



(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 108130479 A

(43)申请公布日 2018.06.08

(21)申请号 201810089072.6

G22C 38/12(2006.01)

(22)申请日 2012.02.07

G22C 38/08(2006.01)

(30)优先权数据

G22C 38/16(2006.01)

2011-024495 2011.02.08 JP

G22C 38/32(2006.01)

(62)分案原申请数据

G22C 38/38(2006.01)

201280007816.6 2012.02.07

G22C 38/28(2006.01)

(71)申请人 杰富意钢铁株式会社

G22C 38/26(2006.01)

地址 日本东京都

G22C 38/24(2006.01)

(72)发明人 半田恒久 伊木聪 西村公宏

G22C 38/22(2006.01)

潮海弘资 贞末照辉 远藤茂

G22C 38/20(2006.01)

(74)专利代理机构 北京集佳知识产权代理有限公司

G22C 38/58(2006.01)

公司 11227

G22C 38/54(2006.01)

代理人 苗堃 金世煜

G22C 38/50(2006.01)

(51)Int.Cl.

G22C 38/48(2006.01)

G22C 38/02(2006.01)

G22C 38/46(2006.01)

G22C 38/04(2006.01)

G22C 38/44(2006.01)

G22C 38/60(2006.01)

G22C 38/42(2006.01)

G22C 38/14(2006.01)

G21D 8/02(2006.01)

权利要求书1页 说明书15页 附图3页

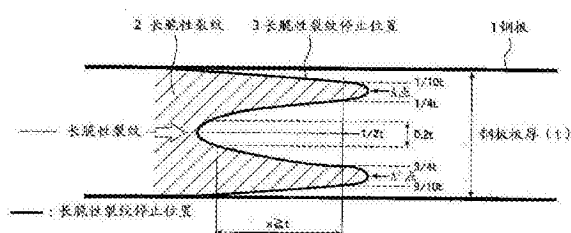
(54)发明名称

长脆性裂纹传播停止特性优异的板厚为50mm以上的厚钢板及其制造方法

(57)摘要

本发明提供一种长脆性裂纹传播停止特性优异的板厚(t)为50mm以上的厚钢板及其制造方法,所述厚钢板如下:在所述板厚中央部,在板厚(t)的至少20%的区域的部位的轧制面的(211)面或(100)面的X射线强度比为1.5以上,在成为所述板厚(t)的1/4~1/10的区域或者成为所述板厚(t)的3/4~9/10的区域的轧制面的(110)面的X射线强度比为1.3以上;进行大型ESS0试验时的破裂面的板厚方向截面的长脆性裂纹传播停止部的前端形状为,在板厚中央部的宽度为板厚(t)的20%的区域的停止龟裂长度,相对于从钢板表面开始成为板厚(t)的1/4~1/10或者成为板厚(t)的3/4~9/10的区域的最大龟裂长度,在所述长脆性裂纹的前进方向上至少以板厚(t)的

长度缩短,而形成凹入的凹陷部。



1. 一种长脆性裂纹传播停止特性优异的板厚(t)为50mm以上的厚钢板,其特征在于,以质量%计,钢组成如下:含有C:0.15%以下、Si:0.60%以下、Mn:0.80~1.80%、S:0.001~0.05%,并含有Ti:0.005~0.050%、Nb:0.001~0.1%、Ni:2.0%以下,进一步含有选自Cu:2.0%以下、V:0.2%以下、Cr:0.6%以下、Mo:0.6%以下、W:0.5%以下、B:0.0050%以下、Zr:0.5%以下中的至少1种,余量由Fe和不可避免的杂质构成;

在所述板厚中央部,在板厚(t)的至少20%的区域的部位的轧制面的(211)面或(100)面的X射线强度比为1.5以上,

在成为所述板厚(t)的1/4~1/10的区域或者成为所述板厚(t)的3/4~9/10的区域的轧制面的(110)面的X射线强度比为1.3以上;

进行大型ESSO试验时的破裂面的板厚方向截面的长脆性裂纹传播停止部的前端形状为,在板厚中央部的宽度为板厚(t)的20%的区域的停止龟裂长度,相对于从钢板表面开始成为板厚(t)的1/4~1/10或者成为板厚(t)的3/4~9/10的区域的最大龟裂长度,在所述长脆性裂纹的前进方向上至少以板厚(t)的长度缩短,而形成凹入的凹陷部。

2. 根据权利要求1所述的长脆性裂纹传播停止特性优异的板厚(t)为50mm以上的厚钢板,其特征在于,在所述板厚中央部,在板厚(t)的至少20%的区域的部位的轧制面的(211)面X射线强度比 $X_{(211)}$ 与(100)面X射线强度比 $X_{(100)}$ 及相同部位的利用2mmV型缺口冲击试验得到的断口转变临界温度 $vTrs$ (°C)满足式: $vTrs - 12X_{(100)} - 22X_{(211)} \leq (T - 75) / 0.64$,其中,T为钢板的供用温度(°C),

并且,在成为所述板厚(t)的1/4~1/10的区域或者成为所述板厚(t)的3/4~9/10的区域的轧制面的(110)面的X射线强度比为1.3以上。

3. 一种长脆性裂纹传播停止特性优异的板厚(t)为50mm以上的厚钢板的制造方法,其特征在于,将具有权利要求1所述的成分组成的钢材料加热至900~1350°C的温度,

接着,在钢板表面温度为1000~850°C的温度区域,以10%以上的累积压下率进行轧制后,形成钢板表面温度为900~600°C且钢板内部温度比钢板表面温度高50~150°C的状态,

其后,在1道次压下率为10%以上、累积压下率为50%以上、轧制结束时的钢板表面温度为800~550°C的条件下进行热轧,

结束热轧后,进一步以5°C/s以上的冷却速度冷却至400°C。

长脆性裂纹传播停止特性优异的板厚为50mm以上的厚钢板及其制造方法

[0001] 本申请为专利申请201280007816.6(申请日:2012年2月7日,发明创造名称:长脆性裂纹传播停止特性优异的板厚为50mm以上的厚钢板及其制造方法、以及评价长脆性裂纹传播停止性能的方法及试验装置)的分案申请。

技术领域

[0002] 本发明涉及一种适用于大型集装箱船(Mega-container carrier)、散货船(bulk carrier)等的脆性裂纹传播停止特性(brittle crack arrestability)优异的板厚为50mm以上的厚钢板及其制造方法。另外,还涉及一种评价与实船相当的长脆性裂纹(long brittle crack)传播停止性能的方法以及试验装置。

背景技术

[0003] 为了提高装载能力(carrying capacity)、装卸效率(cargo handling efficiency)等,集装箱船、散货船成为形成大型上部开口部(upper aperture)的结构。因此,为了确保船体的刚性(rigidity)和纵向强度(longitudinal strength),在这些船中,特别是需要使船体外板(outer plate of vessel's body)形成厚壁。

[0004] 近年来,集装箱船逐渐大型化,在6000~20000TEU(twenty-foot equivalent unit)的大型船中,船体外板的板厚变为50mm以上,因板厚效应(Thickness effect)而引起断裂韧性(fracture toughness)降低,而且焊接热输入(welding heat input)也进一步增大,所以焊接部(welded part)的断裂韧性存在进一步降低的趋势。应予说明,TEU(Twenty-foot Equivalent Unit)表示换算成长度20英尺的集装箱的个数,为示出集装箱船的装载能力的指标。

[0005] 对于船舶(ships)、管线钢管(linepipe)所使用的钢板的板厚小于50mm的较薄的钢材,能够利用TMCP法(Thermomechanical controlled processing)来实现晶粒细化,提高低温韧性(low-temperature toughness),赋予优异的脆性裂纹传播停止特性。

[0006] 作为提高脆性裂纹传播停止特性的方法,提出了在不增加合金成本(alloy cost)的情况下使钢材的表层部(surface part)的组织超微细化的技术。例如,专利文献1中,着眼于在脆性裂纹传播时,在钢材表层部产生的剪切唇(shear-lips)(塑性变形区域(plastic deformation area))对于提高脆性裂纹传播停止特性有效,公开了通过使剪切唇部分的晶粒微细化来吸收传播的脆性裂纹所具有的传播能量(propagation energy)的方法。

[0007] 对钢板进行热轧后,通过控制冷却(controlled cooling)而使表层部分冷却至 Ar_3 相变点以下,其后停止控制冷却,使表层部分回热至相变点以上,将该工序反复进行1次以上,其间,通过对钢材进行压下,从而反复使其相变或者加工重结晶(recrystallization due to deformation),使表层部分生成超微细的铁素体组织(ferrite structure)或者贝氏体组织(bainite structure)。

[0008] 专利文献2中公开了如下内容:在以铁素体-珠光体(pearlite)为主体的显微组织(microstructure)的钢材中,如果用具有50%以上的铁素体组织的层来构成两表面部,所述铁素体组织具有圆当量平均粒径为 $5\mu\text{m}$ 以下、纵横比(aspect ratio)为2以上的铁素体粒,进而,使精轧中的每道次的最大压下率(maximum rolling reduction)为12%以下,从而抑制局部的重结晶现象(recrystallization phenomenon),并抑制铁素体粒径的波动,则可获得优异的脆性裂纹传播停止特性提高的效果。

[0009] 专利文献3中,作为承受塑性变形(plastic deformation)后的耐脆性裂纹传播特性优异的钢材,公开了由以下的(a)~(d)所述的方法制造的以晶粒内形成有亚晶(sub-grain)的微细铁素体为主要组织的钢材。

[0010] 利用如下条件(a)~(d),不需要钢板表层的冷却和回热等复杂的温度控制(temperature control),就可提高承受塑性变形后的脆性裂纹传播停止特性,即,(a)确保微细铁素体晶粒的轧制条件;(b)使钢板板厚的5%以上的部分生成微细铁素体组织的轧制条件;(c)使微细铁素体发展集合组织,并且利用热能(thermal energy)使由加工(轧制)而导入的位错(dislocation)再配置,形成亚晶的轧制条件;(d)抑制所形成的微细铁素体晶粒和微细亚晶粒的粗大化的冷却条件。

[0011] 另外,作为与专利文献1~3不同的技术思想(technological thought),专利文献4中记载了如下内容:在通过发展集合组织(texture)而在钢材的破裂面上沿与板厚方向平行的方向产生分离、并通过使脆性裂纹前端(brittle crack tip)的应力缓和而提高耐脆性裂纹传播特性的方法中,通过控制轧制,使(110)面X射线强度比(X-ray intensity ratio)为2以上,且使圆当量直径为 $20\mu\text{m}$ 以上的粗大粒为10%以下。

[0012] 专利文献5中公开了一种钢板,其特征在于,作为焊接接头部(welded joint)的脆性裂纹传播停止性能优异的焊接结构用钢,在板厚内部的轧制面的(100)面的X射线面强度比具有1.5以上,并记载了如下内容:通过发展集合组织,从而使裂纹传播方向(crack propagation direction)相对于与应力负荷方向(stress loading direction)垂直的方向改变,将脆性裂纹从焊接接头部引导至母材侧,提高作为接头的脆性裂纹传播停止性能。

[0013] 另外,专利文献6中公开了一种钢板,其特征在于,板厚中央部的轧制面的(211)面的X射线强度比具有1.3以上,并且板厚1/4部的轧制面的(100)面X射线强度比具有1.5以上,板表层部的轧制面的(100)面X射线强度比具有1.5以上,并记载了如下内容:通过发展集合组织,从而在介由T接头等从钢板表面突入的脆性裂纹前端附近产生裂缝(crack),该裂缝作为裂纹传播阻力而发挥作用,提高针对在板厚方向传播的脆性裂纹的脆性裂纹传播停止性能。

[0014] 另一方面,认为在船体结构(hull structure)中,万一从焊接部产生脆性破坏(brittle failure)时,也需要使脆性裂纹的传播停止来防止船体分离。日本造船研究协会(The Shipbuilding Research Association of Japan)第147委员会对板厚小于50mm的造船用钢板焊接部的脆性裂纹传播行为进行了实验研究。

[0015] 第147委员会对在焊接部强制产生的脆性裂纹的传播路径、传播行为进行了实验研究,其结果是,如果一定程度地确保焊接部的断裂韧性(fracture toughness),则由于焊接残留应力(welding residual stress)的影响,脆性裂纹大多从焊接部向母材侧偏移,但也确认了多个脆性裂纹沿着焊接部传播的例子。这启示了不能断定没有脆性断裂沿着焊接

部直行传播的可能性。

[0016] 然而,与第147委员会应用的焊接相同的焊接应用于板厚小于50mm的钢板而建造的船舶具有大量没有任何问题地投入服务(actual service)这样的实际成果,而且韧性良好的钢板母材(造船E级钢等)被认为停止脆性裂纹的能力充分,因此在船级规则(Rules and Guidance for the survey and construction of steel ships)等中没有要求造船用钢材焊接部的脆性裂纹传播停止特性。

[0017] 专利文献1:日本特开平4-141517号公报

[0018] 专利文献2:日本特开2002-256375号公报

[0019] 专利文献3:日本特许第3467767号公报

[0020] 专利文献4:日本特许第3548349号公报

[0021] 专利文献5:日本特开平6-207241号公报

[0022] 专利文献6:日本特开2008-214652号公报

[0023] 非专利文献1:山口等人:“超大型集装箱船(Mega-container carrier)的开发—新型高强度极厚钢板(new high strength heavy gauge steel plate)的实际应用—”,日本船舶海洋工学会公报,3,(2005),P70.

发明内容

[0024] 然而,最近的超过6000TEU的大型集装箱船中钢板的板厚超过50mm,因板厚效应而导致破裂韧性降低,并且焊接热输入也进一步增大,所以焊接部的破裂韧性存在进一步降低的趋势。

[0025] 最近,在实验上显示出:在这样的厚壁大热输入焊接接头(large heat input welded joint of heavy gauge steel plate)中,从焊接部产生的脆性裂纹不向母材侧偏离地直行并长大化(long and large),即使在骨架材料(或者也称为加强材.stiffeners)等的钢板母材部中也不停止(非专利文献1),在应用了50mm以上的板厚的钢板的船体结构的安全确保方面成为严重问题。另外,作为评价这样的船体的安全性确保的试验,有大型ESSO试验,但试验结果因评价方法的不同、试验装置的限制等而改变,存在与实船相当的长脆性裂纹传播停止性能不一定得到评价这样的问题。

[0026] 上述专利文献1~6记载的钢板没有对长大化后的脆性裂纹传播停止特性进行记载,无法解决非专利文献1中明确指出的课题。另外,专利文献1~6记载的技术中没有针对评价与实船相当的长脆性裂纹传播停止特性的方法、试验装置进行记载,无法解决与实船相当的安全性评价的课题。

[0027] 因此,本发明的目的在于提供一种即使在50mm以上的板厚的钢板及其焊接部产生脆性破裂时,也可在达到大规模破裂(catastrophic fracture)之前使长大化的脆性裂纹停止的厚钢板及其制造方法。除此之外,其目的在于提供一种评价与实船相当的长脆性裂纹传播停止性能的方法以及试验装置。应予说明,此处所谓的长脆性裂纹是指从邻接的其它钢板突入的长度为1m以上的脆性裂纹。

[0028] 本发明人等对改变了化学组成和轧制条件的多个钢板研究了集合组织形态与脆性裂纹传播停止特性(有时称为止裂性能(arrestability))的关系,并且,研究了止裂性能(受到韧性、集合组织影响)在板厚方向的分布对长脆性裂纹传播停止现象产生的影响。另

外,对通过改变了翼板前端间距离(distance between tips of tab plates)或载重负荷点间距离(distance between loading points)的动态FEM分析而能够模拟与实船相当的长脆性裂纹传播特性的大型ESSO试验的评价方法、试验装置进行了研究。

[0029] 其结果可知,在控制化学组成和轧制条件,并规定对止裂性能造成影响的韧性和集合组织在板厚方向的分布时,长脆性裂纹传播停止性能显著提高,可使此前一直认为难以停止的在厚重钢板或其焊接部传播的长脆性裂纹在没有应力反射的与实船相当的条件在钢板中停止。进而,动态FEM分析的结果是,通过使翼板前端间距离和载重负荷点间距离为规定的值,从而了解了没有应力反射的与实船相当的大型ESSO试验的评价方法、试验装置。应予说明,厚度小于50mm的厚钢板在现有钢板(例如造船用E级钢等)中能够使长脆性裂纹停止,所以本发明以厚度50mm以上的厚钢板为对象。

[0030] 本发明基于上述见解进行了进一步研究,即本发明涉及以下内容:

[0031] (1) 一种长脆性裂纹传播停止特性优异的板厚(t)为50mm以上的厚钢板,其特征在于,在板厚方向截面的长脆性裂纹传播停止部的前端形状中,在板厚中央部的板厚(t)的20%的宽度区域中的停止裂纹长度,相对于从钢板表面开始成为板厚(t)的 $1/4 \sim 1/10$ 或者板厚(t)的 $3/4 \sim 9/10$ 的区域的最大裂纹长度,在上述长脆性裂纹的前进方向上,至少以板厚(t)的长度缩短,而形成凹入的凹陷部。

[0032] (2) 如(1)所述的长脆性裂纹传播停止特性优异的板厚(t)为50mm以上的厚钢板,其特征在于,在上述板厚中央部,在板厚(t)的至少20%的区域的部位的轧制面的(211)面或(100)面的X射线强度比为1.5以上,

[0033] 上述板厚(t)的 $1/4 \sim 1/10$ 的区域或者上述板厚(t)的 $3/4 \sim 9/10$ 的区域的轧制面的(110)面的X射线强度比为1.3以上。

[0034] (3) 如(1)或(2)所述的长脆性裂纹传播停止特性优异的板厚(t)为50mm以上的厚钢板,其特征在于,在上述板厚中央部,在板厚(t)的至少20%的区域的部位的轧制面的(211)面X射线强度比 $X_{(211)}$ 与(100)面X射线强度比 $X_{(100)}$ 及相同部位的利用2mmV型缺口冲击试验得到的断口转变临界温度 $vTrs$ ($^{\circ}C$)满足式: $vTrs - 12X_{(100)} - 22X_{(211)} \leq (T - 75)/0.64$ [T为钢板的供用温度($^{\circ}C$)],

[0035] 并且,在成为上述板厚(t)的 $1/4 \sim 1/10$ 的区域或者成为上述板厚(t)的 $3/4 \sim 9/10$ 的区域的轧制面的(110)面的X射线强度比为1.3以上。

[0036] (4) 如(1)~(3)中任一项所述的长脆性裂纹传播停止特性优异的板厚(t)为50mm以上的厚钢板,其特征在于,以质量%计,钢组成如下:

[0037] 含有C:0.15%以下、Si:0.60%以下、Mn:0.80~1.80%、S:0.001~0.05%,

[0038] 含有选自Ti:0.005~0.050%和Nb:0.001~0.1%中的至少1种,

[0039] 进而,含有选自Cu:2.0%以下、V:0.2%以下、Ni:2.0%以下、Cr:0.6%以下、Mo:0.6%以下、W:0.5%以下、B:0.0050%以下、Zr:0.5%以下中的至少1种,

[0040] 余量由Fe和不可避免的杂质构成。

[0041] (5) 一种长脆性裂纹传播停止特性优异的板厚(t)为50mm以上的厚钢板的制造方法,其特征在于,将具有(4)中所述的成分组成的钢材料加热至900~1350 $^{\circ}C$ 的温度,

[0042] 接着,在钢板表面温度1000~850 $^{\circ}C$ 的温度区域,以10%以上的累积压下率进行轧制后,形成钢板表面温度为900~600 $^{\circ}C$ 且钢板内部温度比钢板表面温度高50~150 $^{\circ}C$ 的状

态,

[0043] 其后,在1道次压下率7%以上、累积压下率50%以上、轧制结束时的钢板表面温度为800~550℃的条件下进行热轧。

[0044] (6) 如(5)所述的长脆性裂纹传播停止特性优异的板厚(t)为50mm以上的厚钢板的制造方法,其特征在于,结束热轧后,进一步以5℃/s以上的冷却速度冷却至400℃。

[0045] (7) 一种钢材或结构物的长脆性裂纹传播停止性能的评价方法,其特征在于,在使用试验片宽度2m以上的大型试验片来评价、确认针对裂纹传播长度为1m以上的长脆性裂纹的传播停止性能的试验中,试验片长度或安装试验片的试验装置的翼板前端间距离为试验片宽度的2.8倍以上。

[0046] (8) 如(7)中所述的钢材或结构物的长脆性裂纹传播停止性能的评价方法,其特征在于,试验装置的载重负荷点间距离进一步为试验片宽度的4.1倍以上。

[0047] (9) 一种评价长脆性裂纹传播停止性能的试验装置,其特征在于,在使用试验片宽度为2m以上的大型试验片来评价、确认对裂纹传播长度为1m以上的长脆性裂纹的传播停止性能的试验装置中,安装试验片的试验装置的翼板前端间距离为试验片宽度的2.8倍以上。

[0048] (10) 如(9)中所述的评价长脆性裂纹传播停止性能的试验装置,其特征在于,试验装置的载重负荷点间距离进一步为试验片宽度的4.1倍以上。

[0049] 根据本发明,能够对板厚(t)为50mm以上的厚钢板赋予优异的脆性裂纹传播停止性能,能够使此前困难的板厚50mm以上的重量级材料中的长脆性裂纹在没有应力反射(stress reflection)的与实船相当的条件停下停止,在产业上极其有用。

附图说明

[0050] 图1是示意地表示本发明所涉及的板厚(t)为50mm以上的钢板的板厚方向截面中的长脆性裂纹传播停止部的前端形状的图。

[0051] 图2是表示大型ESS0 (large-scale duplex ESS0) 试验片的尺寸形状的图。

[0052] 图3A表示用于研究应力反射对长脆性裂纹传播停止特性的评价产生的影响的参数化模型(parametric model)中的动态FEM分析模型(dynamic finite element method analysis model)。

[0053] 图3B表示用于研究应力反射对长脆性裂纹传播停止特性的评价产生的影响的载重负荷点间距离为10m时的动态FEM分析模型。

[0054] 图3C表示用于研究应力反射对长脆性裂纹传播停止特性的评价产生的影响的载重负荷点间距离为5m时的动态FEM分析模型。

[0055] 图4是作为利用图3的动态分析模型得到的分析结果而表示试验条件(距试验片端部的距离)对动态应力放大系数(dynamic stress intensity factor)产生的影响的图。

具体实施方式

[0056] 在本发明中规定板厚方向截面中的长脆性裂纹传播停止部的前端形状。以下对本发明的限定理由进行说明。

[0057] 图1中示意地表示本发明所涉及的板厚(t)为50mm以上的钢板1在板厚方向截面中的长脆性裂纹2的传播停止部的前端形状(长脆性裂纹停止位置3)。

[0058] 在本发明中,使长脆性裂纹传播停止部的前端形状为如下形状:在板厚中央部的板厚(t)的20%的宽度区域的长脆性裂纹停止位置与从钢板表面开始成为板厚(t)的 $1/4 \sim 1/10$ 和成为板厚(t)的 $3/4 \sim 9/10$ 的宽度区域的长脆性裂纹停止位置的位置之间,最短间隔(以下为深度a)至少以板厚(t)的长度的深度a在长脆性裂纹的前进方向上缩短而具有凹入的略U字状的凹陷部。

[0059] 为了提高钢板整体的止裂性能,提高在钢板的板厚方向截面的板厚中央部,板厚(t)的至少20%的宽度区域 t_a (包括板厚(t)的 $1/2$ 位置的其上下10%以上的宽度的区域)的止裂性能。应予说明,从限制轧制负荷(rolling load)的观点考虑,优选使提高止裂性能的区域 t_a 为50%以下。

[0060] 如果提高了止裂性能的板厚中央附近的区域宽度 t_a 小于板厚的20%,则板厚(t)的 $1/4 \sim 1/10$ 部附近(包括板厚(t)的 $1/4$ 位置和 $1/10$ 位置, $1/4$ 位置与 $1/10$ 位置之间的区域)和板厚(t)的 $3/4 \sim 9/10$ 部附近(包括板厚(t)的 $3/4$ 位置和 $9/10$ 位置, $3/4$ 位置与 $9/10$ 位置之间的区域)的破裂驱动力没有充分降低,而在板厚(t)的 $1/4 \sim 1/10$ 部附近和板厚(t)的 $3/4 \sim 9/10$ 部附近,裂纹不停止地传播下去,所以至少为20%。

[0061] 在板厚方向截面,与其它区域相比,止裂性能优异的区域长脆性裂纹的停止长度短,并在其前进方向上形成凹入的凹陷部,所以使长脆性裂纹传播停止部的前端形状成为使板厚中央部的板厚(t)的至少20%的区域在长脆性裂纹的前进方向上凹入的大致呈U字状的凹陷部。

[0062] 另外,就大致呈U字状的凹陷部的形状而言,为了降低板厚(t)的 $1/4 \sim 1/10$ 附近和板厚(t)的 $3/4 \sim 9/10$ 附近的破裂驱动力,在板厚中央部的板厚的20%的区域的脆性裂纹停止长度与在板厚(t)的 $1/4 \sim 1/10$ 和板厚(t)的 $3/4 \sim 9/10$ 的区域的脆性裂纹停止长度相比,需要至少以短板厚(t)的长度缩短,所以在长脆性裂纹的前进方向上,形成凹陷部的深度a至少与板厚(t)的长度相等的凹入的形状。

[0063] 对深度a规定如下:在图1中的板厚(t)的 $1/4 \sim 1/10$ 和板厚(t)的 $3/4 \sim 9/10$ 的区域的表示长脆性裂纹停止位置(也称为最大裂纹长度)的与板厚方向成直角的线,与通过在板厚中央部表示板厚的20%的区域宽度的与板厚方向平行的线与长脆性裂纹传播停止位置的交点的与板厚方向成直角的线的间隔内,最短间隔的长度。

[0064] 为了观察在厚度为50mm以上的厚钢板的脆性破裂断面中,板厚(t)的 $1/4 \sim 1/10$ 或者板厚(t)的 $3/4 \sim 9/10$ 的区域内最长裂纹传播部(图1的A点和A'点附近),在板厚中央部附近与这些区域的比较中,将长脆性裂纹传播停止位置在板厚方向上描绘的形状在本发明中进行规定。应予说明,相对于板厚(t)的 $1/2$ 位置成为上下对称的在板厚方向上距钢板表面为板厚(t)的 $1/4 \sim 1/10$ 区域与为板厚(t)的 $3/4 \sim 9/10$ 的区域的止裂性能、长脆性裂纹传播停止部的前端形状大致相同。

[0065] 上述的长脆性裂纹传播停止部的前端形状是可以用图2所示的大型ESS0试验片4的断面进行确认的。大型ESS0试验片4如下所述:试验板6与助走板(Crack-running plate)5由CO₂焊接部8接合,在助走板5上沿与CO₂焊接部8成直角的方向设置气电焊接部(electro gas arc weld)7,从机械缺口(mechanical notch)9产生的脆性裂纹(未图示)沿着气电焊接部7传播,并与试验板6的载重负荷方向(loading direction)成直角地突入试验板6。载重负荷方向为图中箭头R.D.的轧制方向(rolling direction)。在本发明中,长脆

性裂纹传播停止特性是指使用到突入到试验板6为止的脆性裂纹的传播距离(propagation length)长的大型ESS0试验片4,利用与实际的船舶同样地不受应力反射影响的翼板前端间距离、载重负荷点间距离足够长的试验机进行评价的特性。此处所谓的应力反射是指,由脆性裂纹产生、传播而产生的压缩应力波(compressive stress wave)在试验机翼板部(tab plate of testing machine)等的反射。如果产生该应力反射,则压缩的应力波返回到脆性裂纹传播部,所以脆性裂纹变得容易停止。在实际的船舶等结构物中,结构物的大小相对于脆性裂纹足够大,所以不产生(或难以产生)应力反射。因此,长脆性裂纹的传播停止特性需要利用翼板前端间距离、载重负荷点间距离足够长的试验机来评价。

[0066] 本发明所涉及的钢板优选具备下述的集合组织。

[0067] 在板厚中央部的板厚的至少20%的区域的轧制面的(211)面或(100)面的X射线强度比为1.5以上,在板厚 $1/4t \sim 1/10t$ 部或者板厚 $3/4t \sim 9/10t$ 部的轧制面的(110)面的X射线强度比为1.3以上。

[0068] 如果在板厚中央附近的轧制面的(211)面或(100)面的X射线强度比为1.5以上,则产生微细的亚裂缝(subcrack),脆性裂纹传播面(brittle crack propagating surface)的凹凸变大,裂纹传播阻力(crack propagation resistance)增加,脆性裂纹传播停止韧性大大提高。如果X射线强度比小于1.5,则未确认该效果。根据以上,将在板厚中央部的板厚的20%以上区域的轧制面的(211)面或(100)面的X射线强度比限定为1.5以上。

[0069] 另一方面,如果在板厚 $1/4t \sim 1/10t$ 部的轧制面的(110)面的X射线强度比小于1.3,则在板厚中央部的板厚的20%以上的区域的脆性裂纹停止长度与板厚 $1/4t \sim 1/10t$ 区域的脆性裂纹停止长度相比,没有短到板厚程度以上,而不会引起板厚 $1/4t \sim 1/10t$ 部附近(图1的A点和A'点附近的最长裂纹传播部)的破裂驱动力的降低。由此,将在板厚 $1/4t \sim 1/10t$ 部的轧制面的(110)面的X射线强度比限定为1.3以上。上述规定在板厚 $3/4t \sim 9/10t$ 部也相同。

[0070] 进而,为了提高钢板在供用温度下的脆性裂纹传播停止韧性,优选满足下式。

[0071]
$$vTrs - 12X_{(100)} - 22X_{(211)} \leq (T - 75) / 0.64$$

[0072] (其中,式中 $X_{(211)}$ 表示在板厚中央部,板厚(t)的至少20%的区域部位的轧制面的(211)面X射线强度比, $X_{(100)}$ 表示相同部位的(100)面X射线强度比, $vTrs$ (°C)表示相同部位的利用2mmV型缺口冲击试验而得到的断口转变临界温度,T表示钢板的供用温度(°C))

[0073] 本参数式是为了利用供用温度来确保集合组织中的对象部位的脆性裂纹传播停止韧性,根据集合组织而用 $vTrs$ 规定钢板韧性的参数式,为了使该对象部位的夏比断口转变临界温度 $vTrs$ 低于供用温度,以满足上式的方式规定 $vTrs$ 。应予说明,如上所述,为了提高脆性裂纹传播停止韧性,需要使(211)面或者(100)面的X射线强度比为1.5以上,两者之中,(211)面集合组织对提高脆性裂纹传播停止韧性的帮助大,所以增大式中 $X_{(211)}$ 相对于 $X_{(100)}$ 的系数。

[0074] 具有上述特性的钢板的优选的成分组成与制造条件如下所述。在说明中%为质量%。

[0075] [成分组成]

[0076] C:0.15%以下

[0077] C是为了确保强度而必需的。从确保强度的观点出发,优选使下限为0.02%。但是,

如果C量超过0.15%，则焊接热影响部(HAZ)韧性降低，所以C量限定为0.15%以下。应予说明，为了使(211)面和(100)面的集合组织进一步发展，优选的范围是0.03%以下。

[0078] Si:0.60%以下

[0079] Si是对强度上升有效的元素。为了得到该效果，优选含有0.01%以上。如果Si量超过0.60%，则使焊接热影响部(HAZ)韧性显著劣化，所以Si量限定为0.60%以下。

[0080] Mn:0.80~1.80%

[0081] Mn是对高强度化有效的元素，从确保强度的观点出发，使下限为0.80%。但是，如果Mn量超过1.80%，则母材韧性有可能劣化。因此，使Mn为0.80~1.80%的范围。应予说明，优选的范围是1.00~1.70%。

[0082] S:0.001~0.05%以下

[0083] 在本发明中，需要使脆性裂纹前缘(leading edge of brittle crack)产生裂缝(与钢板表面平行的断裂)，所以需要含有0.001%以上的S。但是，S形成非金属夹杂物而使延展性、韧性劣化，所以限制为0.05%以下。

[0084] Ti:0.005~0.050%、Nb:0.001~0.1%中的1种或2种

[0085] Ti具有如下效果，即，通过形成碳化物(carbide)、氮化物(nitride)的析出物(precipitate)，从而在抑制钢板制造时的加热阶段的奥氏体晶粒(austenite grain)的生长，有助于晶粒细化，并且还抑制焊接热影响部(welded heat-affected zone) (HAZ)的晶粒粗大化，提高HAZ韧性。为了得到这些效果，需要含有0.005%以上。另一方面，过度的含有会使韧性劣化，所以将0.050%作为上限。

[0086] Nb也对析出强化(precipitation strengthening)和韧性的提高有效。另外，还抑制奥氏体的重结晶(recrystallization)，促进由后述的轧制条件产生的效果。为了得到这些效果，需要添加0.001%以上，但如果添加超过0.1%，则淬火组织出现针状化，韧性有劣化的趋势，所以将0.1%作为上限。

[0087] 选自Cu:2.0%以下、V:0.2%以下、Ni:2.0%以下、Cr:0.6%以下、Mo:0.6%以下、W:0.5%以下、B:0.0050%以下、Zr:0.5%以下中的至少1种。

[0088] Cu:2.0%以下

[0089] Cu可主要用于析出强化。为了得到其效果，优选含有0.05%以上。如果添加超过2.0%，则析出强化过多而韧性劣化，所以Cu量优选为2.0%以下的范围。

[0090] V:0.2%以下

[0091] V是固溶强化(solid solution strengthening)和析出强化可以利用的成分。为了得到其效果，优选含有0.001%以上。如果含有超过0.2%的V，则严重损害母材韧性和焊接性，所以V量优选为0.2%以下的范围。

[0092] Ni:2.0%以下

[0093] Ni提高强度和韧性，并且在添加Cu时对防止轧制时的Cu断裂有效。为了得到其效果，优选含有0.05%以上。但是，由于昂贵，而且即使过量添加，其效果也饱和，所以优选在2.0%以下的范围内添加。

[0094] Cr:0.6%以下

[0095] Cr具有提高强度的效果。为了得到其效果，优选含有0.01%以上。但是，如果含有超过0.6%的Cr，则焊接部韧性劣化，所以Cr含量优选为0.6%以下的范围。

[0096] Mo:0.6%以下

[0097] Mo具有提高常温和高温下的强度的效果。为了得到其效果,优选含有0.01%以上。但是,如果含有超过0.6%的Mo,则焊接性劣化,所以含量优选为0.6%以下的范围。

[0098] W:0.5%以下

[0099] W具有提高高温强度的效果。为了得到其效果,优选含有0.05%以上。但是,如果含有超过0.5%,则不仅使韧性劣化,而且昂贵,所以优选在0.5%以下的范围内含有W。

[0100] B:0.0050%以下

[0101] B在轧制中以BN的形式析出,使轧制后的铁素体粒变细。为了得到其效果,优选含有0.0010%以上。但是,如果超过0.0050%,则韧性劣化,所以限定为0.0050%以下。

[0102] Zr:0.5%以下

[0103] Zr是不仅提高强度、而且提高镀锌材的耐镀覆断裂性的元素。为了得到其效果,优选含有0.03%以上。但是,如果含有超过0.5%,则焊接部韧性劣化,所以Zr含量优选以0.5%为上限。

[0104] 本发明所涉及的钢除上述成分组成之外,余量为Fe和不可避免的杂质。应予说明,作为不可避免的杂质,可以允许P:0.035%以下、Al:0.08%以下、N:0.012%以下、O:0.05%以下、Mg:0.01%以下、等。

[0105] 对于制造条件,优选规定加热温度(heating temperature)、热轧条件(hot rolling condition)、冷却条件(cooling condition)。在说明中没有规定的情况下,温度、冷却速度设为板厚方向的平均值。

[0106] [加热温度]

[0107] 将钢坯料加热至900~1350℃的温度。将加热温度设为900℃以上是进行材质的均质化和后述的控制轧制所需的加热,设为1350℃以下,是因为如果温度过高,则表面氧化(surface oxidation)显著,并且不可避免晶粒的粗大化。应予说明,为了提高韧性,优选使上限为1150℃。

[0108] [热轧条件]

[0109] 在钢板表面温度1000~850℃的温度区域中,以10%以上的累积压下率(cumulative rolling reduction)进行轧制。

[0110] 通过在该温度区域进行轧制,从而奥氏体晶粒(austenite grain)部分重结晶,所以组织变得微细且均匀。

[0111] 应予说明,在超过1000℃的温度下的轧制有助于奥氏体晶粒的生长,所以为了晶粒细化而不优选。另一方面,如果小于850℃,则完全进入奥氏体未重结晶区域,为了晶粒的均匀化而不优选。

[0112] 形成钢板表面温度900~600℃、且钢板内部温度比钢板表面温度高50~150℃的状态后,在1道次压下率为7%以上、累积压下率为50%以上、且轧制结束时的钢板表面温度为850~550℃的条件下进行热轧

[0113] 通过形成钢板表面温度为900~600℃、且钢板内部温度比钢板表面温度高50~150℃的状态,从而表面附近几乎为二相域、且钢板内部几乎成为奥氏体未重结晶区域(non-recrystallization region)。

[0114] 如果在该条件下实施1道次压下率为7%以上的轧制,则在强度相对较低的钢板内

部优先导入轧制形变(rolling strain),在板厚中央部的至少板厚的20%的区域导入集合组织。通过该工序,从而在奥氏体晶粒中形成集合组织。

[0115] 即,形成(211)面集合组织的基础,所述(211)面集合组织的基础是对脆性裂纹前端的裂缝生成有效的相变集合组织(transformation texture)中的一种。应予说明,为了将集合组织导入板厚中央部的至少板厚的20%的区域,更优选地,1道次压下率可为10%以上。

[0116] 其后,通过轧制至钢板表面温度为850~550℃,从而钢板内部被以二相域进行轧制,形成(100)面集合组织。

[0117] 为了使上述集合组织的集成度达到对脆性裂纹前端的裂缝生成有效的水平(集成度1.55以上),需要累积压下率为50%以上。

[0118] [冷却条件]

[0119] 结束热轧后,以5℃/s以上的冷却速度冷却至400℃。

[0120] 如果在直到400℃的温度区域,以5℃/s以上的冷却速度进行冷却,则促进从(211)面为优势的集合组织被奥氏体集合组织进行传承,脆性裂纹传播停止韧性提高。

[0121] 如果在上述条件下进行冷却,则(211)面的X射线面强度变得更强,进一步促进亚裂缝的产生,裂纹容易停止。应予说明,在上述冷却方法中,更优选的冷却开始温度(cooling start temperature)为700℃以上。

[0122] 应予说明,使本发明所涉及的厚钢板的钢板厚度小于50mm时,当然具有优异的脆性裂纹传播特性。

[0123] [评价方法、试验装置]

[0124] 为了在没有应力反射的与实船相当的条件评价长脆性裂纹传播停止特性,利用动态FEM分析来评价应力反射的影响,决定试验机的翼板前端间距离、载重负荷点间距离。大型ESS0试验片尺寸如图2所示。

[0125] 将动态FEM分析模型示于图3A、图3B、图3C,将结果示于图4。图3A是用于明确没有应力反射的条件参数模型的,是用于分析对应力反射造成影响的试验机翼板11(厚度200mm)间的距离(图3A的2A)的影响的模型。图3B是将使用的试验机的载重负荷点10的距离设定为10m时的模型,图3C是将使用的试验机的载重负荷点10的距离设定为5m时的模型。

[0126] 将FEM分析结果示于图4。图4是在从破裂产生到突入试验板期间求出传播中的裂纹的动态应力放大系数(脆性裂纹传播中的破裂驱动力)Kd的变化的图。×标记表示的结果是2A=10000mm的情况,是在直到脆性裂纹突入试验板都不引起应力反射的与实船相当的条件下的结果。在2A=1800~4300mm的条件下,产生应力反射,所以可以确认突入试验板时的动态应力放大系数Kd与作为与实船相当的条件2A=10000mm的情况相比变低。它是指在2A=1800~4300mm的条件下,与实船条件相比,长脆性裂纹容易停止。另一方面,可以确认虽然在2A=6800mm的条件下,认为动态应力放大系数Kd有些降低,但与实船相当的条件相比几乎没有变化。

[0127] 由此,如果确保2A为6800mm以上,则可进行与实船相当的条件的评价,如果是例如如图3B所示的载重负荷点间距离为10m的大型拉伸试验夹具形状,则能够充分进行与实船相当的条件的评价。图4中表示利用将使用的试验机的载重负荷点间距离设定为5m和10m时的模型而得到的分析结果,但是如果利用图3B所示的载重负荷点间距离10m模型的大型拉伸

试验夹具形状实施大型ESSO试验,则可认为是没有应力反射的与实船相当的条件下的评价。

[0128] 通过以上的FEM分析,就没有应力反射的与实船相当的条件下的长脆性裂纹传播停止性能的评价方法而言,试验片长度或安装试验片的试验装置的翼板前端间距离为试验片宽度的2.8倍以上($\approx 6800\text{mm}/2400\text{mm}$),进而,试验装置的载重负荷点间距离为试验片宽度的4.1倍以上($\approx 10000\text{mm}/2400\text{mm}$)。

[0129] 同样地,作为可评价在没有应力反射的与实船相当的条件下的长脆性裂纹传播停止性能的试验装置,安装有试验片的试验装置的翼板前端间距离为试验片宽度的2.8倍以上($\approx 6800\text{mm}/2400\text{mm}$),进而试验装置的载重负荷点间距离为试验片宽度的4.1倍以上($\approx 10000\text{mm}/2400\text{mm}$)。

[0130] 实施例

[0131] 使用调整为表1所示的各种化学组成的钢坯,根据表2所示的条件制造厚钢板。对由此得到的各厚钢板,进行板厚(t)的中央部(高止裂性能域)的(211)面与(100)面的X射线强度比的测定,并且研究夏比断口转变临界温度(Ductile-brittle transition temperature of Charpy impact test) vT_{rs} 。另外,进行了板厚(t)的1/8部(板厚(t)的1/4~1/10区域的代表部位)的(110)面的X射线强度比的测定。

[0132] 接着,为了评价长脆性裂纹传播停止特性,使用上述厚钢板(板厚(t)的原始厚度),制作图2所示的尺寸形状的大型ESSO试验片,供于试验。试验是在应力 $257\text{N}/\text{mm}^2$ 、温度为 -10°C 的条件下实施的。此处, $257\text{N}/\text{mm}^2$ 的应力是船体中经常使用的屈服强度 $40\text{kgf}/\text{mm}^2$ 级钢板的最大允许应力,温度 -10°C 为船舶的设计温度。大型ESSO试验利用图3B所示的大型拉伸试验夹具,在翼板前端间距离为 6800mm 、载重负荷点间距离为 10000mm 的条件下进行。

[0133] 将实施大型ESSO试验的结果示于表3。在本发明例(No.2、3、6、8、9、12、14)中,脆性裂纹在角焊缝焊接部停止,在比较例(No.1、4、5、7、10、11、13、15、16)中,脆性裂纹不停止。

[0134] 表1

[0135]

表1

No.	C	Si	Mn	Ti	Nb	S	Cu	V	Ni	Cr	Mo	W	B	Zr
1	0.02	0.27	1.54	0.014	0.043	0.002	0.44	-	0.30	0.55	-	-	0.0021	-
2	0.09	0.29	1.45	0.010	0.010	0.003	0.08	0.001	0.05	0.01	-	-	-	-
3	0.07	0.20	1.56	0.012	0.008	0.002	-	0.006	0.20	0.04	-	-	0.0013	-
4	0.05	0.30	1.50	0.011	0.010	0.003	0.27	-	0.22	-	-	-	-	-
5	0.09	0.30	1.45	0.011	0.011	0.001	0.07	0.001	0.06	0.01	0.01	0.2	-	-
6	0.07	0.30	1.55	0.010	0.005	0.003	-	0.005	0.19	0.05	-	-	0.0014	0.03
7	0.11	0.50	1.75	0.040	0.090	0.004	0.50	0.150	0.10	0.65	-	-	0.0065	-

下划线表示为本发明范围外

[0136] 表2

[0137]

表2

No.	钢No.	板厚 (mm)	加热 温度 (°C)	1000~ 850°C的累 积压下率 (%)	900~ 600°C的1 道次压下率 (%)	900~ 600°C的累 积压下率 (%)	ΔT^{*1} (°C)	轧制结束 温度 (°C)	轧制结束 后的冷却 温度(°C /s)	冷却结束 温度 (°C)	备注
1	1	50	1360	15	7	65	100	700	0.8	-	比较例
2	1	50	1150	15	8	65	80	700	0.8	-	本发明例
3	1	50	1150	15	10	65	80	700	7	355	本发明例
4	2	60	1120	50	6	30	70	660	0.7	-	比较例
5	2	60	1070	20	6	60	60	660	0.7	-	比较例
6	2	60	1070	20	10	60	60	660	6	382	本发明例
7	3	65	1100	10	7	50	75	500	0.7	-	比较例
8	3	65	1100	10	8	50	75	650	5	357	本发明例
9	4	80	1150	15	10	60	110	700	5	278	本发明例
10	4	80	1150	15	5	60	110	700	0.5	-	比较例
11	5	55	1200	20	5	60	40	750	0.8	-	比较例
12	5	55	1200	20	8	60	70	650	7	362	本发明例
13	6	50	1150	5	7	75	80	750	0.8	-	比较例
14	6	50	1150	15	8	65	80	750	7	388	本发明例
15	7	70	1100	15	7	60	90	700	0.6	-	比较例
16	7	70	1100	15	8	60	90	700	6	550	比较例

下划线表示为本发明范围外。

*1: ΔT = 钢板内部温度 - 钢板表面温度

[0138] 表3

[0139]

表3

No.	钢No.	板厚 (mm)	X射线强度比			vTrs (°C)	供用温度 T (°C)	Y ^{*2}	y ^{*3}	a ^{*7} (mm)	t _a /t ^{*4}	大型 ESS0 试验 结果	备注	
			X ₍₁₁₀₎ ^{*5}	X ₍₁₀₀₎ ^{*6}	X ₍₂₁₁₎ ^{*6}									
1	1	50	1.2	1.4	1.6	-40	-10	-92	>	-133	45	0.00	贯穿	比较例
2	1	50	1.4	1.7	2.3	-80	-10	-151	<	-133	60	0.22	停止	本发明例
3	1	50	1.3	1.8	2.4	-85	-10	-159	<	-133	55	0.30	停止	本发明例
4	2	60	0.9	1.1	1.1	-40	-10	-76	>	-133	30	0.00	贯穿	比较例
5	2	60	1.0	3.2	1.9	-65	-10	-144	<	-133	45	0.22	贯穿	比较例
6	2	60	1.3	3.3	2.5	-82	-10	-177	<	-133	65	0.31	停止	本发明例
7	3	65	1.2	2.0	0.9	-70	-10	-113	>	-133	40	0.00	贯穿	比较例
8	3	65	1.4	2.6	1.9	-75	-10	-148	<	-133	70	0.25	停止	本发明例
9	4	80	1.3	2.1	2.5	-65	-10	-145	<	-133	85	0.25	停止	本发明例
10	4	80	0.9	2.1	1.4	-59	-10	-115	>	-133	70	0.10	贯穿	比较例
11	5	55	0.9	2.4	1.0	-44	-10	-95	>	-133	15	0.00	贯穿	比较例
12	5	55	1.4	2.5	2.2	-81	-10	-159	<	-133	60	0.25	停止	本发明例
13	6	50	1.1	2.0	0.9	-40	-10	-83	>	-133	30	0.00	贯穿	比较例
14	6	50	1.4	2.0	2.3	-75	-10	-150	<	-133	55	0.22	停止	本发明例
15	7	70	1.2	2.5	1.4	-61	-10	-122	>	-133	60	0.00	贯穿	比较例
16	7	70	1.1	2.6	1.5	-59	-10	-123	>	-133	60	0.00	贯穿	比较例

下划线表示为本发明范围外。

*3: y=(T-75)/0.64

*2: Y=vTrs-12X₍₁₀₀₎-22X₍₂₁₁₎*4: 占高止裂性能区域的板厚的比例 [t_a/t=高止裂性能区域尺寸/板厚] *5: 板厚1/8t的值 [1/4t~1/10t的区域的代表值]

*6: 板厚中央部的值 *7: 在板厚中央部的板厚(t)的20%的宽度的区域的长脆性裂纹停止位置与从钢板表面开始成为

板厚(t)的1/4~1/10及板厚(t)的3/4~9/10的宽度区域的长脆性裂纹停止位置的位置之间, 最短的间隔

[0140] 符号说明

[0141] 1 钢板

[0142] 2 长脆性裂纹

- [0143] 3 长脆性裂纹停止位置
- [0144] 4 大型ESS0试验片
- [0145] 5 助走板
- [0146] 6 试验板
- [0147] 7 气电焊接部
- [0148] 8 CO₂焊接部
- [0149] 9 机械缺口
- [0150] 10 载重负荷点
- [0151] 11 翼板

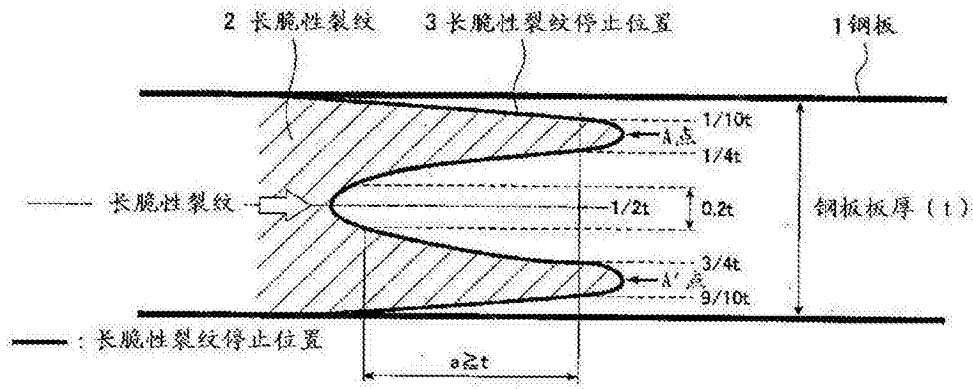


图1

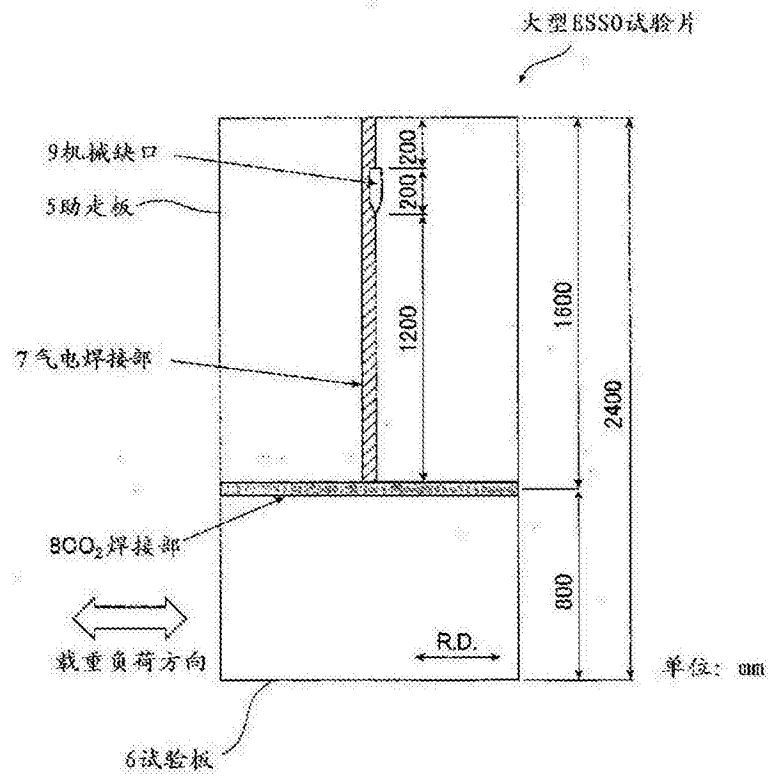


图2

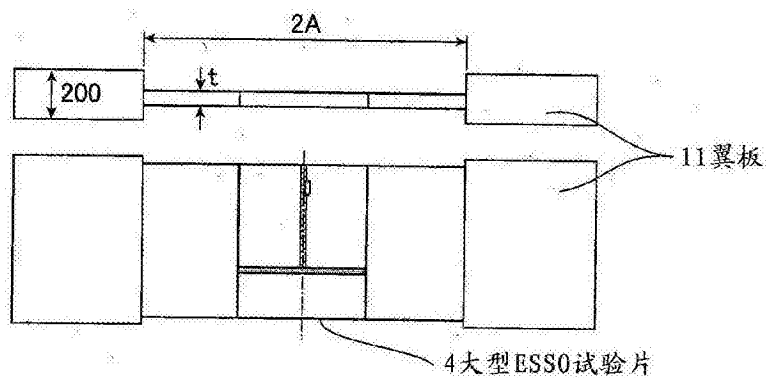


图3A

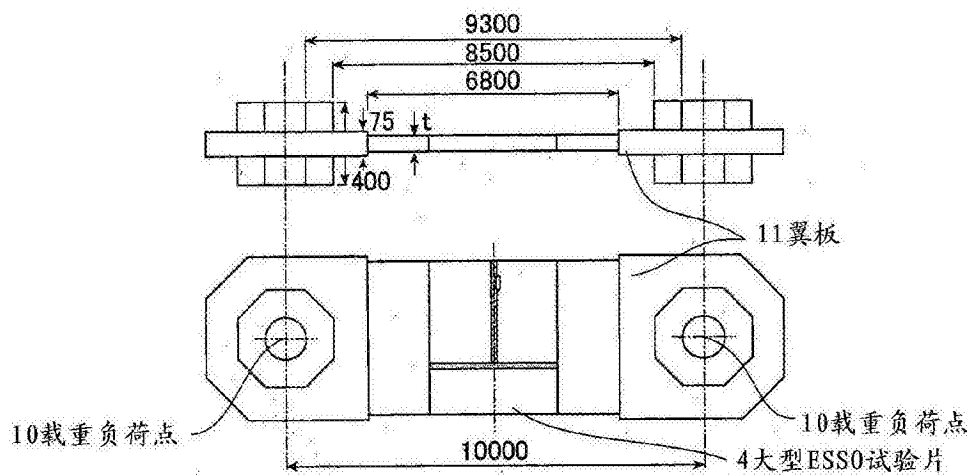


图3B

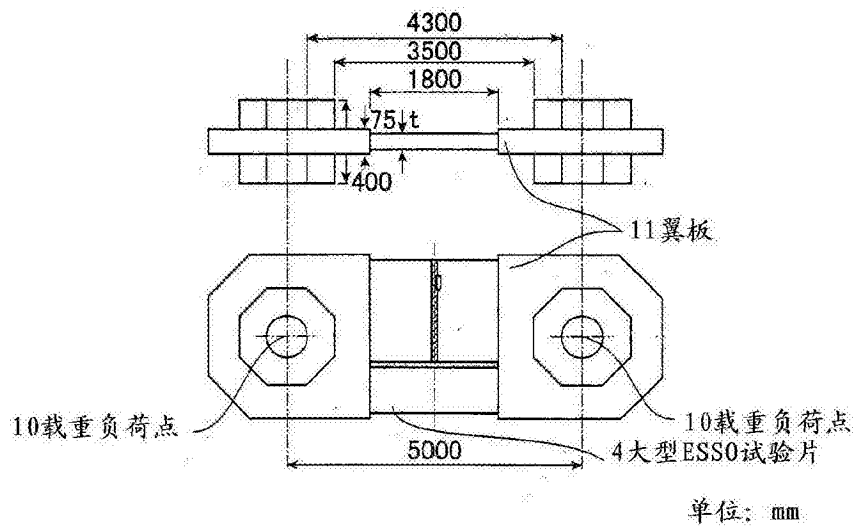


图3C

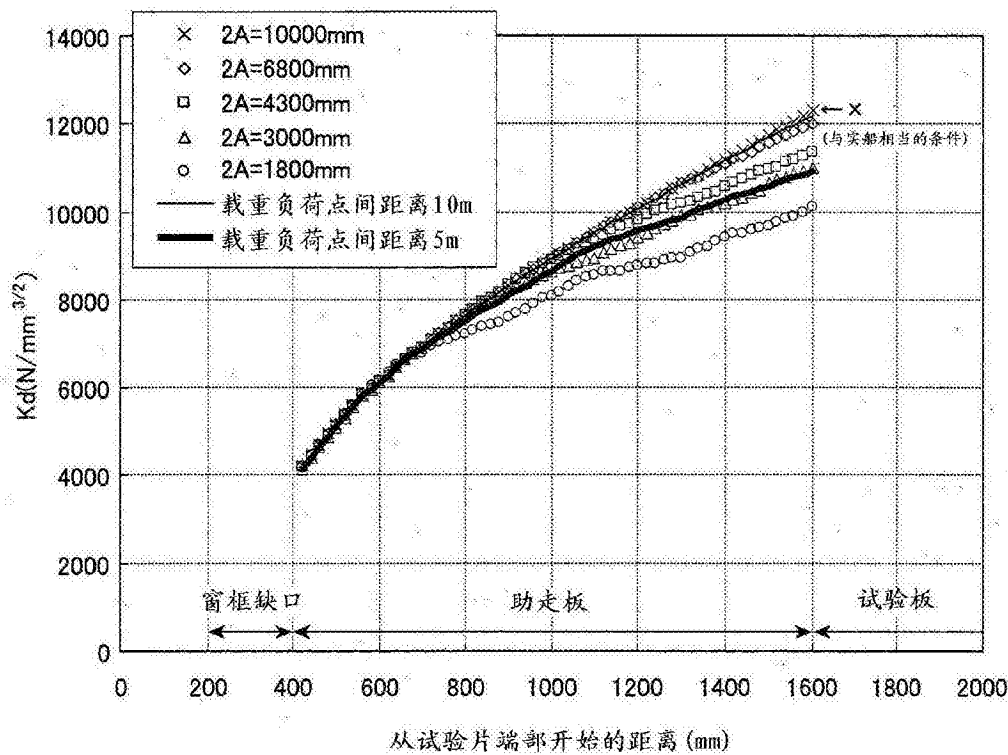


图4