



(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 107109584 A

(43)申请公布日 2017.08.29

(21)申请号 201580071218.9

(74)专利代理机构 北京路浩知识产权代理有限公司 11002

(22)申请日 2015.12.22

代理人 王朋飞 张晶

(30)优先权数据

10-2014-0190492 2014.12.26 KR

(51)Int.Cl.

G22C 38/02(2006.01)

(85)PCT国际申请进入国家阶段日

G22C 38/42(2006.01)

2017.06.26

G22C 38/58(2006.01)

(86)PCT国际申请的申请数据

PCT/KR2015/014089 2015.12.22

G21D 1/26(2006.01)

G21D 8/00(2006.01)

(87)PCT国际申请的公布数据

W02016/105081 KO 2016.06.30

(71)申请人 POSCO公司

地址 韩国庆尚北道

(72)发明人 崔点镕 元圣渊 白种洙

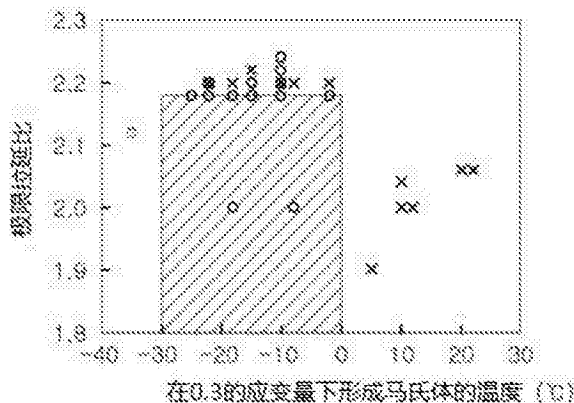
权利要求书1页 说明书8页 附图2页

(54)发明名称

拉拔性优异的节约型双相不锈钢及其制造方法

(57)摘要

本发明涉及一种不会发生延迟断裂而使拉拔性得到改善的节约型双相不锈钢及其制造方法。本发明的拉拔性优异的节约型双相不锈钢，以重量%计，包含：0.02~0.08%的C、0.5~1.3%的Si、2.5~3.5%的Mn、19~21%的Cr、0.6~1.2%的Ni、0.2~0.3%的N、0.5~1.2%的Cu、余量的Fe及其他不可避免的杂质，并且作为退火的铁素体和奥氏体的双相钢，对应于0.3的真实应变后形成的塑性诱导马氏体的量达到10%时测定的温度的Md\_SIM10和极限拉延比(LDR)满足下述数学式，-30℃≤Md\_SIM10≤0℃-----(数学式1)2.08≤LDR≤2.18-----(数学式2)。



1. 一种拉拔性优异的节约型双相不锈钢,以重量%计,其包含0.02~0.08%的C、0.5~1.3%的Si、2.5~3.5%的Mn、19~21%的Cr、0.6~1.2%的Ni、0.2~0.3%的N、0.5~1.2%的Cu、余量的Fe及其他不可避免的杂质,并且作为退火的铁素体和奥氏体的双相钢,对应于0.3的真实应变后形成的塑性诱导马氏体的量达到10%时测定的温度的Md<sub>SIM10</sub>和极限拉延比(LDR)满足下述数学式,

$$-30^{\circ}\text{C} \leq \text{Md}_{\text{SIM10}} \leq 0^{\circ}\text{C} \text{-----数学式1}$$

$$2.08 \leq \text{LDR} \leq 2.18 \text{-----数学式2。}$$

2. 根据权利要求1所述的拉拔性优异的节约型双相不锈钢,其特征在于,奥氏体分率满足下述范围,其余由铁素体构成,

$$30 \leq \text{奥氏体分率}(\gamma) \leq 70。$$

3. 一种拉拔性优异的节约型双相不锈钢的制造方法,其特征在于,在950~1100℃范围下对钢进行低温退火,以重量%计,所述钢包含0.02~0.08%的C、0.5~1.3%的Si、2.5~3.5%的Mn、19~21%的Cr、0.6~1.2%的Ni、0.2~0.3%的N、0.5~1.2%的Cu、余量的Fe及其他不可避免的杂质。

## 拉拔性优异的节约型双相不锈钢及其制造方法

### 技术领域

[0001] 本发明涉及拉拔性优异的节约型双相不锈钢及其制造方法。

### 背景技术

[0002] 一般而言,加工性和耐蚀性良好的奥氏体系不锈钢是将铁(Fe)作为基底金属,并含有Cr、Ni作为主原料。另外,目前奥氏体系不锈钢是通过添加Mo及Cu等其他元素来开发为适用于各种用途的多种钢种。

[0003] 这种奥氏体系不锈钢种为耐蚀性和耐点蚀性优异的钢种,是低碳且以重量%计包含8%以上的Ni成分。因此,Ni的价格上升所引起的成本变动幅度大,从而存在竞争力下降的问题。

[0004] 因此,为了弥补这个问题,需要开发出降低Ni含量的同时能够确保与奥氏体系不锈钢种同等以上的耐蚀性的新型钢种。

[0005] 由此,使用具有由奥氏体相和铁素体相的混合物构成的微细组织的双相不锈钢,这种双相不锈钢显示出奥氏体系和铁素体系的特征。

[0006] 目前为止,提出了多种双相不锈钢。

[0007] 就双相不锈钢而言,在多种腐蚀环境下提供优异的耐腐蚀性,并且,与硅铝合金(ALSI)的304、316等奥氏体系不锈钢相比,显示出更优异的耐腐蚀性。

[0008] 就这种双相不锈钢而言,不仅Ni、Mo等高价元素所导致的制造成本上升,而且由于消费Ni、Mo等,与其他钢种相比,导致价格竞争力的降低。

[0009] 因此,最近对双相不锈钢中的节约型双相(lean duplex)不锈钢的关注呈上升趋势,其中,所述节约型双相(lean duplex)不锈钢是排除Ni及Mo等高价合金元素,并且添加低成本的合金元素来代替所述高价元素且提高低合金成本的优点的双相不锈钢。

[0010] 然而,最近开发的节约型双相不锈钢主要广泛使用于储藏容器、运输容器等,但是,这些节约型双相不锈钢如同其他常规的双相不锈钢,与奥氏体系相比,存在成型性受限的问题。

[0011] 因此,如果控制节约型双相不锈钢中的奥氏体相的分率和塑性诱导马氏体(strain-induced martensite)的形成行为,则有可能实现成型性的改善,而且还存在通过控制铁素体-奥氏体相中存在的奥氏体相中的C+N的量来改善加工性的趋势。

[0012] 这是利用了通常在亚稳态奥氏体钢中所发生的相变诱导塑性,在成型加工时,如果在变形部位上形成相当于硬质相的塑性诱导马氏体,则加工时所发生的局部颈缩得到抑制,变形传播到形成塑性诱导马氏体的邻近部位。

[0013] 因此,如果通过调节变形时形成的塑性诱导马氏体的量来调节加工硬化速度,则能够实现伸长率的提高,但是用于拉拔时,通过杯形拉拔(cup drawing)加工形成加工诱导的马氏体,从而成为延迟断裂的原因。

[0014] 另外,日本公开专利昭61-056267号、W002/027056号公报及W096/18751号公报中公开有节约型双相不锈钢。其中,日本公开专利昭61-056267号公报和W002/027056号公报

中公开的节约型双相不锈钢是按照ASTM A240标准化,前者对应于S32304(代表成分为23Cr-4Ni-0.13N),后者对应于S32101(代表成分为21Cr-1.5Ni-5Mn-0.22N)。

[0015] 并且,就韩国公开专利2006-0074400号公报中公开且按照ASTM A240标准化的S81921钢而言,以重量%计,Ni及Mo的含量分别为2.5%、2.4%,含有高价的合金元素。

[0016] 这些双相不锈钢是与成型性相比以强化耐蚀性为主来设计钢,因此,提供与特定利用部分所需要的耐蚀性相比更优越的耐蚀性。另外,耐应力腐蚀性也比设计要求事项优异,从而能够提供技术解决方案,但是作为加工性相关因素的成型性比奥氏体系不锈钢差。由此,在需要成型、弯曲等的多种工业领域的应用中造成诸多制约,从而在经济方面存在不妥当的方面。因此,需要开发出排除这些高价元素,从而降低制造成本,同时确保与304钢、304L钢及316钢相比同等以上水平的耐蚀性,尤其,将成型性确保为与304钢同等水平的工业设备和多种成型加工用双相不锈钢。

[0017] 尤其,就成型性优异的奥氏体系不锈钢而言,含有4%以上的高价的Ni,从而在制造时材料成本非常高,并且,还存在大量消耗作为贵重资源的Ni等问题。

[0018] 并且,大量的Mn能够大幅增加用于确保节约型双相不锈钢的耐蚀性的钢的氮固溶度,但容易形成对耐蚀性不利的MnS等夹杂物,从而存在阻碍耐蚀性的问题。另外,使用电来操作时,会产生Mn粉尘等,从而引起环境问题。

[0019] 上述的背景技术中说明的事项只是用于增进对本发明的背景的理解,而不能理解为本发明相当于本发明所属技术领域的普通技术人员已知的现有技术。

## 发明内容

[0020] 要解决的技术问题

[0021] 为了解决这种现有的问题,本发明的目的在于提供拉拔性优异的节约型双相不锈钢及其制造方法,所述节约型双相不锈钢在杯成型(cup forming)时防止延迟断裂的发生,并且确保优异的成型性和耐蚀性的同时降低成本。

[0022] 技术方案

[0023] 用于实现这种目的的本发明的拉拔性优异的节约型双相不锈钢,以重量%计,包含0.02~0.08%的C、0.5~1.3%的Si、2.5~3.5%的Mn、19~21%的Cr、0.6~1.2%的Ni、0.2~0.3%的N、0.5~1.2%的Cu、余量的Fe及其他不可避免的杂质,并且作为退火的铁素体和奥氏体的双相钢,对应于0.3的真实应变后形成的塑性诱导马氏体的量达到10%时测定的温度的Md<sub>SIM10</sub>和极限拉延比(LDR)满足下述数学式:

[0024]  $-30^{\circ}\text{C} \leq \text{Md}_{\text{SIM10}} \leq 0^{\circ}\text{C}$ ----- (数学式1)

[0025]  $2.08 \leq \text{LDR} \leq 2.18$ ----- (数学式2)。

[0026] 用于实现这种目的的本发明的拉拔性优异的节约型双相不锈钢的特征在于,奥氏体分率满足下述范围,其余由铁素体构成:

[0027]  $30 \leq \text{奥氏体分率}(\gamma) \leq 70$ 。

[0028] 用于实现这种目的的本发明的拉拔性优异的节约型双相不锈钢的特征在于,在950~1100℃范围下对钢进行低温退火(cold annealing),以重量%计,所述钢包含0.02~0.08%的C、0.5~1.3%的Si、2.5~3.5%的Mn、19~21%的Cr、0.6~1.2%的Ni、0.2~0.3%的N、0.5~1.2%的Cu、余量的Fe及其他不可避免的杂质。

[0029] 发明效果

[0030] 根据本发明,通过调节高价元素Ni、Si、Cu及Mo合金成分的含量,从而可以节约资源,并降低成本。

[0031] 并且,具有以下优点,即,不仅能够确保与304钢同等水平以上的耐蚀性,而且还能够改善加工性。

### 附图说明

[0032] 图1是关于测定极限拉延比的装置的图。

[0033] 图2是示出本发明钢及比较钢的Md\_SIM10的图表。

[0034] 图3是Md\_SIM10和极限拉延比的关系图。

[0035] 图4是显示杯形拉拔后的延迟断裂与否的图。

### 具体实施方式

[0036] 下面,参照附图对本发明的实施例和其他为了使本领域技术人员容易理解本发明的内容所需的事项进行详细记载。

[0037] 但是,本发明可以在权利要求书中记载的范围内以多种不同方式来实现,因此,下面说明的实施例只是用于表达,并且只是例示性的。

[0038] 本发明涉及在具有奥氏体相和铁素体相的双相的双相不锈钢中降低Ni、Mo、Si、Cu等高价合金元素的含量的拉拔性优异的节约型双相不锈钢及其制造方法。

[0039] 就节约型双相不锈钢而言,不仅能够保持与作为普通奥氏体系不锈钢的304钢同等以上的耐蚀性,而且还能够确保奥氏体系不锈钢以上的伸长率,能够确保与304钢相比同等水平以上的伸长率。

[0040] 本发明的拉拔性优异的节约型双相不锈钢可用于腐蚀环境或成型用普通产品,可以制造成如条(strip)、棒(bar)、板(plate)、片(sheet)、管道(pipe)或管(tube)等产品来使用。

[0041] 就节约型双相不锈钢而言,确保与作为奥氏体系不锈钢的304钢、316钢同等的耐蚀性,同时Ni含量低而比较经济,并且由于容易确保高强度,因此能够用作需要耐蚀性的海水淡化设备、纸浆、造纸、化学设备等工业设备用钢材,本发明中通过降低Ni、Mn等的同时确保与奥氏体系同等水平的成型性和耐蚀性的方法来开发出铁素体相和奥氏体相共存的双相组织钢。

[0042] 下面,对本发明的拉拔性优异的节约型双相不锈钢进行详细说明。

[0043] 根据本发明,由奥氏体和铁素体组成的双相不锈钢的各种性质优异,同时能够确保304钢水平的耐蚀性和拉拔性。即,本发明中,作为低碳的铬系不锈钢,含有高氮,并且将Mn的含量最优化,同时将高价的Ni、Si、Mo、Cu等合金元素调节为最优水平。由此,利用组成成分和退火温度来适当调节奥氏体和铁素体的相分率,从而将在常规的拉伸变形速度下测定的Md\_SIM10温度,即,施加0.3的真实应变后测定的塑性诱导马氏体的量达到10%的温度范围调节为-30~0℃,因此,在成型加工时不会发生延迟断裂,从而制造成型性和耐蚀性优异的奥氏体和铁素体的双相不锈钢。

[0044] 就本发明的拉拔性优异的节约型双相不锈钢而言,大幅降低制造成本中的原料成

本,从而大幅提高价格竞争力,并且,成型后耐延迟断裂性大幅提高,同时确保耐蚀性,从而可代替用于成型的304钢。

[0045] 本发明的拉拔性优异的节约型双相不锈钢,以重量%计,包含0.02~0.08%的C、0.5~1.3%的Si、2.5~3.5%的Mn、19~21%的Cr、0.6~1.2%的Ni、0.2~0.3%的N、0.5~1.2%的Cu、余量的Fe及其他不可避免的杂质。

[0046] 下面,对本发明的成分限定理由进行说明。

[0047] C作为奥氏体形成元素,是通过引发固溶强化来增加材料的强度的有效元素,为了强度的改善,需要添加0.02%以上的C。然而,添加过多的C时,在铁素体-奥氏体相的相界容易与对耐蚀性有效的如Cr等碳化物形成元素结合,降低晶界周围的Cr含量,从而降低耐蚀性,因此,为了使耐蚀性极大化,需要添加0.08%以下的C。

[0048] Si是为了脱氧效果而添加一部分, Si作为铁素体形成元素,是在退火热处理时富集于铁素体中的元素。因此,为了确保适当的铁素体相分率,需要添加0.5%以上的Si。当Si以少于0.5%的量添加时,虽然在合金系中奥氏体相的塑性诱导马氏体的形成现象得到活性化,但是在成型时由于形成过多的塑性诱导马氏体,从而发生延迟断裂现象,导致成型性降低。

[0049] 当Si以超过1.3%的量添加时,因塑性诱导马氏体形成中的机械孪晶的形成,引起双相钢中存在的奥氏体相的变形机制的转变,因此,对于需要利用塑性诱导马氏体的形成的效果的本发明的意图并不合适。并且,当Si添加过多时,在炼钢时降低熔渣(slag)的流动性,并且与氧结合而形成夹杂物,从而降低耐蚀性,因此, Si含量限制为0.5~1.3%。

[0050] N作为在双相不锈钢中与Ni一起有助于奥氏体相的稳定化的元素,是在退火热处理时富集于奥氏体相中的元素中的一种。因此,如果N的含量增加,则耐蚀性也随之增加,能够获得高强度化。然而,根据添加的Mn的含量, N的固溶度会发生变化,本发明的Mn范围中,如果N含量超过0.3%,则因氮固溶度的超过而在铸造时产生气孔(blow hole)、针孔(pin hole)等,从而引发表面缺陷,因此难以稳定地制造钢。并且,为了确保304钢水平的耐蚀性,需要添加0.2%以上的N,如果添加量少于0.2%,则难以确保适当的相分率。

[0051] 因此, N含量优选限制为0.2~0.3%。

[0052] Mn为脱氧剂,以及是增加氮固溶度的元素,并且作为奥氏体形成元素,其用于代替高价的Ni。

[0053] Mn的含量超过3.5%时,难以确保304钢水平的耐蚀性。这是由于添加大量的Mn时,虽然对氮的固溶度有效果,但是与钢中的S结合而形成MnS,从而降低耐蚀性。并且, Mn的含量少于2.5%时,即使调节作为奥氏体形成元素的Ni、Cu、N等也无法确保适当的奥氏体相分率,并且,所添加的N的固溶度低,从而在常压下无法获得氮的充分固溶。因此, Mn的含量限制为2.5%~3.5%。

[0054] Cr是与Si一同为铁素体稳定化元素,不仅是对双相不锈钢的铁素体相的确保起到主要作用的元素,而且是用于确保耐蚀性的必要元素。

[0055] 如果增加Cr的含量,则耐蚀性会增加,但是为了保持相分率,需要增加高价的Ni或其他奥氏体形成元素的含量。因此,为了保持双相不锈钢的相分率的同时确保STS 304以上的耐蚀性, Cr的含量限制为19~21%。

[0056] Ni是与Mn、Cu及N一同为奥氏体稳定化元素,对双相不锈钢的奥氏体相的确保起到

主要作用。为了降低成本而尽量减少价格昂贵的Ni的含量,作为代替,增加其他作为奥氏体相形成元素的Mn和N,从而即使减少Ni,也能够充分保持相分率的均衡。然而,为了抑制冷加工时发生的塑性诱导马氏体的形成,为了确保充分的奥氏体的稳定度,需要添加0.6%以上的Ni。如果添加大量的Ni,则奥氏体分率会增加,从而难以确保适当的奥氏体相分率,尤其,由于高价的Ni所引起的产品的制造成本增加,难以确保与304相比的竞争力。因此,Ni的含量优选限制为0.6%~1.2%。

[0057] Cu是与Mn、Ni及N一同为奥氏体稳定化元素,对双相不锈钢的奥氏体相的确保起到主要作用。为了减少成本而尽量减少价格昂贵的Ni的含量,作为代替,增加其他作为奥氏体相形成元素的Cu、Mn和N,从而即使减少Ni,也能够充分保持相分率的均衡。但是,为了抑制冷加工时发生的塑性诱导马氏体的形成,为了确保充分的奥氏体的稳定度,需要添加0.6%以上的Cu。如果添加大量的Cu,则奥氏体分率会增加,从而难以确保适当的奥氏体分率,尤其,因Cu固溶度的问题,在生产时有可能会发生焊接问题。因此,Cu的含量优选限制为0.6%~1.2%。

[0058] 本发明中,将形成塑性诱导马氏体的温度 $Md_{30}$ (拉伸试验时施加0.3的真实应变后变形的材料中形成50%的马氏体的温度)利用于常规的双相不锈钢的结果,观察到大部分钢中的塑性诱导马氏体的量为30%以下,可以知道以常规的 $Md_{30}$ 的定义是难以对上述的 $Md_{30}$ 温度进行定义。

[0059] 因此,根据杯形拉拔(cup drawing)后发生的延迟断裂的主要原因为塑性诱导马氏体的事实,对形成塑性诱导马氏体的温度和基于延迟断裂的极限拉伸比进行多种考察,然后对 $Md_{30}$ 温度重新定义为如下后进行了评价。

[0060] 本发明人将在常规的拉伸变形速度下施加0.3的真实应变后形成的塑性诱导马氏体的量达到10%的温度定义为 $Md_{SIM10}$ 。

[0061] 通过如上所述的方法对在双相不锈钢中形成塑性诱导马氏体的温度进行定义,然后对杯形拉拔后发生的延迟断裂相关性进行了分析。

[0062] 本发明的拉拔性优异的节约型双相不锈钢的特征是 $Md_{SIM10}$ 为 $-30\sim 0^{\circ}\text{C}$ 。

[0063] 塑性诱导马氏体是不稳定的奥氏体变形时形成的硬质相,会引发加工硬化,从而有助于增加钢的伸长率。在相当于由奥氏体和铁素体组成的双相不锈钢的本发明的情况下,可以利用合金元素的适当分配来调节奥氏体相的稳定度。

[0064] 本发明人使在拉伸变形时在局部颈缩的前后形成塑性诱导马氏体。然而,当塑性诱导马氏体过于急剧形成时,在变形初期强度会上升,导致加工性降低,当在变形后半部形成塑性诱导马氏体时,由于材料过于变形,使得塑性诱导马氏体无法对提高加工性提供帮助。

[0065] 如本发明中所述,通过限制形成10%的马氏体的温度并控制成分设计和相分率,从而在成型时引发充分的加工硬化而改善成型性,并且能够充分抑制成型后发生的延迟断裂。

[0066] 本发明的拉拔性优异的节约型双相不锈钢,以体积分数计,优选由30~70%的奥氏体和70~30%的铁素体组成。

[0067] 为了以常规的速度变形时在奥氏体相中形成塑性诱导马氏体而有助于加工性,需要30%以上的奥氏体分率,尤其,当奥氏体分率为30%以下,即,铁素体相分率为70%以上

时,成型后在表面上发生铁素体所造成的表面凹凸不平。并且,当奥氏体分率为70%以上时,退火时因合金元素的分配(奥氏体形成元素富集于奥氏体相中,铁素体形成元素富集于铁素体中的现象),使得奥氏体稳定度的变化超出预期,从而在成型时形成过多的塑性诱导马氏体而产生高强度化,从而容易发生延迟断裂。

[0068] 因此,奥氏体分率优选为70%以下。

[0069] 如图1所示,作为评价拉拔性的方法利用了由凹模(die)1、支撑器(holder)3、冲头(punch)5构成的模具。

[0070] 将材料S切断为圆形并放置于支撑器3的上面,然后移动凹模1而以特定的压力(1吨)夹住位于支撑器5和凹模1之间的材料S的状态下,移动冲头5,将材料S制造为杯形。

[0071] 这时,冲头5的直径为50mm左右,根据材料S的尺寸完全成型为杯形时,初始材料S的尺寸和冲头5的比称为拉延比。随着材料S的尺寸的增加,凹模1和支撑器3所夹住的力会随之增加,因此,材料S不容易变形为杯形。

[0072] 将材料S以1mm的单位增加的同时进行拉拔实验时,没有发生断裂时的最大材料S的直径与冲头5的直径的比称为极限拉延比(LDR,Limit Drawing Ratio)。

[0073]  $LDR(\text{Limit Drawing Ratio}(\text{极限拉延比})) = \text{没有断裂的坯件(blank)的直径} / \text{冲头直径}(\Phi 50\text{mm})$

[0074] 通过拉拔性评价方法LDR(Limit Draing Ratio(极限拉延比))评价方法,对拉拔指数LDR值进行了评价。并且,延迟断裂是通过以下方法来判断:将拉拔性评价后制作的杯子(拉拔时没有发生裂纹的杯子)在常温下放置24小时,然后判断经过拉拔的杯子上是否产生了裂纹。通常而言,在杯成型后的24小时内发生裂纹时,可以视为发生了延迟断裂,将24小时以后没有发生裂纹的拉延比称为极限拉延比。即,杯成型后没有发生延迟断裂的极限拉延比越优异,成型性则越优异。

[0075] 下面,对本发明的拉拔性优异的节约型双相不锈钢进行详细说明。

[0076] 准备根据本发明的成分的组成范围的节约型双相不锈钢的试片,并进行热轧、高温退火(hot annealing)、冷轧后进行低温退火(cold annealing)来调节材料的相分率,并测定了成型性。下述表1中示出了实验钢种的合金组成(重量%)。

[0077] 表1

[0078]

钢种	Cr	Mn	Ni	Si	C	N
比较钢1	19.20	2.2	0.7	0.5	0.060	0.23
比较钢2	19.20	3.6	0.7	0.5	0.060	0.19
发明钢1	20.30	3.05	0.8	0.82	0.021	0.25
发明钢2	20.19	3.15	1.103	0.66	0.028	0.28
发明钢3	19.38	2.8	1.023	0.9	0.029	0.283
发明钢4	20.55	3.3	0.7	1.209	0.048	0.260

[0079] 表1的部分实验钢种是通过进行热轧和高温退火后进行冷轧来制造成薄片(1.0t以下)。对于将制造的冷轧材料以下述温度进行低温退火而经过退火的材料,确定该材料的相分率(奥氏体、铁素体),在多种初始变形温度下施加0.3的真实应变,确定Md\_SIM10,并且,通过图1中图示的方法进行杯形拉拔试验后在常温下放置24小时而成型为杯子,对所述



成型的杯子测定裂纹的有无,从而确定极限拉延比。

[0080] 如图2所示,在比较钢1中,可以知道塑性诱导马氏体在5℃附近达到10%,在发明钢1中,其是在1100℃下进行退火的,可以知道塑性诱导马氏体在-6℃附近达到10%,在发明钢4中,其是在1100℃下进行低温退火的,可以知道马氏体在-18℃附近达到10%。

[0081] 表2示出了比较钢和本发明钢的铁素体、奥氏体分率、不会发生延迟断裂的最大极限拉延比以及Md\_SIM10。

[0082] 表2

钢种	热处理温度(℃)	铁素体分率(%)	奥氏体分率(%)	极限拉延比	延迟断裂的发生与否	Md_SIM10
比较钢 1	950	70	30	1.9	发生	5
	1000	78	22	2	发生	10
	1100	83	17	2	发生	12
比较钢 2	950	45	55	2.04	发生	10
	1000	32	68	2.06	发生	20
	1100	35	65	2.06	发生	22
发明钢 1	950	31	69	2.18	未发生	-22
				2.2	发生	
	1000	35	65	2.18	未发生	-15
				2.22	发生	
	1100	36	64	2.18	未发生	-6
				2.2	发生	
发明钢 2	950	33	67	2.18	未发生	-18
				2.2	发生	
	1000	37	63	2.24	发生	-10
				2.18	未发生	
	1100	41	59	2.18	未发生	-2
				2.2	发生	
发明钢 3	950	42	58	2.18	未发生	-10
				2.2	发生	
	1000	40	60	2.18	未发生	-8
				2.2	发生	
	1100	43	57	2.18	未发生	-8
				2.2	发生	
发明钢 4	950	38	62	2.18	未发生	-25
				2.2	发生	
	1000	53	47	2.18	未发生	-18
				2.2	发生	

[0083]

[0084]	1100	48	52	2	未发生	-18
				2.2	发生	
	1200	52	48	2.12	未发生	-30

[0085] 如表2所示,可以知道本发明的拉拔性优异的节约型双相不锈钢的相分率会随着合金成分、热处理温度发生变化。

[0086] 就发明钢而言,可以知道在950~1200℃范围内进行热处理时,铁素体相分率为30~60%范围,奥氏体相分率为70~40%范围。

[0087] 示出了分别以950℃、1000℃、1100℃及1200℃对发明钢4进行热处理时的铁素体和奥氏体的相分率。在发明钢1~发明钢4中,可以知道铁素体的相分率约为30~60%范围,奥氏体相分率为70~40%的范围。

[0088] 如图3和图4所示,可以知道,当Md\_SIM10的值为-30~0℃范围时,极限拉拔值超过对应于304钢的极限拉拔值的2.08,并且也不会发生延迟断裂。

[0089] 进而,可以知道,当Md\_SIM10的值为-30~0℃范围时,极限拉拔值对应于2.12~2.18之间,可以获得与304钢相比得到改善的极限拉拔值,并且也不会发生延迟断裂,而且,与Md\_SIM10值小于-30时相比,材料的强度和伸长率更加得到改善。

[0090] 通过所述优选实施例对本发明的技术思想进行了具体的记述,但是需要注意的是,上述实施例只是为了进行说明而提出的,并不是为了限制。并且,只要是本发明所属技术领域的普通技术人员,应可以理解在本发明的技术思想的范围内可以进行多种变形例。对于前述的发明的权利范围是由权利要求书来决定,并不受到说明书中的记载内容的限制,属于权利要求书的均等范围内的变形和变更均属于本发明的范围内。

[0091] [符号的说明]

[0092] 1:凹模 3:支撑器

[0093] 5:冲头 S:材料

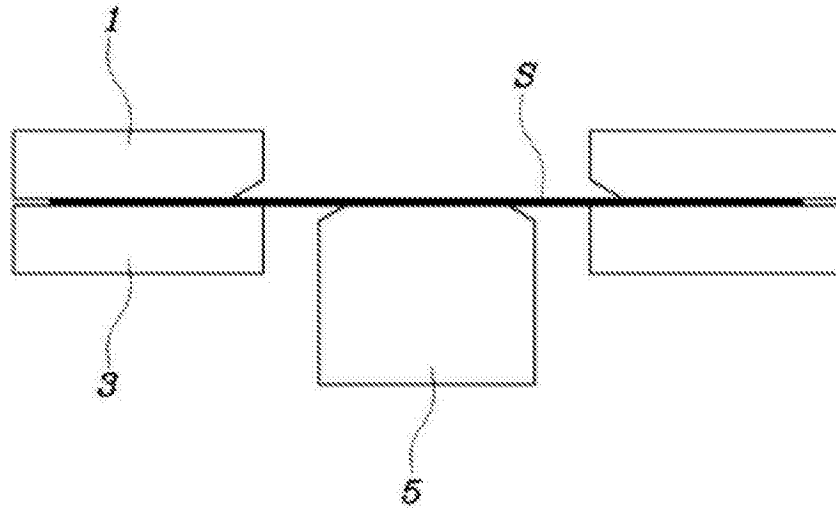


图1

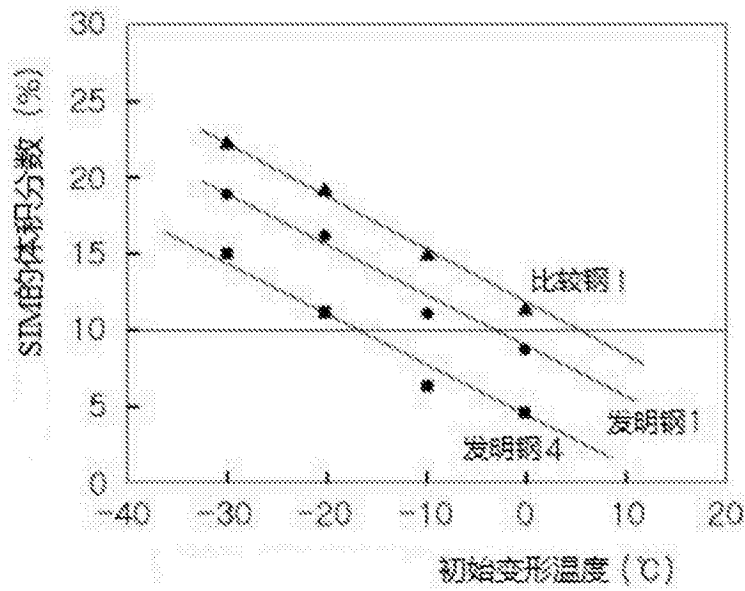


图2

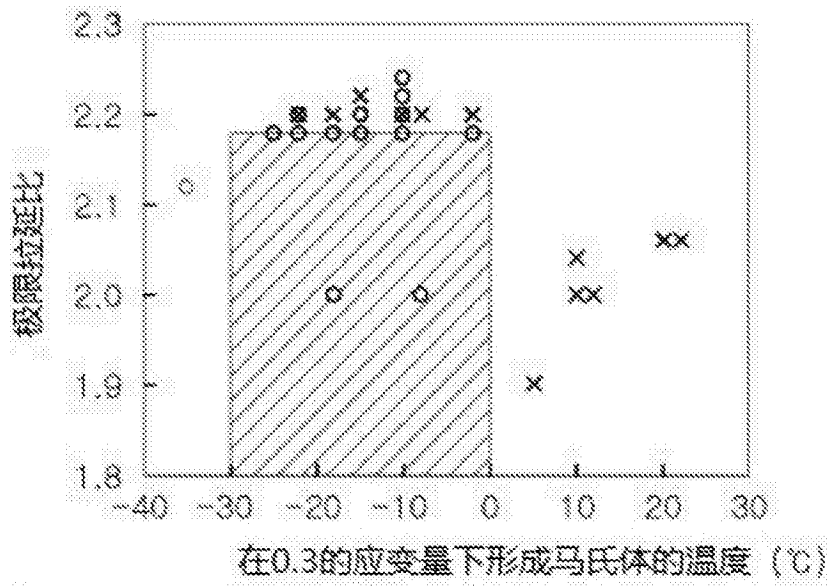


图3

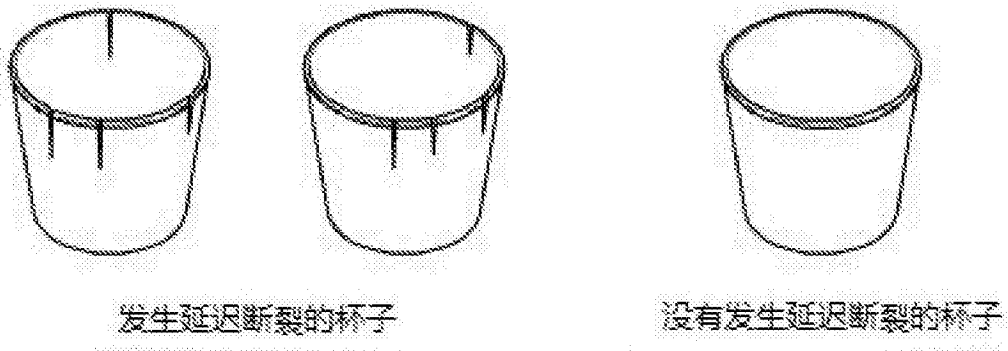


图4