



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 104272084 A

(43) 申请公布日 2015. 01. 07

(21) 申请号 201380022478. 8

代理人 金世煜 苗堃

(22) 申请日 2013. 08. 02

(51) Int. Cl.

(30) 优先权数据

G01N 3/00 (2006. 01)

2012-173940 2012. 08. 06 JP

G21D 8/02 (2006. 01)

G22C 38/00 (2006. 01)

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

G22C 38/60 (2006. 01)

2014. 10. 28

G01N 3/08 (2006. 01)

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2013/004682 2013. 08. 02

(87) PCT国际申请的公布数据

W02014/024445 JA 2014. 02. 13

(71) 申请人 杰富意钢铁株式会社

地址 日本东京都

(72) 发明人 半田恒久 伊木聪 大井健次

(74) 专利代理机构 北京集佳知识产权代理有限公司

公司 11227

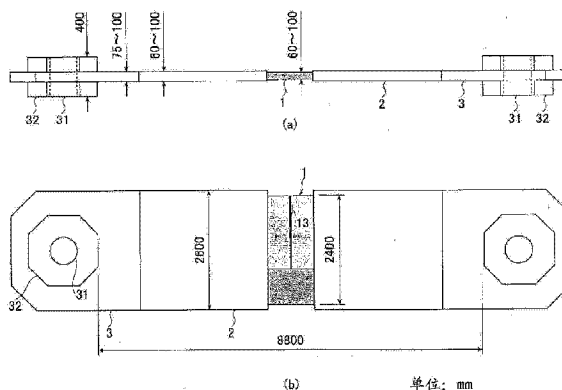
权利要求书1页 说明书13页 附图6页

(54) 发明名称

厚钢板的长大脆性裂纹传播停止性能的评价方法、用于该评价方法的试验装置以及厚钢板的制造方法

(57) 摘要

本发明提供评价适用于大型集装箱船、散货船等的脆性裂纹传播停止性能优异的厚钢板（主要为板厚 50mm 以上的厚钢板）的与实船相当的长大脆性裂纹传播停止性能的方法以及试验装置。在具有 1.5m 以上的宽度的大型试件的宽度直角方向，用拉伸试验机负荷拉伸荷重，评价针对裂纹长度为 1m 以上的长大脆性裂纹的长大脆性裂纹传播停止性能时，向大型试件传递来自拉伸试验机的拉伸荷重的传递部以成为大型试件的宽度的 2.8 倍以上、更优选 4.1 倍以上的间隔并以夹持大型试件的宽度中心的方式具有成为大型试件的厚度的 2.5 倍以上的增厚部，来自拉伸试验机的拉伸被负荷在以增厚部夹持大型试件的宽度直角方向的中心的位置。试验装置具有传递部。



1. 一种厚钢板的长大脆性裂纹传播停止性能的评价方法,其特征在于,在具有 1.5m 以上的宽度的大型试件的宽度直角方向负荷拉伸荷重,评价针对所述大型试件中的裂纹长度为 1m 以上的长大脆性裂纹的传播停止性能,

向所述大型试件传递来自拉伸试验机的拉伸荷重的传递部以成为所述大型试件的宽度的 2.8 倍以上的间隔、以夹持所述大型试件的宽度直角方向的中心的方式具有成为所述大型试件的厚度的 2.5 倍以上的增厚部,

来自所述拉伸试验机的拉伸荷重被负荷在以所述增厚部夹持所述大型试件的宽度直角方向的中心的位置。

2. 根据权利要求 1 所述的厚钢板的长大脆性裂纹传播停止性能的评价方法,其特征在于,以成为所述大型试件的宽度的 4.1 倍以上的间隔具有所述增厚部。

3. 一种评价厚钢板的长大脆性裂纹传播停止性能的试验装置,其特征在于,在具有 1.5m 以上的宽度的大型试件的宽度直角方向负荷拉伸荷重,评价针对所述大型试件中的裂纹长度为 1m 以上的长大脆性裂纹的传播停止性能,

向所述大型试件传递拉伸荷重的传递部以所述大型试件的宽度的 2.8 倍以上的间隔、以夹持所述大型试件的宽度直角方向的中心的方式具有成为所述大型试件的厚度的 2.5 倍以上的增厚部,

将所述拉伸荷重负荷在以所述增厚部夹持所述大型试件的宽度直角方向的中心的位置,荷重容量为 50MN 以上。

4. 根据权利要求 3 所述的评价厚钢板的长大脆性裂纹传播停止性能的试验装置,其特征在于,以成为所述大型试件的宽度的 4.1 倍以上的间隔具有所述增厚部。

5. 根据权利要求 3 或 4 所述的评价厚钢板的长大脆性裂纹传播停止性能的试验装置,其特征在于,所述荷重容量为 80MN 以上。

6. 一种长大脆性裂纹传播停止性能优异的厚钢板的制造方法,其特征在于,包括使用权利要求 3 ~ 5 中任一项所述的装置评价厚钢板的长大脆性裂纹传播停止性能的工序。

7. 根据权利要求 6 所述的长大脆性裂纹传播停止性能优异的厚钢板的制造方法,其特征在于,将钢材料在 900 ~ 1350℃ 的温度加热,接着在钢板表面温度为 1000 ~ 850℃ 的温度区域以累积压下率 10% 以上轧制后,在钢板表面温度为 900 ~ 600℃ 的温度区域以累积压下率 50% 以上、轧制结束时的钢板表面温度为 800 ~ 550℃ 进行热轧而制造,

所述钢材料的钢组成以质量 % 计,含有 C :0.15% 以下、Si :0.6% 以下、Mn :0.8 ~ 2.4%、S :0.001 ~ 0.05%,含有选自 Ti :0.005 ~ 0.05% 或者 Nb :0.001 ~ 0.1% 中的至少 1 种,进一步含有选自 Cu :2% 以下、V :0.2% 以下、Ni :2% 以下、Cr :0.6% 以下、Mo :0.6% 以下、W :0.5% 以下、B :0.005% 以下、Zr :0.5% 以下中的至少 1 种,剩余部分由 Fe 和不可避免的杂质构成。

8. 根据权利要求 7 所述的长大脆性裂纹传播停止性能优异的厚钢板的制造方法,其中,进一步在结束热轧后,以 5℃ / 秒以上的冷却速度冷却至 400℃。

9. 一种长大脆性裂纹传播停止性能优异的厚钢板,其特征在于,是利用权利要求 6 ~ 8 中任一项所述的制造方法制造的。

厚钢板的长大脆性裂纹传播停止性能的评价方法、用于该 评价方法的试验装置以及厚钢板的制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及对优选地用于制造大型集装箱船 (Mega-container carrier)、散货船 (bulk carrier) 等的厚钢板 (steel plate) (主要为板厚为 50mm 以上的厚钢板), 评价与实船相当的长大脆性裂纹的裂纹传播停止性能 (long brittle crack arrestability) 的方法以及试验装置。

背景技术

[0002] 集装箱船、散货船为了提高承载能力 (carrying capacity)、提高货物装卸效率 (cargo handling efficiency) 等, 形成增大上部开口部 (upper aperture) 之类的结构。因此, 为了确保船体的刚性 (rigidity) 和纵向强度 (longitudinal strength), 对于这些船而言, 必须特别使船体外板 (outer plate of vessel's body) 厚壁化。

[0003] 近年来, 集装箱船大型化, 对于 6000 ~ 20000 TEU (Twenty-foot Equivalent Unit: 二十英尺当量单位) 的大型船而言, 船体外板的板厚为 50mm 以上。如果板厚为 50mm 以上, 则由于板厚效应 (thickness effect) 而导致破坏韧性 (fracture toughness) 降低, 而且焊接热输入 (welding heat input) 也变大, 因此存在焊接部 (welded part) 的破坏韧性进一步降低的趋势。应予说明, TEU 表示换算成长度为 20 英尺的集装箱的个数, 表示集装箱船的承载能力的指标。

[0004] 对于船舶 (ships)、管线 (linepipe) 所使用的钢板 (主要为板厚小于 50mm 的较薄的钢材), 可以通过 TMCP (Thermo-Mechanical-Control-Process: 热机械控制工艺) 法实现细粒化, 提高低温韧性 (low-temperature toughness), 赋予优异的脆性裂纹传播停止性能 (brittle crack arrestability)。

[0005] 作为不使合金成本 (alloy cost) 上升而提高脆性裂纹传播停止性能的方法, 提出了将钢材的表层部 (surface part) 的组织 (microstructure) 超微细化的技术。例如, 专利文献 1 中公开了着眼于在脆性裂纹传播时, 钢材表层部产生的剪切唇 (shear-lips) (塑性变形区域 (plastic deformation area)) 对脆性裂纹传播停止性能的提高有效的情况, 使剪切唇部分的晶粒微细化, 使传播的脆性裂纹所具有的传播能量 (propagation energy) 吸收的方法。

[0006] 专利文献 1 中, 将钢板热轧后, 反复进行 1 次以上的如下工序, 即通过控制冷却 (controlled cooling), 将表层部分冷却到 Ar_3 相变点以下, 其后停止控制冷却, 使表层部分再加热到相变点以上的工序, 其间对钢材施加压下。专利文献 1 中, 通过采用这样的方法, 使之反复相变或者加工重结晶 (recrystallization due to deformation), 在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)。

[0007] 专利文献 2 中, 以铁素体-珠光体 (pearlite) 为主体微观结构 (microstructure) 的钢材中, 两个表面部由含有 50% 以上的具有当量圆平均粒径 (average of equivalent circle diameter) 为 $5\mu\text{m}$ 以下、长宽比 (aspect ratio) 为 2 以上的铁素体晶粒的铁

素体组织的层构成。此外,专利文献2中公开了如下内容:如果通过使精轧中的每1次轧制的最大压下率(maximum rolling reduction)为12%以下而抑制局部重结晶现象(recrystallization phenomenon),抑制铁素体粒径的偏差(variation)、则可得到脆性裂纹传播停止性能提高这样的优异效果。

[0008] 专利文献3中作为受到塑性变形(plastic deformation)后的耐脆性裂纹传播性能优异的钢材,公开了通过采用以下(a)~(d)所述的条件制造的以在晶粒内形成有亚晶粒(sub-grain)的微细铁素体为主要组织的钢材。专利文献3中,在不需钢板表层的冷却和再加热等复杂的温度控制(temperature control)的情况下,提高受到塑性变形后的脆性裂纹传播停止性能。

[0009] (a) 确保微细的铁素体晶粒的轧制条件,(b) 在距表面的深度为钢板板厚的5%以上的部分生成微细铁素体组织的轧制条件,(c) 在微细铁素体中使集合组织发达且利用热能(thermal energy)对通过加工(轧制)导入的位错(dislocation)进行再配置而使亚晶粒形成的轧制条件,(d) 抑制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。

[0010] 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中公开了通过使集合组织(texture)发达而在钢材的破坏面上在与板厚方向平行的方向产生分离(separation),缓和脆性裂纹前端的应力,由此提高耐脆性裂纹传播性能的方法。此外,专利文献4中记载了通过控制轧制而使(110)面X射线强度比(X-ray intensity ratio)为2以上,且使当量圆直径(equivalent circle diameter)为20 μ m以上的粗大粒为10%以下。

[0011] 专利文献5中公开了焊接结构用钢,如果使用该焊接结构用钢,则能够提高焊接接缝部(welded joint)的脆性裂纹传播停止性能。具体而言,专利文献5中,作为上述焊接结构用钢,公开了一种钢板,其特征在于,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。而且,专利文献5中记载了如下内容:如果为该钢板,则由于集合组织发达,使裂纹传播方向(crack propagation direction)相对于与应力负荷方向(stress loading direction)垂直的方向发生改变,从焊接接缝部向母材侧引导脆性裂纹,提高作为接缝的脆性裂纹传播停止性能。

[0012] 另外,专利文献6中公开了一种钢板,其特征在于,在板厚中央部的轧制面的(211)面的X射线强度比为1.3以上,且在板厚1/4部的轧制面的(100)面X射线强度比为1.5以上,在板表层部的轧制面的(100)面X射线强度比为1.5以上。而且,专利文献6中记载了如下内容:如果为该钢板,则由于集合组织发达,使在介由T接缝(T-joint)等而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起作用,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提高。

[0013] 另一方面,考虑到船体结构(hull structure)中,即便万一从焊接部产生脆性破坏(brittle fracture)时,也需要停止脆性裂纹的传播而防止船体分离。对板厚小于50mm的造船用钢板焊接部的脆性裂纹传播行为,日本造船研究协会(The Shipbuilding Research Association of Japan)第147委员会通过实验进行了研究。

[0014] 第147委员会通过实验调查了在焊接部强制产生的脆性裂纹的传播路径、传播行为,结果确认如果在某种程度上确保焊接部的破坏韧性(fracture toughness),则由于焊接残留应力(welding residual stress)的影响而使脆性裂纹易于从焊接部向母材侧偏

离。另外,第 147 委员会也确认多个脆性裂纹沿焊接部传播的例子。

[0015] 该事实启示了不能断言没有脆性破坏沿焊接部直线传播的可能性。但是,有将与第 147 委员会应用的焊接同等的焊接应用于板厚小于 50mm 的钢板而建造的船舶毫无问题地起航 (actual service) 的大量实际成绩。除了该大量的实际成绩之外,还认识到韧性良好的钢板母材 (造船 E 级钢等) 的停止脆性裂纹的能力充分,因此造船用钢材焊接部的脆性裂纹传播停止性能一直未被船级规则 (Rules and Guidance for the survey and construction of steel ships) 等所要求。

[0016] 然而,最近超过 6000TEU 的大型集装箱船中钢板的板厚超过 50mm。如果板厚超过 50mm,则由于板厚效应而使破坏韧性降低,而且焊接热输入也变大,因此存在焊接部的破坏韧性进一步降低的趋势。

[0017] 最近,实验显示这样的厚壁大热量输入焊接接缝 (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),即使在骨材 (stiffeners) (或者也称为加强材) 等钢板母材部也不停止 (非专利文献 1)。由此,在确保应用 50mm 以上的板厚的钢板的船体结构的安全方面成为大问题。

[0018] 作为评价确保这样的船体的安全性的试验,有长大 ESSO (large-scale duplex ESSO) 试验。该长大 ESSO 试验中,因评价方法的不同、试验装置的制约等而使试验结果有所变化,有未必可评价与实船相当的长大脆性裂纹传播停止性能的问题。

[0019] 作为基于上述专利文献 1~6 记载的技术的评价钢板的脆性裂纹传播停止性能 (脆性裂纹传播停止韧性) 的试验法,有使用宽度为 500mm 左右的试件的双重拉伸试验和 ESSO 试验等的试验法,为了正确地评价钢板性能,制定试验方法的详细内容 (日本焊接协会 (The Japan Welding Engineering Society) 的钢种认定试验方法 (steel grade qualified method)、日本海事协会 (Nippon Kaiji Kyokai) 的脆性裂纹阻止设计指南 (guidelines on brittle crack arrest design) 的 Kca 试验方法 (Kca test method))。

[0020] 此外,将这些钢板实际应用于结构物时,有时要求通过宽度为 1.5m 以上的长大 ESSO 试验等超大型试验 (very large test) 来证实长度为 1m 以上的长大脆性裂纹的性能,但是对于试验方法,尚未制定详细内容。

[0021] 专利文献

[0022] 专利文献 1:日本特开平 4-141517 号公报

[0023] 专利文献 2:日本特开 2002-256375 号公报

[0024] 专利文献 3:日本特开平 11-256228 号公报

[0025] 专利文献 4:日本特开平 10-88280 号公报

[0026] 专利文献 5:日本特开平 6-207241 号公报

[0027] 专利文献 6:日本特开 2008-214652 号公报

[0028] 非专利文献

[0029] 非专利文献 1:山口等:“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) 的实用—”,日本船舶海洋工学会志,3, (2005),第 70 页。

发明内容

[0030] 上述专利文献 1 ~ 6 记载的技术中,对于评价与实船相当的长大脆性裂纹传播停止性能的方法、试验装置,没有记载。因此,使用专利文献 1 ~ 6 中记载的技术,无法解决与实船相当的安全性评价的课题。另外,上述专利文献 1 ~ 6 记载的钢板也不涉及长大化的脆性裂纹传播停止性能。因此,即便使用专利文献 1 ~ 6 中记载的技术,也无法解决非专利文献 1 中阐明的课题。

[0031] 因此,本发明的目的在于提供评价与实船相当的长大脆性裂纹传播停止性能的方法、试验装置以及厚钢板的制造方法。

[0032] 本发明人等对通过改变拉伸试验机(tensile testing machine)的传递部(transfer part)(由试验机的引板(tab plate)和试验机的支杆夹头(pin-chuck)构成)的增厚部(more thicker part)的厚度和其间隔的动态FEM解析(dynamic finite element method analysis),能够模拟与实船相当(full-scale)的长大脆性裂纹传播性能的长大 ESSO 试验的评价方法、试验装置进行了研究。其结果,得到如下见解:通过使增厚部的厚度和其间隔为规定的值,能够再现与没有应力反射(应力波的反射)的实船相当的状况。

[0033] 本发明中,长大脆性裂纹为从邻接的其它钢板突入的长度为 1m 以上的脆性裂纹。

[0034] 另外,使用得到的长大 ESSO 试验的评价方法、试验装置,对改变化学组成和轧制条件而得的大量钢板,调查了制造条件和长大脆性裂纹的脆性裂纹传播停止性能(有时称为阻止性能(arrestability))的关系并得到见解。

[0035] 本发明是基于上述见解进一步加以研究而作出的,即本发明如下所述。

[0036] (1) 一种厚钢板的长大脆性裂纹传播停止性能的评价方法,其特征在于,用拉伸试验机在具有 1.5m 以上的宽度的大型试件的宽度直角方向负荷拉伸荷重,求出针对上述大型试件中的裂纹长度为 1m 以上的长大脆性裂纹的传播停止性能,其中,向上述大型试件传递来自拉伸试验机的拉伸荷重的传递部以成为上述大型试件的宽度的 2.8 倍以上的间隔、以夹持上述大型试件的宽度直角方向的中心的方式具有成为上述大型试件的厚度的 2.5 倍以上的增厚部,来自上述拉伸试验机的拉伸荷重被负荷在以上述增厚部夹持上述大型试件的宽度直角方向的中心的位置。

[0037] (2) 根据(1)记载的厚钢板的长大脆性裂纹传播停止性能的评价方法,其特征在于,以成为上述大型试件的宽度的 4.1 倍以上的间隔具有上述增厚部。

[0038] (3) 一种评价厚钢板的长大脆性裂纹传播停止性能的装置,其特征在于,在具有 1.5m 以上的宽度的大型试件的宽度直角方向负荷拉伸荷重,求出针对上述大型试件中的裂纹长度为 1m 以上的长大脆性裂纹的传播停止性能,其中,向上述大型试件传递拉伸荷重的传递部以成为上述大型试件的宽度的 2.8 倍以上的间隔、以夹持上述大型试件的宽度直角方向的中心的方式具有成为上述大型试件的厚度的 2.5 倍以上的增厚部,将上述拉伸荷重负荷在以上述增厚部夹持上述大型试件的宽度直角方向的中心的位置,荷重容量(load capacity)为 50MN(mega newton)以上。

[0039] (4) (3) 记载的评价厚钢板的长大脆性裂纹传播停止性能的装置,其特征在于,以成为上述大型试件的宽度的 4.1 倍以上的间隔具有上述增厚部。

[0040] (5) (3) 或(4)记载的评价厚钢板的长大脆性裂纹传播停止性能的装置,其特征在于,上述荷重容量为 80MN 以上。

[0041] (6) 一种长大脆性裂纹传播停止性能优异的厚钢板的制造方法,其特征在于,包括使用(3)~(5)中任一项记载的装置,评价厚钢板的长大脆性裂纹传播停止性能的工序。

[0042] (7) 一种长大脆性裂纹传播停止性能优异的厚钢板的制造方法,其特征在于,(6)记载的厚钢板的制造方法中,将钢材料在 900~1350℃ 的温度加热,接着在钢板表面温度为 1000~850℃ 的温度区域以累积压下率(cumulative rolling reduction)10%以上轧制后,在钢板表面温度为 900~600℃ 的温度区域以累积压下率 50%以上、轧制结束时的钢板表面温度为 800~550℃ 进行热轧而制造,上述钢材料的钢组成以质量%计,含有 C:0.15%以下、Si:0.6%以下、Mn:0.8~2.4%、S:0.001~0.05%,含有选自 Ti:0.005~0.05%或者 Nb:0.001~0.1%中的至少 1 种,进一步含有选自 Cu:2%以下、V:0.2%以下、Ni:2%以下、Cr:0.6%以下、Mo:0.6%以下、W:0.5%以下、B:0.005%以下、Zr:0.5%以下中的至少 1 种,剩余部分由 Fe 和不可避免的杂质构成。

[0043] (8) 根据(7)记载的长大脆性裂纹传播停止性能优异的厚钢板的制造方法,其中,进一步在结束热轧后,以 5℃/秒以上的冷却速度(cooling rate)冷却至 400℃。

[0044] (9) 一种长大脆性裂纹传播停止性能优异的厚钢板,其特征在于,是利用(6)~(8)中任一项记载的制造方法制造的。

[0045] 根据本发明,能够在与没有应力反射(reflection of stress wave)的实船相当的环境下实施迄今为止难以进行正确评价的长大脆性裂纹停止性能的评价。另外,能够实现迄今为止困难的主要对板厚(t)为 50mm 以上的厚钢板进行的优异的脆性裂纹传播停止性能的赋予,能够在与没有应力反射的实船相当的环境下停止长大脆性裂纹,在工业上极其有用。

附图说明

[0046] 图 1 是表示试件宽度为 2400mm 的长大 ESSO 试件的尺寸形状的图。

[0047] 图 2 是表示试件宽度为 1500mm 的长大 ESSO 试件的尺寸形状的图。

[0048] 图 3 是表示用于调查应力反射对长大脆性裂纹传播停止性能的评价的影响的动态 FEM 解析模型(模型 1)的图。

[0049] 图 4 是表示用于调查应力反射对长大脆性裂纹传播停止性能的评价的影响的动态 FEM 解析模型(模型 2)的图。

[0050] 图 5 是表示用于调查应力反射对长大脆性裂纹传播停止性能的评价的影响的动态 FEM 解析模型(模型 3)的图。

[0051] 图 6 是作为图 3~5 的动态分析模型的解析结果,表示试验条件对长大脆性裂纹突入试验板时的(图 3~5 的点 C 的)动态应力放大系数(增厚部的厚度和其间隔)的影响的图。这里, K_d 为长大脆性裂纹突入试验板时的动态应力放大系数(dynamic stress intensity factor)(图 3~5 的点 C 的动态应力放大系数), $K_{d_{A_{eff}/W=8.3}}$ 为 $A_{eff}/W=8.3$ 的条件(A_{eff} 为试件宽度 W 的 8.3 倍时)下,长大脆性裂纹突入试验板时的动态应力放大系数。 $A_{eff}/W=8.3$ 的条件是直到长大脆性裂纹突入试验板为止不发生荷重降低(支杆(pin)的反作用力(reaction force)的降低)的条件(即,直到长大脆性裂纹突入试验板为止,由裂纹产生(crack initiation)和开口(crack opening)所引起的卸载应力弹性波(unloading stress elastic wave)不到达支杆孔位置的条件)。

[0052] 图 7 是表示适用于长大 ESSO 试验的实施的试件、试验机的引板、试验机的支杆夹头的形状的图。

具体实施方式

[0053] 本发明用于在与没有应力反射的实船相当条件下,评价长大脆性裂纹传播停止性能。本发明的特征在于,在向长大 ESSO 试件(也称为大型试件)传递来自拉伸试验机的拉伸荷重的传递部,以成为大型试件的宽度 W 的 2.8 倍以上的间隔、以夹持大型试件的宽度中心的方式,设置成为大型试件的板厚 t 的 2.5 倍以上的增厚部。应予说明,大型试件是指日本海事协会“脆性龟裂阻止设计指南”附录 B(2009) 中记载的大型试件。

[0054] 以下,用图 1~7 说明本发明。除了图 6 之外的这些图表示大型拉伸试验夹具(jig)。在除了图 6 之外的这些图中,1 指代长大 ESSO 试件,11 指代长大 ESSO 试件 1 的试验板,12 指代长大 ESSO 试件 1 的助跑板(crack-running plate),13 指代机械加工切口(machined notch),14 指代气体保护电弧焊接部(welded part of electrogas arc welding),15 指代 CO_2 保护电弧焊接部(welded part of CO_2 arc welding),2 指代试验机的引板,3 指代试验机的支杆夹头,31 指代试验机的支杆孔,32 指代螺母形状部(加强支杆孔周围的增厚部), W 指代长大 ESSO 试件的宽度。本发明以具有 1.5m 以上的宽度 W 的大型试件为对象。另外,通常,大型试件的宽度 W 为 3m 以下。

[0055] 首先,通过动态 FEM 解析评价应力反射的影响,求出应力反射的影响可忽略的试验条件。

[0056] 图 1、2 中示出解析中使用的长大 ESSO 试件 1 的形状和各部分的尺寸。图 1 中示出的长大 ESSO 试件 1、试验板 11 和助跑板 12 通过沿着试验板 11 的轧制方向(rolling direction)(R. D.) 进行 CO_2 保护电弧焊接而成的焊接部 15(以下,称为 CO_2 保护电弧焊接部 15) 接合。

[0057] 为了产生脆性裂纹,沿着助跑板 12 的气体保护电弧焊接部 14 的焊接部中途的连接部(bond) 加工有机械加工切口 13。图 2 所示的长大 ESSO 试件 1 中,在助跑板 12 的气体保护电弧焊接部 14 的端部的连接部加工有机械加工切口 13,其它与图 1 同样地构成。

[0058] 图 3~5 中示出动态 FEM 解析模型。图 3、5 是使用了图 1 的长大 ESSO 试件的解析模型(analysis model),图 4 是使用了图 2 的长大 ESSO 试件的解析模型。图示的动态 FEM 解析模型是用于查明没有应力反射的条件的参数化模型(parametrical model),是用于解析传递部的形状和尺寸的影响的模型。

[0059] 传递部是将来自拉伸试验机的拉伸荷重传递到大型试件 1 的部分。具体而言,传递部是指在大型试件 1 中负荷拉伸荷重的端部,相对于大型试件 1 的宽度直角方向的中心(机械加工切口 13 的切口前端部的位置)左右对称地由试验机的引板 2 和试验机的支杆夹头 3 构成的部分。将传递部中试件板厚 t 方向的厚度成为试件厚度 t (板厚)的 2.5 倍以上的部分作为增厚部。应予说明,宽度方向是从板厚方向观察试验板时,相对于轧制方向(R. D.) 垂直的方向,宽度直角方向是轧制方向(R. D.)。

[0060] 传递部的增厚部在图 3 的解析模型的情况下是成为试件厚度 t (板厚)的 3 倍的试验机的支杆夹头 3,在图 4 的解析模型的情况下是成为试件厚度 t (板厚)的 2.5 倍以上的试验机的引板 2 和试验机的支杆夹头 3,在图 5 的解析模型的情况下是试验机的支杆夹头 3

的螺母形状部（加强支杆孔周围的增厚部）32。另外，增厚部的厚度的上限没有特别限定，通常，增厚部的厚度为试件厚度 t （板厚）的 20 倍以下。

[0061] 来自拉伸试验机（未图示）的拉伸荷重利用被装入到增厚部的支杆孔 31 的拉伸试验机的支杆（未图示）而在大型试件 1 的宽度直角方向被左右对称地负荷。

[0062] 本发明中增厚部的间隔（有时称为 A_{eff} ）是增厚部的间隔中最短的间隔。增厚部的间隔在图 3 的解析模型的情况下是左右的成为试件厚度 t （板厚）的 3 倍的试验机的支杆夹头 3 间的间隔（图中 A_{eff} ），在图 4 的解析模型的情况下是左右的成为试件厚度 t （板厚）的 2.5 倍的试验机的引板 2 间的间隔（图中 A_{eff} ），在图 5 的解析模型的情况下是在左右的试验机的支杆夹头 3 的螺母形状部 32 对置的面的间隔（图中 A_{eff} ）。

[0063] 图 6 中，作为解析结果，示出试验条件（增厚部的厚度和其间隔（ A_{eff} ））对长大裂纹突入试验板 11 时（图 3～5 的点 C）的动态应力放大系数造成的影响。

[0064] 如图 6 所示，如果 A_{eff} 变短，则动态应力放大系数不受试验机的支杆孔 31 周围的增厚部的形状（试验机的引板 2、试验机的支杆夹头 3、或者螺母形状部 32 的形状）限制地降低。而且，如果 A_{eff} 比试件宽度 W 的 2.8 倍短（如果 A_{eff}/W 小于 2.8），则降低更进一步地变得显著。

[0065] 如图 6 所示，裂纹传播速度（crack propagation speed）为 500～800m/s 的范围（直线传播焊接部的一般的裂纹速度）时，如果 A_{eff} 为试件宽度 W 的 2.8 倍以上，则可得到与不产生荷重降低的 $A_{\text{eff}}/W = 8.3$ 的试验条件几乎同等的（不产生荷重降低的试验条件的 95% 以上的）动态应力放大系数。即，长大 ESS0 试验中，如果使传递部的增厚部的间隔 A_{eff} 为试件宽度 W 的 2.8 倍以上，则能够实现卸载应力波（wave of unloading characteristics）的反射的影响小的与实船相当的试验条件。

[0066] 此外，如果使 A_{eff}/W 为 4.1 倍以上，则成为不产生荷重降低的试验条件的 97% 以上，能够进行更理想的试验（more perfect test）。如果使 A_{eff}/W 为 6 倍以上，则成为与不产生荷重降低的试验条件完全相同的条件，能够进行更理想的试验。

[0067] 根据以上，如果使 A_{eff} 为试件宽度 W 的 2.8 倍以上，则能够进行与实船相当的条件的评价。例如使用图 7 所示的作为增厚部的螺母形状部（screw nut like part）32（相对于大型试件 1 的板厚 60～100mm，厚度为 400mm）间的间隔（ A_{eff} ）为 8800mm 的传递部，评价长大脆性裂纹传播停止性能时，能够充分进行与实船相当的条件的条件的评价。

[0068] 通过以上的 FEM 解析，使将荷重负荷 / 传递到增厚部（试验机的引板或试验机的支杆夹头等）的间隔 A_{eff} 为试件宽度的 2.8 倍以上、更优选 4.1 倍以上。进而，更理想的是优选为 6 倍以上。

[0069] 为了在上述条件使用试件宽度 1.5m 以上的试件，按船舶的最大允许应力（maximum allowable stress）的等级（242～300N/mm² 程度），试件断裂时不对试验机赋予过度附加的情况下，评价长大脆性裂纹停止性能，必须使试验机的荷重容量为 50MN 以上。

[0070] 因而，能够评价没有应力反射的与实船相当的条件下的长大脆性裂纹传播停止性能的试验装置是将荷重负荷 / 传递到增厚部（试验机的引板或试验机的支杆夹头等）的厚度相对于试件厚度为 2.5 倍以上、且位于试件两端的该增厚部的间隔（最短距离（shortest distance））为试件宽度的 2.8 倍以上、荷重容量为 50MN 以上的装置。

[0071] 进行日本海事协会的脆性裂纹阻止的设计指南（Guidelines on Brittle Crack

Arrest Design) 等中记载的试件宽度 2m 以上的评价时,必须使试验机的荷重容量为 80MN 以上。因此,更优选荷重容量为 80MN 以上的试验装置。荷重容量的上限值没有特别限定,但是通常,试验装置的荷重容量为 100MN 以下。

[0072] 根据上述的与实船相当的条件的长大脆性裂纹传播停止性能的评价方法,即便在钢板及其焊接部中产生脆性破坏时,也能够达到大规模破坏 (havoc) 前停止长大化的脆性裂纹,能够主要选出 50mm 以上的板厚的厚钢板。该厚钢板的优选的成分组成,优选的制造条件如下所述。应予说明,说明中, % 为质量%。顺便说一下,厚度小于 50mm 的厚钢板能够以现行钢板 (例如造船用 E 级钢 (E class shipbuilding steel) 等) 停止长大脆性裂纹。

[0073] [成分组成]

[0074] C :0.15% 以下

[0075] C 是为了确保强度而必需的。从确保强度的观点出发,优选 C 量的下限为 0.02%。但是,如果 C 量超过 0.15%,则焊接热影响部 (welded heat-affected zone) (HAZ) 韧性降低,因此将 C 量的上限限定为 0.15% 以下。应予说明,为了使 (211) 面和 (100) 面的集合组织更进一步发达,优选 C 量为 0.03% 以下。

[0076] Si :0.6% 以下

[0077] Si 是对提高强度有效的元素。为了得到该效果,优选 Si 的含量为 0.01% 以上。如果 Si 量超过 0.6%,则使焊接热影响部 (HAZ) 韧性显著劣化。因此, Si 量限定为 0.6% 以下。

[0078] Mn :0.8 ~ 2.4%

[0079] Mn 是对高强度化有效的元素。从确保强度的观点出发, Mn 量为 0.8% 以上。但是,如果 Mn 量超过 2.4%,则母材韧性 (toughness of base material) 可能劣化。因此, Mn 量为 0.8 ~ 2.4% 的范围。应予说明, Mn 量的优选范围为 1.0 ~ 1.7%。

[0080] S :0.001 ~ 0.05% 以下

[0081] 由于必须在脆性裂纹前缘产生裂缝 (与钢板表面平行的破裂),所以 S 量为 0.001% 以上。但是, S 形成非金属夹杂物 (non-metal inclusion) 而使延展性 (ductility) 和韧性劣化。因此, S 量为 0.05% 以下。

[0082] Ti :0.005 ~ 0.050%、Nb :0.001 ~ 0.1% 中的 1 种或者 2 种

[0083] Ti 具有通过形成碳化物 (carbide)、氮化物 (nitride) 的析出物 (precipitate),抑制在钢板制造时的加热阶段的奥氏体晶粒 (austenite grain) 的生长而有助于细粒化,并且还抑制焊接热影响部 (HAZ) 的晶粒粗大化而提高 HAZ 韧性的效果。为了得到这些效果, Ti 量为 0.005% 以上。另一方面,如果 Ti 量过多,则韧性劣化。因此, Ti 量为 0.050% 以下。

[0084] Nb 对析出强化 (precipitation strengthening) 和韧性的提高也是有效的。另外, Nb 抑制奥氏体的重结晶 (recrystallization),促进由基于后述的轧制条件产生的效果。为了得到这些效果, Nb 量为 0.001% 以上。如果 Nb 量超过 0.1%,则有淬火组织 (hardened microstructure) 针状化 (needle-like) 而韧性劣化的趋势。因此, Nb 量为 0.1% 以下。

[0085] 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

[0086] Cu :2.0%以下

[0087] Cu 可以主要用以强化析出。为了得到该效果,优选 Cu 量为 0.05%以上。如果 Cu 量超过 2.0%,则析出强化过多而韧性劣化。因此,优选 Cu 量为 2.0%。

[0088] V :0.2%以下

[0089] V 是固溶强化 (solute strengthening) 和析出强化可利用的成分。为了得到该效果,优选 V 量为 0.001%以上。如果 V 量超过 0.2%,则大幅损害母材的韧性和焊接性 (weldability)。因此,优选 V 量为 0.2%以下。

[0090] Ni :2.0%以下

[0091] Ni 使强度和韧性提高。另外, Ni 在添加 Cu 的情况下对防止轧制时的 Cu 破裂有效。为了得到该效果,优选 Ni 量为 0.05%以上。但是, Ni 昂贵,而且即使过度添加 Ni,该效果也饱和。因此,优选 Ni 量为 2.0%以下。

[0092] Cr :0.6%以下

[0093] Cr 具有提高强度的效果。为了得到该效果,优选 Cr 量为 0.01%以上。但是,如果 Cr 量超过 0.6%,则焊接部的韧性劣化。因此,优选 Cr 量为 0.6%以下。

[0094] Mo :0.6%以下

[0095] Mo 具有提高常温和高温时的强度的效果。为了得到该效果,优选 Mo 量为 0.01%以上。但是,如果 Mo 量超过 0.6%,则焊接性劣化,因此,优选 Mo 量为 0.6%以下。

[0096] W :0.5%以下

[0097] W 具有提高高温强度的效果。为了得到该效果,优选 W 量为 0.05%以上。但是,如果 W 量超过 0.5%,则不但使韧性劣化,而且价格高。因此,优选 W 量为 0.5%以下。

[0098] B :0.005%以下

[0099] B 在轧制中以 BN 的形式析出,使轧制后的铁素体晶粒 (ferrite grain) 变细。为了得到该效果,优选 B 量为 0.001%以上。但是,如果 B 量超过 0.005%,则韧性劣化。因此, B 量限定为 0.005%以下。

[0100] Zr :0.5%以下

[0101] Zr 是除了提高强度以外,还提高镀锌材 (galvanized material) 的耐镀覆破裂性 (plating cracking resistance) 的元素。为了得到该效果,优选 Zr 量为 0.03%以上。但是,如果 Zr 量超过 0.5%,则焊接部的韧性劣化。因此,优选 Zr 量为 0.5%以下。

[0102] 本发明的钢除了上述成分组成之外,剩余部分是 Fe 和不可避免的杂质。应予说明,作为不可避免的杂质,可容忍 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。

[0103] 制造条件中,优选规定加热温度 (heating temperature)、热轧条件 (hot rolling condition)、冷却条件 (cooling condition)。说明中没有规定时,温度、冷却速度取板厚方向 (thickness direction) 的平均值。

[0104] [加热温度]

[0105] 钢材料在 900 ~ 1350℃ 的温度加热。加热温度为 900℃ 以上是为了进行材质的均质化和后述的控制轧制 (controlled rolling) 所必需的。另外,使加热温度为 1350℃ 以下是因为过度高温时表面氧化 (surface oxidization) 变显著,并且不能避免晶粒 (crystal

grain) 的粗大化 (coarsening)。应予说明, 为了提高韧性, 优选加热温度的上限为 1150℃。

[0106] [热轧条件]

[0107] 在钢板表面温度为 1000 ~ 850℃ 的温度区域, 在累积压下率为 10% 以上的条件下进行轧制。通过该轧制, 奥氏体晶粒部分重结晶, 所以组织变得微细且均匀。

[0108] 应予说明, 在超过 1000℃ 的温度时的轧制, 因为助长奥氏体晶粒的生长, 所以为了细粒化而不优选。另一方面, 小于 850℃ 的温度时的轧制, 因为小于 850℃ 时完全进入奥氏体未重结晶域 (no-recrystallization temperature range in austenite), 所以为了晶粒的均匀化而不优选。另外, 累积压下率小于 10% 时, 因为奥氏体晶粒不充分微细的理由而不优选。

[0109] 在钢板表面温度为 900 ~ 600℃ 的温度区域, 在累积压下率为 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。利用该工序, 导入用于使相变后的晶粒微细化的形变。

[0110] 通过在 900 ~ 600℃ 的温度区域进行轧制, 从而具有将晶粒微细化且对阻止性有利的集合组织发达的效果。

[0111] 另外, 通过使累积压下率为 50% 以上, 从而具有进一步促进晶粒微细化和集合组织的发达的效果。

[0112] 其后, 通过在钢板表面温度为 850 ~ 550℃ 的温度区域进行轧制, 晶粒微细化, 得到良好的阻止性能 (长大脆性裂纹传播停止性能)。

[0113] [冷却条件]

[0114] 结束热轧后, 优选以 5℃ / 秒以上的冷却速度冷却至 400℃。以 5℃ / 秒以上的冷却速度冷却至 400℃ 为止的温度区域, 贝氏体板条 (bainite lath) 发达, 成为裂纹的传播阻力 (crack propagation resistance), 可得到良好的阻止性能 (长大脆性裂纹传播停止性能)。

[0115] 实施例

[0116] 使用调整成表 1 所示的各种化学组成的钢坯 (steel slab), 按照表 2 所示的条件制造厚钢板。对这样得到的各厚钢板, 制作图 1 所示的尺寸形状的长大 ESS0 试件, 使用上述的本发明法而供于试验。试验在应力 257N/mm²、试验温度 -10℃ 的条件下实施。这里, 应力 257N/mm² 是船体中多用的屈服强度 (yield strength) 为 40kgf/mm² 级钢板的最大允许应力, 温度 -10℃ 是船舶的设计温度。长大 ESS0 试验用图 7 所示的大型拉伸试验夹具进行。

[0117] 将实施长大 ESS0 试验的结果示于表 2。No.2、3、5、6、8、9、12、14 是本发明的制造方法的发明例, 脆性裂纹在试验板停止。因此, 它们根据本发明的评价方法可以评价为“良好”。No. 1、4、7、10、11、13、15、16 是本发明的制造方法的比较例, 脆性裂纹没有停止。因此, 它们根据本发明的评价方法可以评价为“差”。

[0118] [表 1]

[0119]

[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	0.003	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	-	0.003	0.27	-	0.22	-	-	-	-	-
5	0.09	0.30	1.45	0.011	0.011	0.001	0.07	0.001	-	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	-

注：下线表示为优选范围的范围外

[0120] [表 2]
[0121]

[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的累 积压下率 (%)	轧制结 束温度 (°C)	轧制结 束后的 冷却速 度(°C /s)	冷却结 束温度 (°C)	长大 ESSO 试验结 果	备注
1	1	50	1360	15	65	700	0.8	-	贯通	比较例
2	1	50	1150	15	65	700	0.8	-	停止	本发明例
3	1	50	1150	15	65	700	7.0	355	停止	本发明例
4	2	60	1120	50	30	660	0.7	-	贯通	比较例
5	2	60	1070	20	60	660	0.7	-	停止	本发明例
6	2	60	1070	20	60	660	6.0	382	停止	本发明例
7	3	65	1100	10	50	500	0.7	-	贯通	比较例
8	3	65	1100	10	50	650	5.0	357	停止	本发明例
9	4	80	1150	15	60	700	5.0	278	停止	本发明例
10	4	80	1150	15	60	820	5.0	300	贯通	比较例
11	5	55	1200	20	60	850	0.8	-	贯通	比较例
12	5	55	1200	20	60	650	7.0	362	停止	本发明例
13	6	50	1150	5	75	750	0.8	-	贯通	比较例
14	6	50	1150	15	65	750	7.0	388	停止	本发明例
15	7	70	1100	15	60	700	0.6	-	贯通	比较例
16	7	70	1100	15	60	700	6.0	550	贯通	比较例

注1: 下线表示为优选范围的范围外。

注2: 备注中表示制造方法的发明的发明例、比较例的区别。

[0122] 符号说明

[0123] 1 长大 ESSO 试件

[0124] 11 试验板

[0125] 12 助跑板

[0126] 13 机械加工切口

[0127] 14 气体保护电弧焊接部

- [0128] 15 CO₂ 保护电弧焊接部
- [0129] 2 试验机的引板
- [0130] 3 试验机的支杆夹头
- [0131] 31 试验机的支杆孔
- [0132] 32 螺母形状部

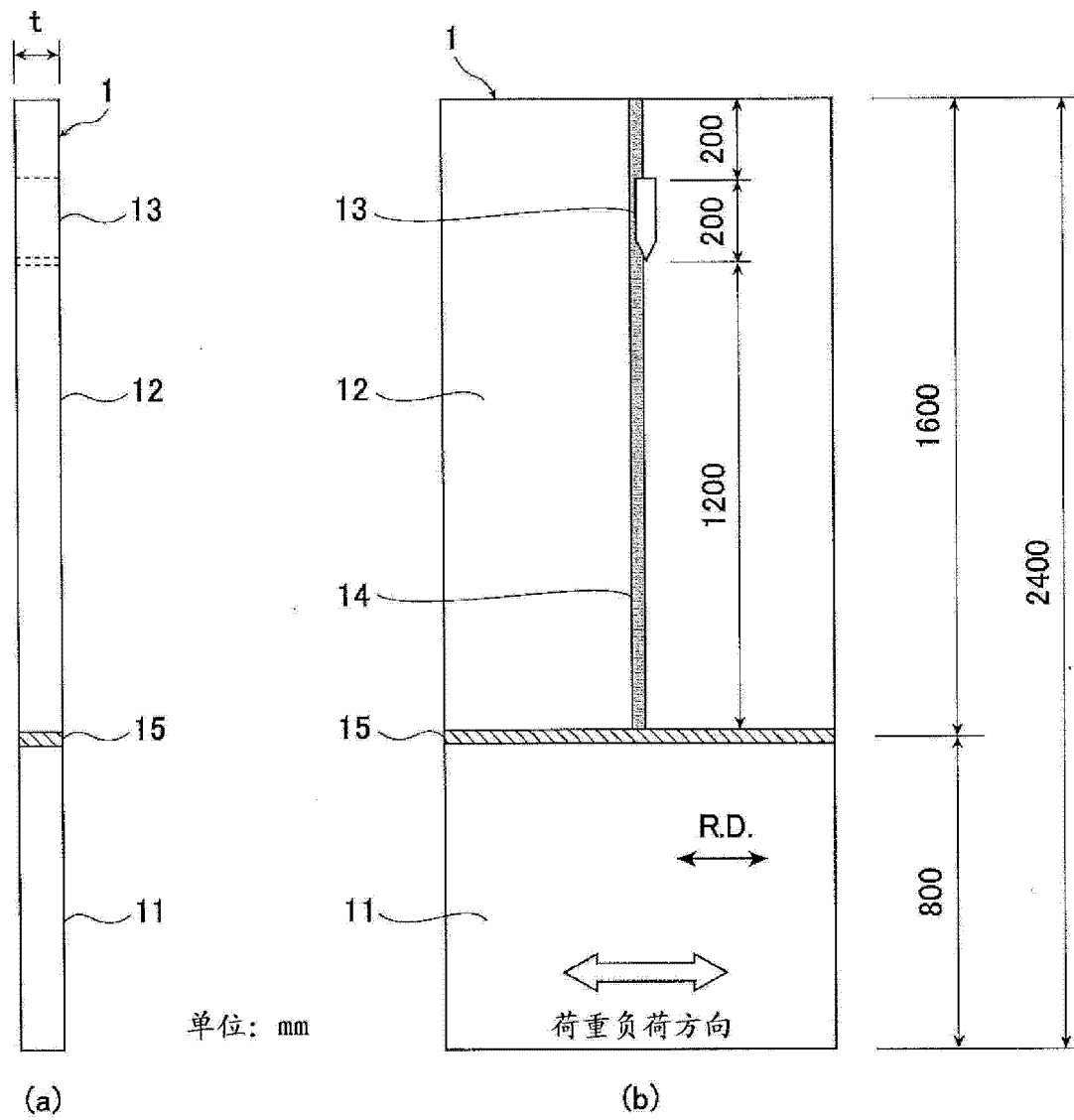
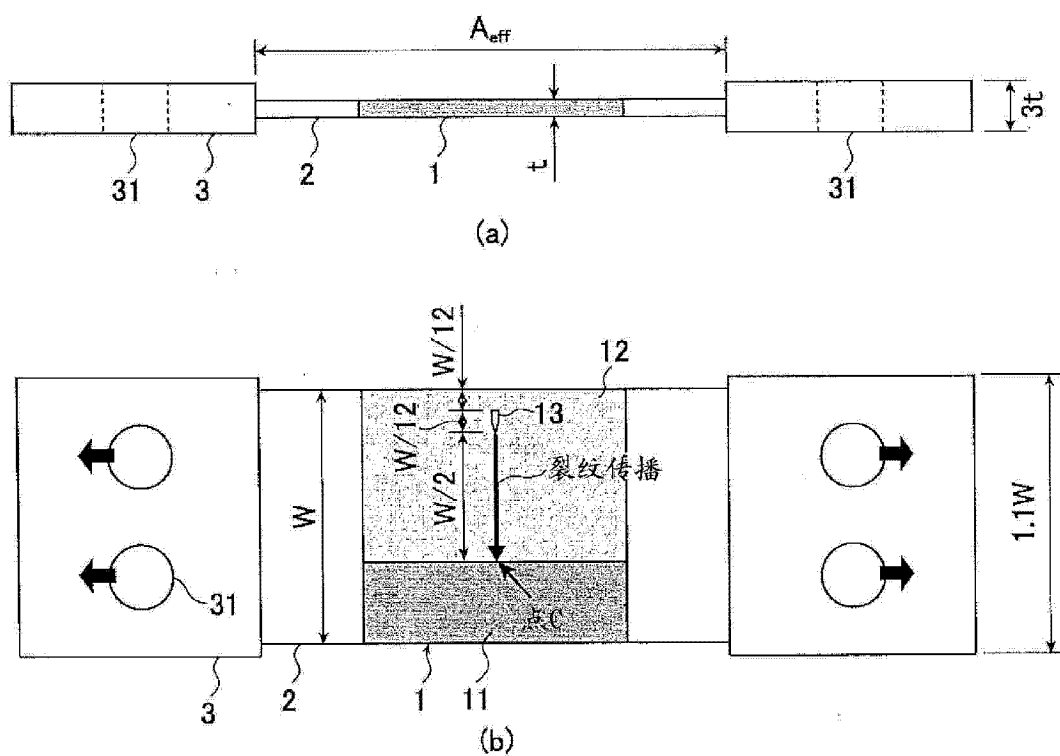


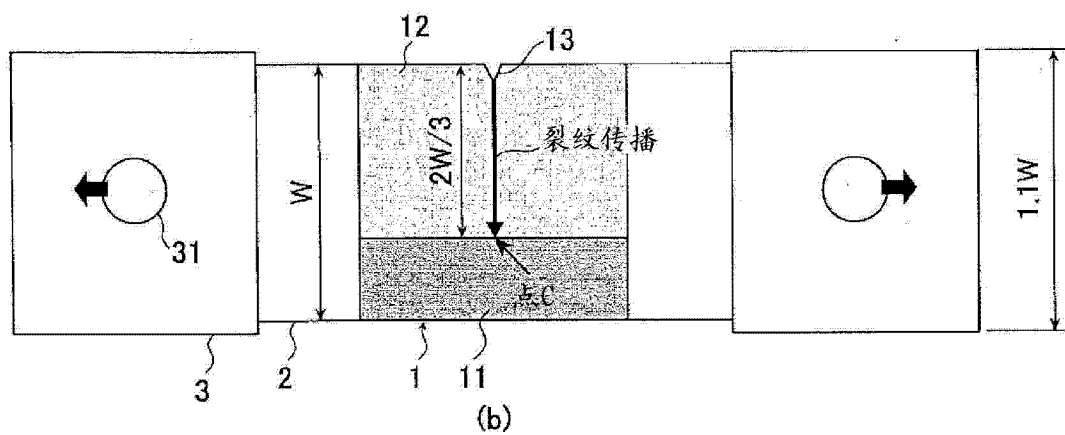
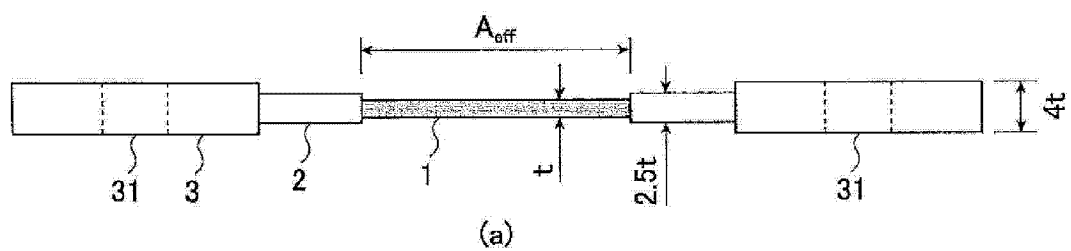
图 1



模型1

($t=60\text{mm}$, $W=2.4\text{m}$, $A_{\text{eff}}=1.8\sim 20\text{m}$)

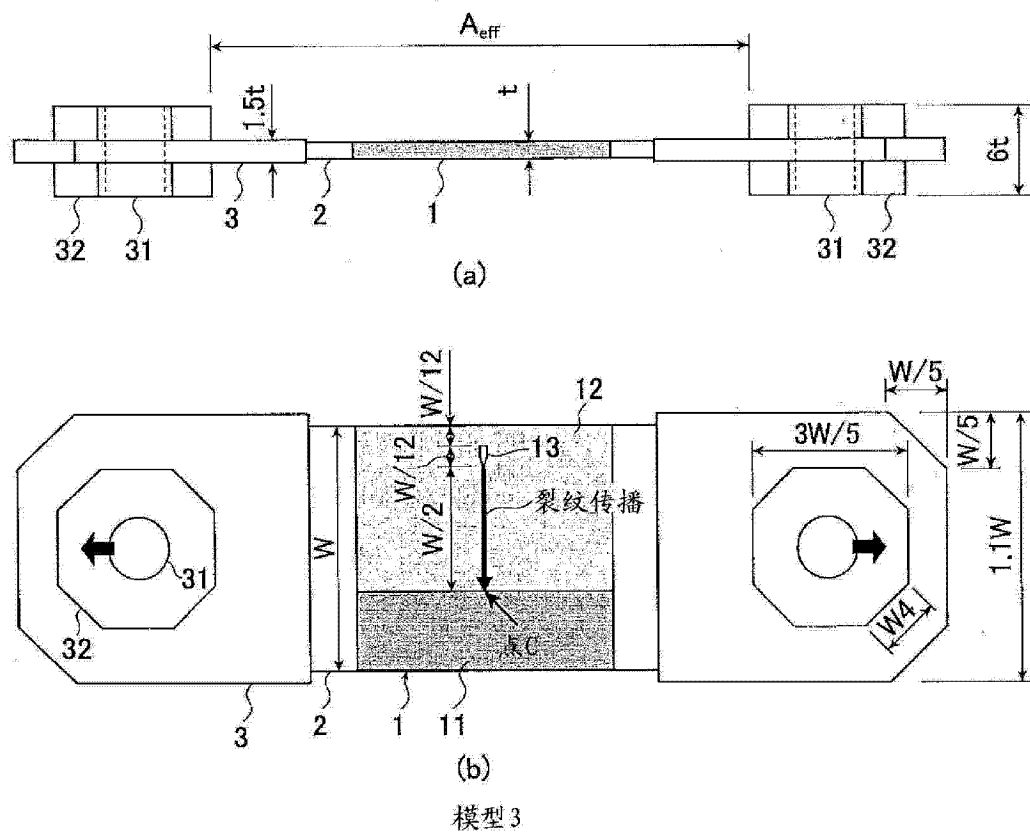
图 3



模型2

($t=80\text{mm}$, $W=1.5\text{m}$, $A_{\text{eff}}=3\sim11\text{m}$)

图 4



($t=60\text{mm}$, $W=2.4\text{m}$, $A_{\text{eff}}=1.8\sim 8.5\text{m}$)

图 5

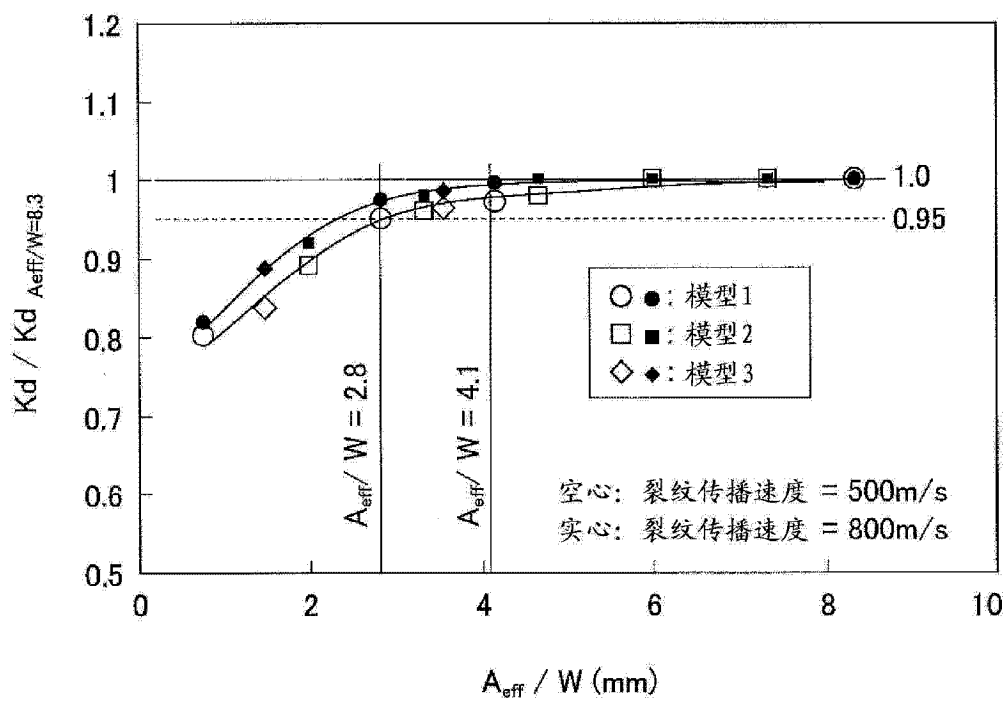


图 6

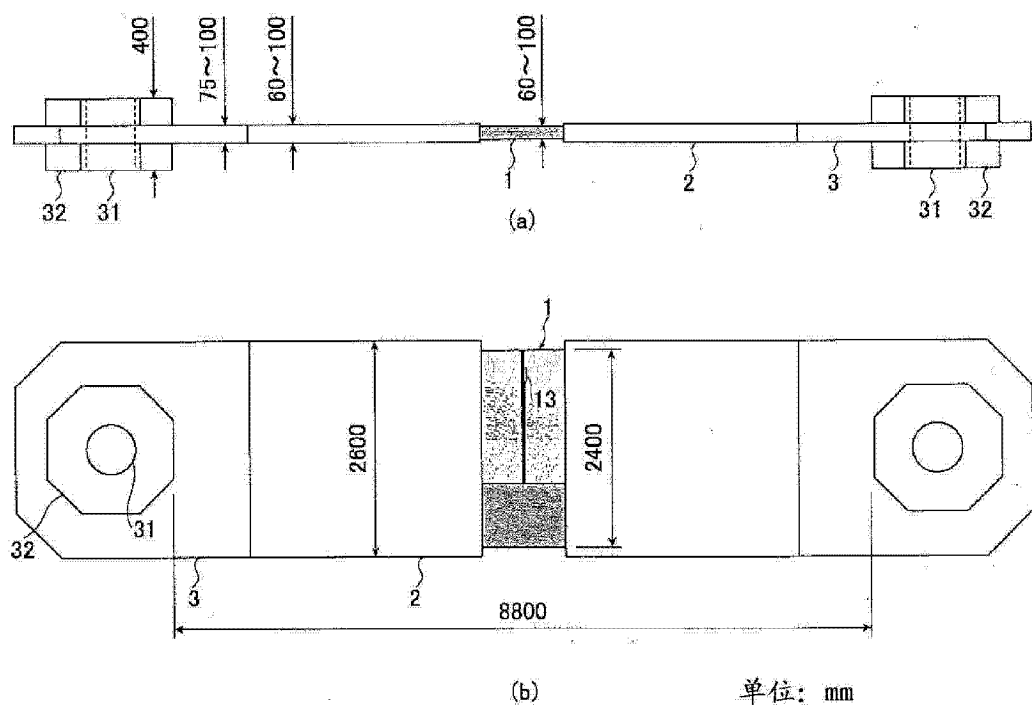


图 7