹和表面裂纹的薄钢板。

[0175] 同时,根据本发明的高延展性节约型双相不锈钢的制造方法,薄钢板通过浇铸辊



制造,串联辊(in-line-roller)连续地置于浇铸辊上,然后是热轧和退火过程,冷轧过程,以及冷轧后的退火过程,其中所述冷轧后的退火过程在1000℃或更高的温度下进行,从而制造可保证延伸率为55%或更高的薄钢板。

[0176] 本发明的发明人,对通过薄带连铸工艺制造的表4的发明实施例1-4的热轧薄钢板实施冷轧过程,然后是持续约5分钟的冷轧后的退火过程,然后测量取决于冷轧后的退火温度的延伸率的每个改变。

[0177] 如图11所示,当冷轧后的退火温度为1000℃或更高时,能够保证所期望的55%或更高的延伸率。

[0178] 另外,本发明的发明人,基于通过薄带连铸工艺制造的发明实施例1-5,测量了取决于冷轧后的退火温度的奥氏体相分数(fraction)(示于图12中)。

[0179] 根据图12可以理解,在1100℃的退火温度下,证实了奥氏体相分数的最大值,并且用1100℃或差不多的退火温度再加热时,奥氏体相分数减小,用于保证在冷轧后的退火过程后延伸率为约55%或更高的奥氏体相分数为约40-75%。

[0180] 如图13所示,当评述取决于通过薄带连铸工艺制造的冷轧板的奥氏体相分数的延伸率时,当奥氏体相分数的范围为40-75%时,保证了通过薄带连铸工艺制造的节约型双相不锈钢的延伸率为约55%或更高,除了退火温度为900℃的情况以外。

[0181] 另外,如图14所示,对通过薄带连铸工艺制造的热轧钢板实施冷轧过程,并测量在1000℃和1050℃下取决于退火时间的延伸率的每个改变。

[0182] 可以理解,在1200℃下退火约30秒时,获得的延伸率为约50%,这对于55%的目标值而言并不令人满意;然而,在相同的退火温度下,当退火时间增加至60秒时,能够保证约55%的延伸率。

[0183] 另外,在1250℃下退火约30秒时,能够保证延伸率为55%或更高,从而获得减少退火时间的效果。

[0184] 因此,具有所期望和所保证的55%的延伸率的钢材可通过保证在1200℃的退火温度下有60秒或更长时间的退火时间,和1050℃的退火温度下有30秒或更长时间的退火时间来获得。

[0185] 图15a是通过观察薄钢板的精细结构获得的视图,所述薄钢板如下制造:对上述通过薄带连铸工艺制造的热轧钢板进行冷轧,然后在1000℃或1050℃下进行退火过程,持续预定的退火时间。

[0186] 已有的带状铁素体(见图2)消失了,精细结构以非定向的方式排列,使得可以证实塑性各向异性由于所述精细结构而被降到最低。

[0187] 图15b示出了与轧制方向成0°的方向上的延伸率、与轧制方向成45°的方向上的延伸率和与轧制方向成90°的方向上的延伸率。

[0188] 可以理解,在通过现有的连续浇铸工艺、热轧工艺等制造的薄钢板1和薄钢板2中,与轧制方向成90°的方向上的延伸率未达到50%;然而,在通过薄带连铸工艺制造的薄钢板3和薄钢板4中,所有方向上的延伸率均为55%或更高。

[0189] 虽然为了示例性的目的,公开了本发明的优选实施方案,但是本领域技术人员会理解,可进行各种改变、添加和替换而不背离在所附权利要求书中公开的本发明的范围和精神。

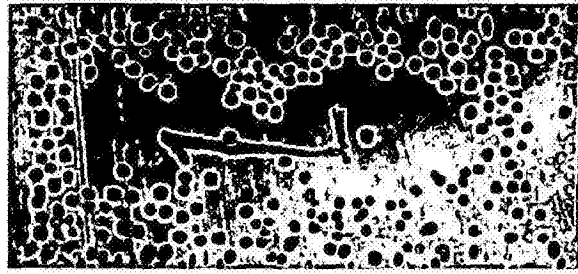


图1

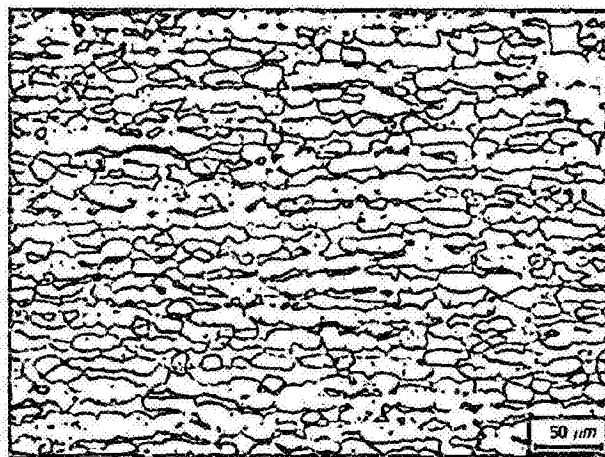


图2

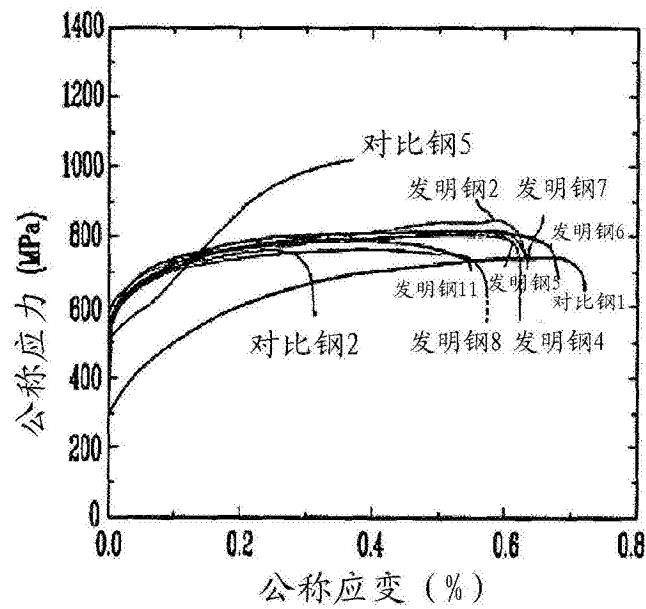


图3

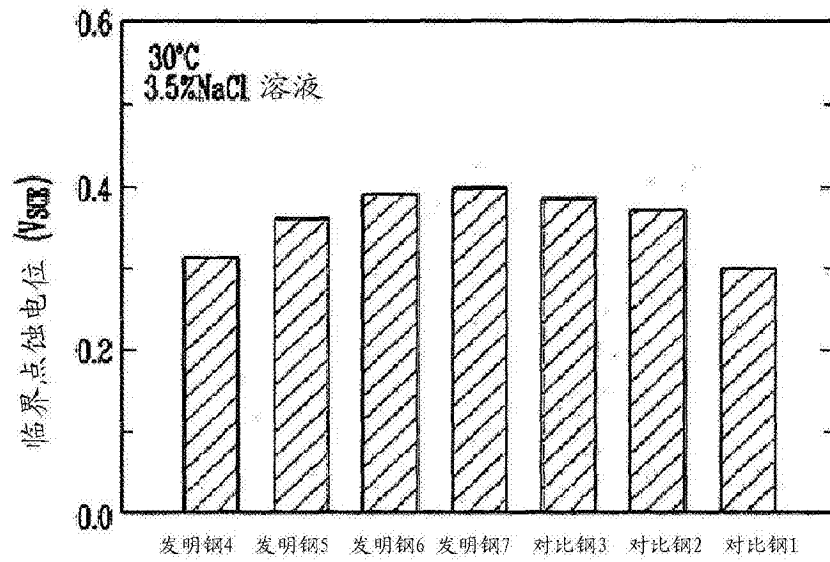


图4

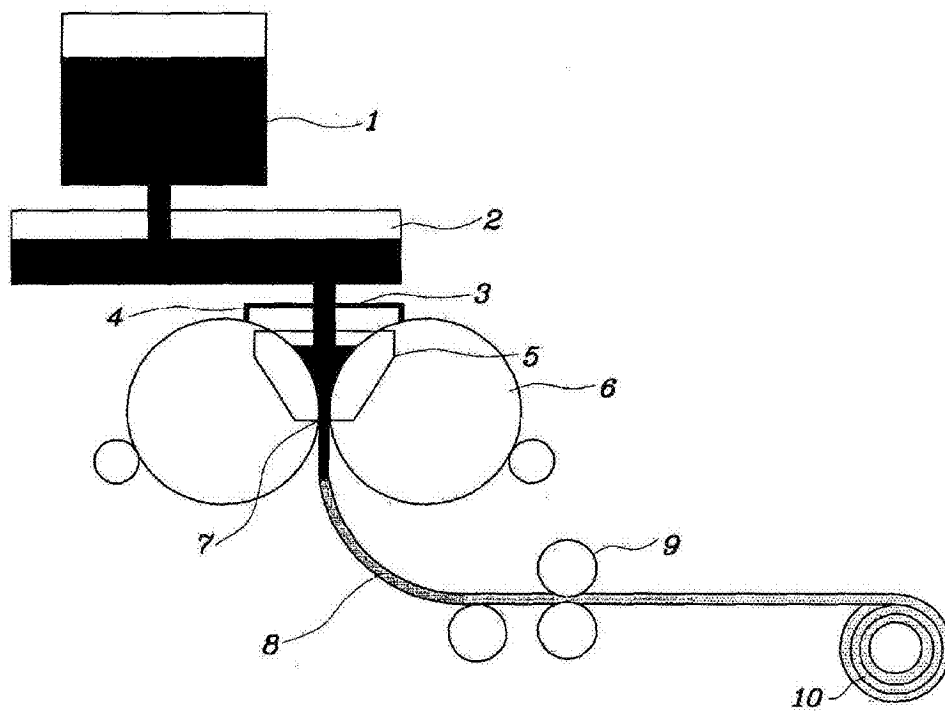


图5

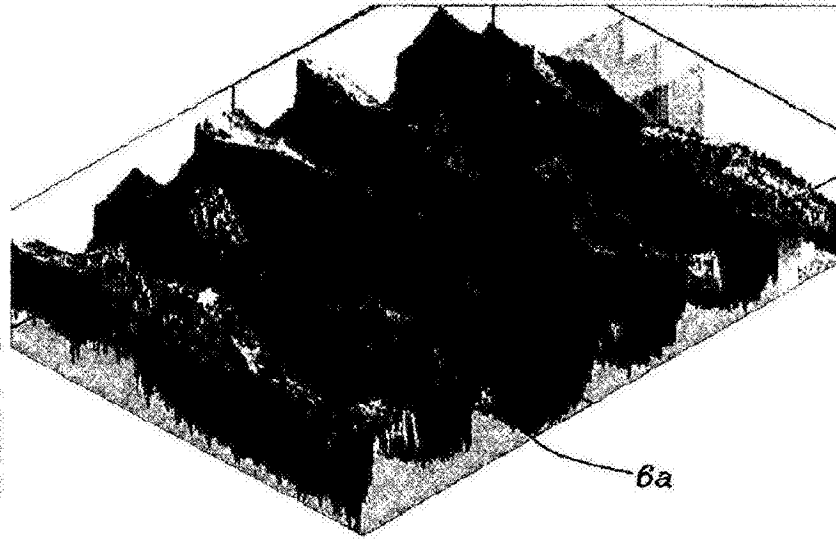


图6

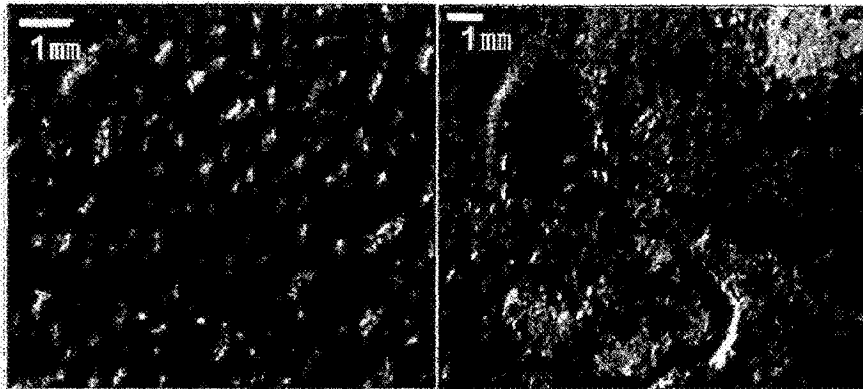


图7a

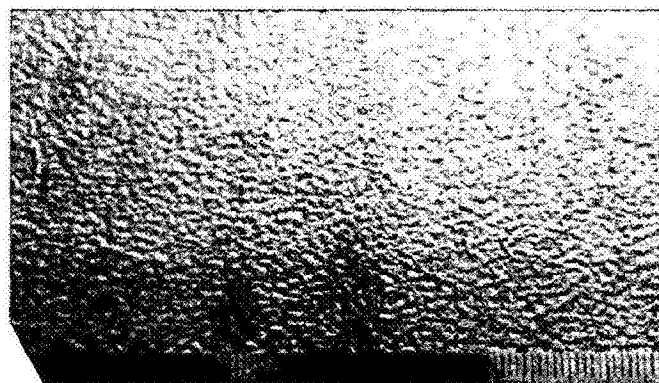


图7b

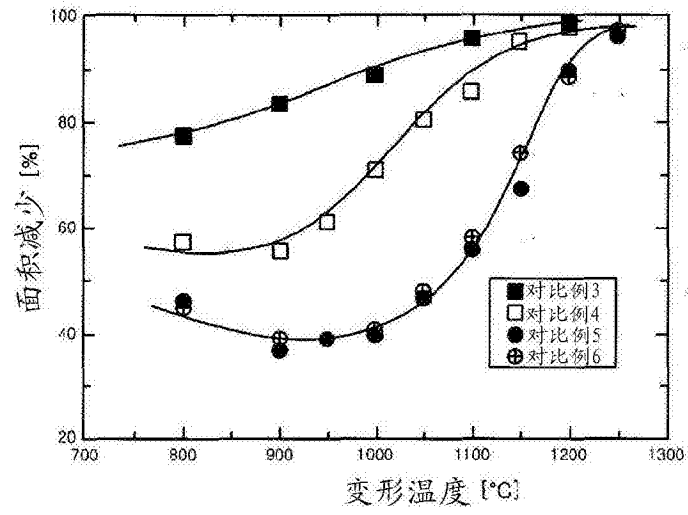


图8

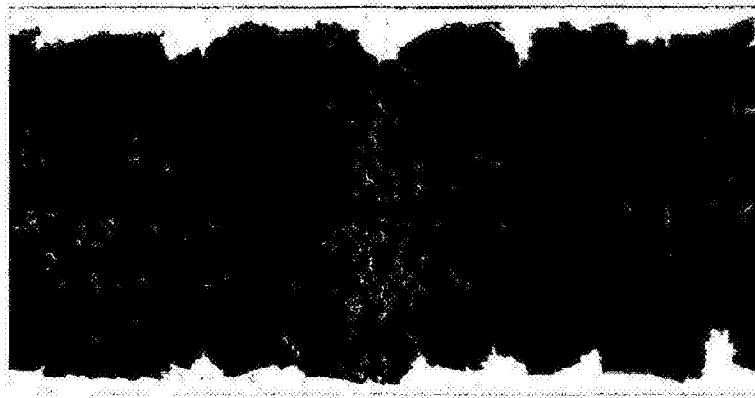


图9

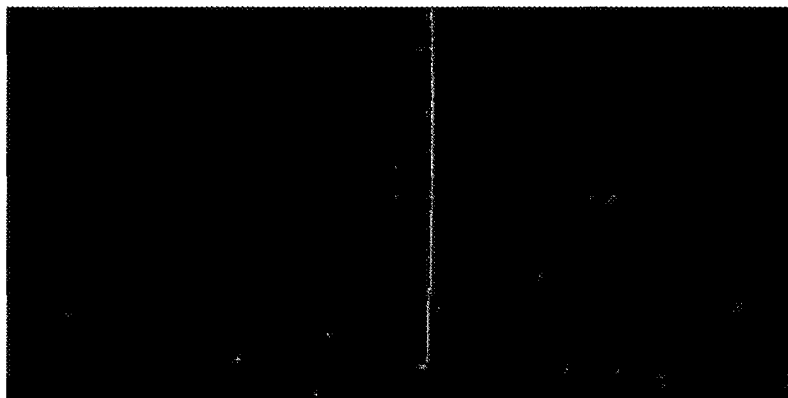


图10

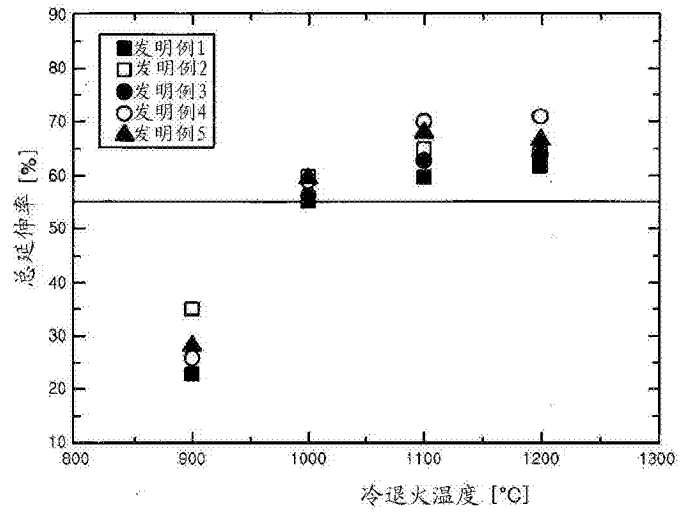


图11

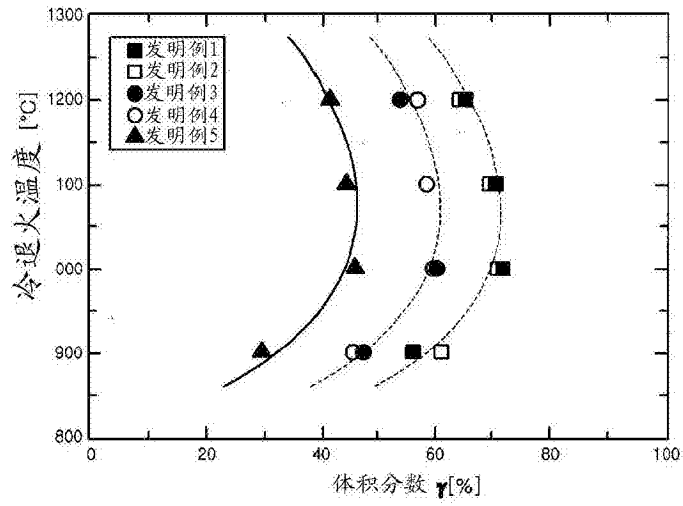


图12

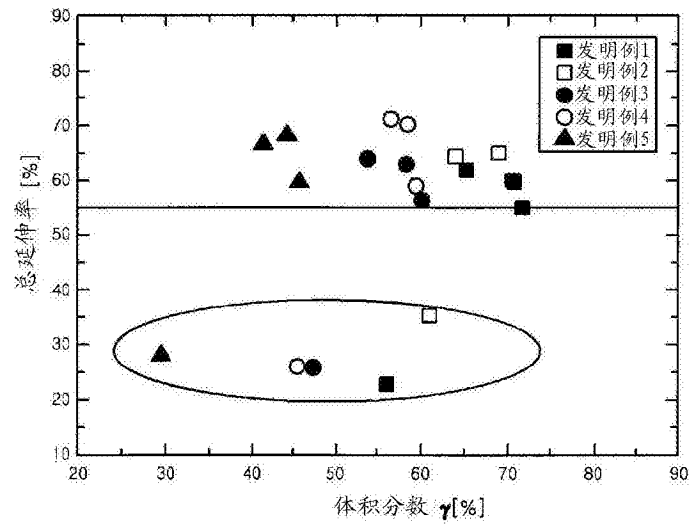


图13

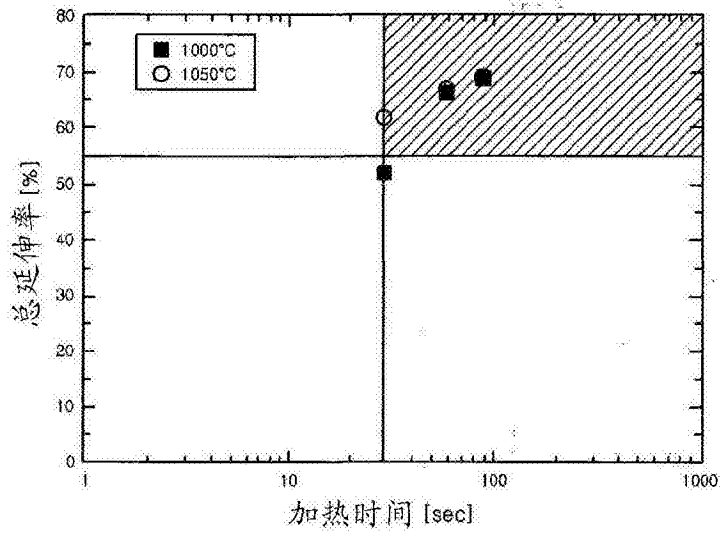


图14

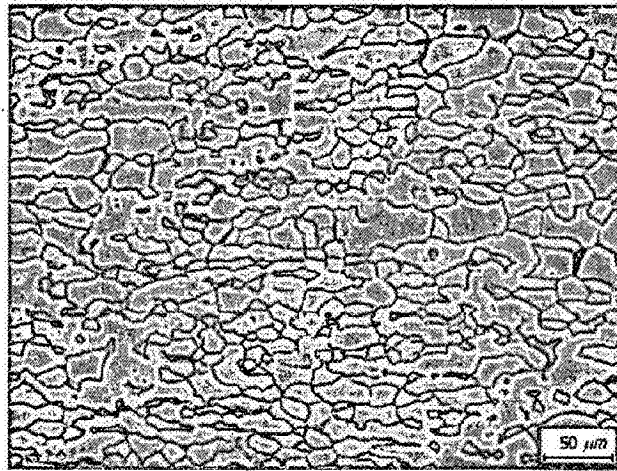


图15a

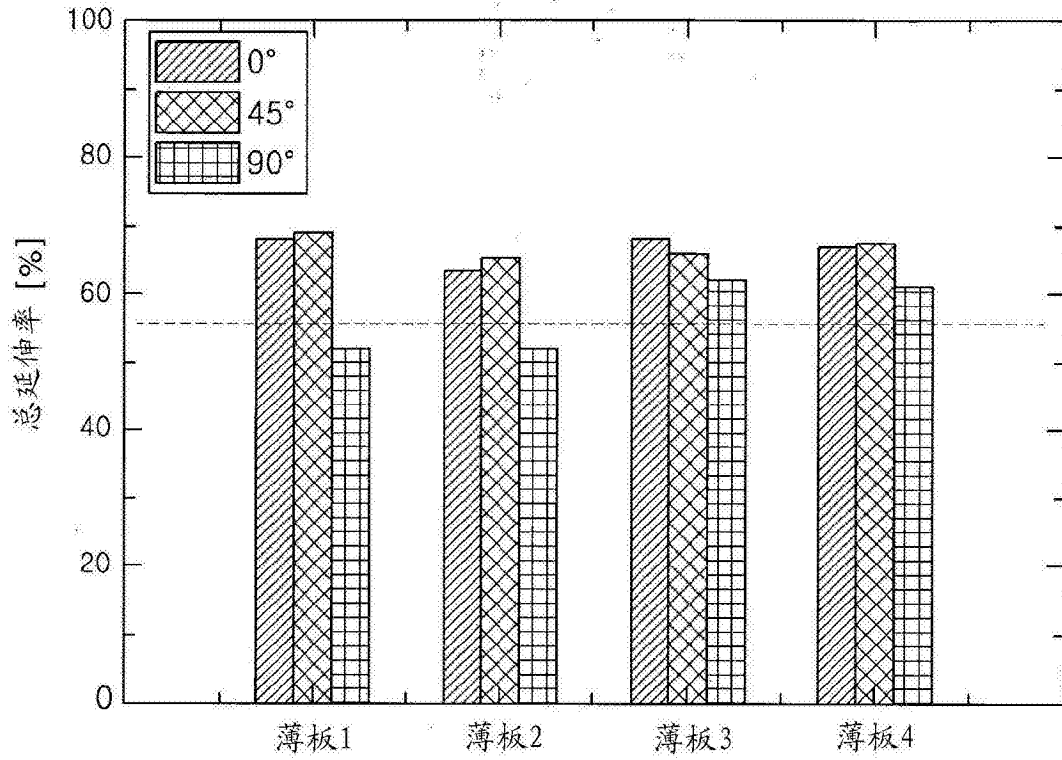


图15b