

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl⁷

C22C 38/00

C22C 38/40 C22C 38/58



[12] 发明专利申请公开说明书

[21] 申请号 02811582.1

[43] 公开日 2004 年 7 月 21 日

[11] 公开号 CN 1514885A

[22] 申请日 2002. 6. 6 [21] 申请号 02811582. 1

[30] 优先权

[32] 2001. 6. 11 [33] JP [31] 175109/2001

[86] 国际申请 PCT/JP2002/005572 2002. 6. 6

[87] 国际公布 WO2002/101108 日 2002. 12. 19

[85] 进入国家阶段日期 2003. 12. 9

[71] 申请人 日新制钢株式会社

地址 日本国东京都

[72] 发明人 富村宏纪 藤本广 森本宪一

平松直人

[74] 专利代理机构 北京三幸商标专利事务所

代理人 刘激扬

权利要求书 1 页 说明书 11 页

[54] 发明名称 用作钢带的双相不锈钢带材

[57] 摘要

一种高强度双相不锈钢带材，具有由 0.04 ~ 0.15 质量%的 C、10.0 ~ 20.0 质量%的 Cr、0.5 ~ 4.0 质量%的 Ni 以及余量除不可避免的杂质外是 Fe 组成的化学组成；以及由 20 ~ 85 体积%马氏体晶粒和其余为带有尺寸被控制到 10 μ m 或更小的在先奥氏体晶粒的铁素体晶粒组成的金相结构。该不锈钢带材被调节到硬度为 HV300 或更高。在马氏体转变时，转变应变被均匀地分布在钢基质中，使得钢带材被成形并矫直成带形而没有吕德斯带。因此，由不锈钢带材制得具有精细外观的钢带。

I S S N 1 0 0 8 - 4 2 7 4

1. 一种用作钢带的双相不锈钢带材，该带材具有：

由 0.04~0.15 质量%的 C、10.0~20.0 质量%的 Cr、0.5~4.0 质量%的 Ni 以及余量除不可避免的杂质外是 Fe 组成的化学组成；

由 20~85 体积%马氏体晶粒和其余为带有尺寸被控制到 $10\mu\text{m}$ 或更小的在先奥氏体晶粒的铁素体晶粒组成的转变结构，以及

硬度为 HV300 或更高。

2. 如权利要求 1 所述的双相不锈钢带材，其中化学组成另外还含有一种或多种如下元素：最高达 2.0 质量%的 Si、最高达 2.0 质量%的 Mn、不大于 0.050 质量%的 P、不大于 0.020 质量%的 S、0~0.10 质量%的 Al、0~0.10 质量%的 N、0~1.0 质量%的 Mo、0~2.0 质量%的 Cu、0.01~0.50 质量%的 Ti、0.01~0.50 质量%的 Nb、0.01~0.30 质量%的 V、0.01~0.30 质量%的 Zr、0.0010~0.0100 质量%的 B、0~0.02 质量%的 Y、0~0.05 质量%的 Ca 以及 0~0.1 质量%的 REM(稀土金属)。

3. 如权利要求 1 或 2 所述的双相不锈钢带材，其中马氏体转变时的奥氏体膨胀率被控制到平均为 9%或更低。

用作钢带的双相不锈钢带材

技术领域

本发明涉及一种用作钢带的双相不锈钢带材，该钢带具有精细的外观而没有很可能是在钢带制备工艺中矫直钢板时产生的吕德斯带。

背景技术

不锈钢带已由加工硬化奥氏体不锈钢，如由冷轧矫直的 SUS301 和 SUS304、JP51-31085B 所述的低 C 马氏体不锈钢或 JP59-49303B 所述的沉淀硬化马氏体不锈钢制得。

加工硬化不锈钢具有在塑性成形时通过施加应变转变成马氏体相的半稳定奥氏体相。应变致转变引起吕德斯带(如《日本金属研究杂志》Vol.55, No.4, 第 376~382 页和《日新制钢技术报告》No.69, 第 1~14 页所报导的), 使得钢板具有不适于作钢带材料的粗糙表面。

马氏体或沉淀硬化马氏体不锈钢在退火的冷却阶段基本上被转变成单一的马氏体相，但经常通过转变时的体积膨胀而形变。一旦钢板被成形成带形，形变的外形很难矫正。

发明内容

本发明的目的在于提供一种用作钢带的不锈钢带材，该钢带具有精细的外观，而在将钢板矫直成钢带或转变成难于矫正钢带外形的完全马氏体相时不产生吕德斯带。

本发明提出了一种用作钢带的马氏体/铁素体双相不锈钢带材。该不锈钢具有由 0.04~0.15 质量%的 C、10.0~20.0 质量%的

Cr、0.5~4.0 质量%的 Ni 以及余量基本是 Fe 组成的化学组成。其金相结构由 20~85 体积%马氏体晶粒以及余量为铁素体晶粒组成。该钢带材被调节至硬度为 HV300 或更高。

在先的奥氏体晶粒的晶粒度优选地被控制至 $10\ \mu\text{m}$ 或更小，以使在退火冷却阶段中马氏体转变时将体积膨胀抑制在平均不大于 9%。

本说明书中的“钢带材”包括钢板材。

具体实施方式

本发明人已研究了各种不同因素，如化学组成、金相结构和物料性能对产生吕德斯带的作用，并发现了吕德斯带显著地受到马氏体转变时应变分布和体积膨胀的影响。根据实验结果，本发明人已得出结论，通过在退火冷却阶段中马氏体转变时降低残余奥氏体并将膨胀应变均匀分布至整个钢带材可有效地抑制吕德斯带。

本发明所提出的双相不锈钢带材含有特定比例的各种合金化元素，如下：

C 0.04~0.15 质量%

C 是一种使马氏体相硬化的奥氏体构成物。通过 C 含量控制在高于 A_{c1} 温度加热钢带材后形成的马氏体晶粒比例。在 0.04 质量%或更高时表明了 C 对硬化的作用。然而，高于 0.15 质量%的过量的 C 造成在双相退火阶段中冷却时铬的碳化物在晶界沉淀，导致降低晶粒间耐腐蚀性和疲劳强度。

Cr 10.0~20.0 质量%

Cr 是一种赋予不锈钢耐腐蚀性的基本合金化元素。10.0 质量%或更高表明了 Cr 对耐腐蚀性的作用。然而，高于 20.0 质量%的过量 Cr 降低不锈钢带材的韧性和可加工性。此外，过量 Cr 需要增

加奥氏体构成物，如 C、N、Ni、Mn 和 Cu。增加奥氏体构成物提高钢的成本而且还使室温时奥氏体相稳定，导致不良的强度。在这一意义上，Cr 的上限被定为 20.0 质量%。

Ni 0.5~4.0 质量%

Ni 是一种在高温区形成铁素体/奥氏体结构的奥氏体构成物(在室温时被转变成铁素体/马氏体结构)。当 Ni 增加时，马氏体晶粒的比例变得更大，而钢板被更硬化。元素 Ni 促使奥氏体/铁素体双相退火时奥氏体晶粒成核，从而形成细奥氏体/铁素体微双重结构。增加 Ni 含量对形成细微双重结构的作用很可能解释如下：当 Ni 增加时，阻碍了奥氏体化核的生长超过由经典成核理论所确定的极限核，并且由于形成奥氏体相直至平衡状态的动态运动，奥氏体晶粒的核位点总数增加。0.5 质量%或更高表明了 Ni 对微双重结构改善的作用。然而，Ni 是一种昂贵的元素，过量 Ni 由于在冷却至室温的阶段高温奥氏体不完全转变成马氏体相，导致存在有害于不锈钢强度的残余奥氏体。在这一意义上，Ni 含量的上限被定为 4.0 质量%。

双相不锈钢除 C、Cr、Ni 外另外可含有一种或多种奥氏体构成物，例如 Mn、Cu 和 N 和/或一种或多种铁素体构成物，例如 Si、Ti、Nb 和 Al，从而在室温时产生铁素体/马氏体双相结构。其他元素，例如耐蚀性的 Mo，为热加工性的 Y、Ca 和 REM(稀土金属)，B 和 V 可被加入不锈钢中。这些任选元素的比例规定如下：

Si 最高达 2.0 质量%

Si 是一种在炼钢工艺中作为脱氧剂添加的元素。由于 Si 的固溶硬化能力，高于 2.0 质量%的过量 Si 使不锈钢固溶硬化太多并且降低其延展性。

Mn 最高达 2.0 质量%

Mn 是一种加速奥氏体化同时抑制高温区中形成 δ -铁素体的奥氏体构成物。然而，高于 2.0 质量%的过量 Mn 使在退火状态中存在残存奥氏体。该残余奥氏体造成在将不锈钢板塑性形成产品型钢时不利的应变致马氏体转变，导致产生应变。

P 不大于 0.050 质量%

P 是对不锈钢带材热加工性有害的一种杂质。0.050 质量%或更高典型地表明了 P 对热加工性的作用。

S 不大于 0.020 质量%

S 是一种可能在晶界偏析的杂质。S 的偏析使晶界变脆并降低不锈钢带材的热加工性。通过将 S 含量控制到 0.20 质量%或更低抑制这些缺陷。

Al 0~0.10 质量%

Al 是一种在炼钢工艺中作为脱氧剂添加的元素。然而，高于 0.10 质量%的过量 Al 增加非金属夹杂物，造成韧性降低并产生表面缺陷。

N 0~0.10 质量%

N 是一种加速形成奥氏体相、同时抑制高温区中形成 δ -铁素体的奥氏体构成物。但是，高于 0.10 质量%的过量 N 使得在退火状态中存在残余奥氏体。该残余奥氏体造成在将不锈钢板塑性形成产品型钢时不利的应变致马氏体转变，导致产生应变。此外，当 N 增加时，在退火状态中降低冷轧不锈钢板的延展性。

Mo 0~1.0 质量%

Mo 是一种对耐蚀性有效的合金化元素，但高于 1.0 质量%的过量 Mo 由于其对固溶硬化和动态再结晶的作用，降低不锈钢带材的热加工性。

Cu 不大于 2.0 质量%

Cu 是一种来自原材料如金属废料的包含在不锈钢中的杂质。由于过量 Cu 降低不锈钢的热加工性和耐蚀性，Cu 含量被定为 2.0 质量%或更少。

Ti 0.01~0.50 质量%、Nb 0.01~0.50 质量%

V 0.01~0.30 质量%、以及 Zr 0.01~0.30 质量%

Ti、Nb、V 和 Zr 是对加工性和韧性有效的元素。在钢基质中，Ti、Nb 和 V 将溶解的 C 稳定成碳化物，而 Zr 吸收 O 为氧化物。这些元素的比例优选地被定为 Ti0.01~0.50 质量%、Nb0.01~0.50 质量%、V 0.01~0.30 质量%以及 Zr0.01~0.30 质量%，因为过量添加这些元素降低不锈钢带材的生产率。

B 0.0010~0.0100 质量%

B 是一种将转变晶粒均匀地分散在热轧钢板中并在双相退火时使转变晶粒减至最少的元素。0.0010 质量%或更高典型地表明了 B 的作用，但高于 0.0100 质量%的过量 B 降低不锈钢带材的热加工性和可焊性。

Y 0~0.02 质量%、Ca 0~0.05 质量%和 REM 0~0.1 质量%

Y、Ca 和 REM 是对热加工性有效的合金化元素，但过量添加这些元素引起表面缺陷。在这一意义上，Y、Ca 和 REM 的上限分别被优选地定为 0.02、0.05 和 0.1 质量%。

为了抑制在马氏体转变中产生的应变和体积膨胀对发生吕德斯带的作用，除特定的合金化设计外，控制马氏体转变时金相结构、在先的奥氏体晶粒和膨胀率。

金相结构：马氏体晶粒 20~85 体积%以及其余为铁素体晶粒。

室温时马氏体晶粒 20~85 体积%的比例相应于高温区奥氏体晶粒的相同百分比例。在冷却至室温阶段高温奥氏体相转变成马

氏体相，但来自转变时马氏体相的位错和体积膨胀的转变应变被引入冷却的不锈钢带材中。

通过将先在的奥氏体晶粒降至最小使转变应变均匀地分散并被吸收在马氏体晶粒附近的软铁素体晶粒中，以扩大高温区中先在的奥氏体和铁素体晶粒之间晶粒间的范围。结果，使钢带材的外表面避免了转变中产生的形变。当转变应变均匀分散和吸收后通过施加 1~2%拉伸应变将成形成带形的不锈钢带材矫直时，使转变应变吸收在由矫直引起的应变中。因此，该钢带被塑性成形成目的带形而不产生吕德斯带。

通过将聚集转变应变的马氏体晶粒比例控制至 20 体积%，实现工作应变中均匀分散转变应变的有效吸收而不产生吕德斯带。当马氏体晶粒的比例小于 20 体积%时，在矫直时施加在不锈钢带材上的 1~2%拉伸应变超过了转变应变的聚集能力并在不锈钢带材表面造成吕德斯带外观。小的马氏体晶粒比例也意味着存在过量软铁素体晶粒，导致不良的钢带材强度。但是，马氏体晶粒比例高于 85 体积%基本上等于完全马氏体转变，其产生大的应变，使外形恶化并使钢带材变质成难于矫直状态。

在先的奥氏体晶粒平均粒度 $10\mu\text{m}$ 或更小

当在先奥氏体晶粒极小化时，退火冷却阶段中形成的铁素体晶粒和马氏体晶粒尺寸变得更小，从而马氏体转变的范围被有利地分布至适于均匀分散马氏体转变中产生的应变状态。因此，钢带材被矫直成带形而没有不均匀的形变或吕德斯带。粒度为 $10\mu\text{m}$ 或更小表明了在先奥氏体晶粒对均匀分散转变应变的作用，换言之，抑制吕德斯带。

具有平均膨胀率为 9%或更小的马氏体转变

根据马氏体转变，不锈钢带材将其晶体结构由 f.c.c.变成

b.c.c.或 b.c.t.并且改变一个晶体结构中充填原子的数目，导致体积膨胀。由马氏体转变造成的膨胀比不是简单地与由转化形成的马氏体晶粒比成正比，而是取决于马氏体和铁素体晶粒的分布。当形成的马氏体晶粒以较细的粒度分布时，转变应变有效地被吸收并聚集在马氏体晶粒附近的软铁素体晶粒中。通过将先的奥氏体晶粒降至最小达到这样的细马氏体晶粒分布，以扩大转变形成的铁素体晶粒和马氏体晶粒之间晶粒间的范围。

通过吸收和聚集转变应变降低不锈钢带材的总膨胀率。由于细马氏体晶粒对抑制转变应变的作用，不锈钢带材被成形成带形而在矫直时没有不均匀的形变或吕德斯带。在这一意义上，将在先奥氏体晶粒尺寸降至最小达 $10\mu\text{m}$ 或更小，使马氏体/铁素体双相结构粒度加细，以扩大马氏体和铁素体晶粒之间的晶粒间的范围，并控制马氏体转变的膨胀率平均不大于 9%。

硬度为 HV300 或更高

通过控制 C 和 Ni 含量以及马氏体晶粒比将双相不锈钢带材调节到适当的硬度。在钢带材被用作钢带材料的场合，使其硬化至 HV300 或更大。其中，所述钢带是在根据滑轮的小型化而强化对疲劳强度需求的条件下以快速反应在高速下被驱动的。

由如下实施例将清楚地理解本发明的其他特色。

将具有表 1 所示化学组成的一些不锈钢真空熔化，铸造，锻压并热轧至厚度为 3.0mm。表 1 中的第 1~5 号钢具有本发明所限定的组成，而第 6~8 号钢在本发明范围之外。

将第 1~7 号热轧钢带材在 780°C 下扩散退火 8 小时，酸洗，冷轧至厚度为 1.0mm，在 1050°C 双相退火 1 分钟而后再酸洗。将厚度为 2.0mm 的第 8 号(相应于 SUS301)热轧钢带在 1050°C 退火 6 小时并冷轧至厚度 1.0mm。

表 1: 不锈钢的化学组成

钢号	合金化元素(质量)%											注
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Cu	N	Mo	Al	其他		
1	0.058	0.48	0.18	1.87	16.74	0.18	0.008	0.24	0.012			
2	0.039	0.77	0.25	0.67	16.18	0.14	0.029	0.18	0.009	Nb 0.05 V 0.09		
3	0.087	0.58	0.88	0.89	17.98	0.67	0.027	0.33	0.007	Ti 0.15 B 0.008		
4	0.125	0.28	0.49	1.28	17.29	0.44	0.018	0.29	0.004	Y 0.007 REM 0.007		
5	0.042	0.29	0.47	3.98	13.25	0.49	0.026	0.36	0.003	Ca 0.005		
6	0.087	0.22	0.87	<u>0.22</u>	16.58	0.12	0.039	0.02	0.065			
7	<u>0.027</u>	0.47	0.39	<u>0.26</u>	18.25	0.34	0.028	0.29	0.001			
8	0.107	0.67	1.08	<u>6.85</u>	16.88	0.25	0.046	0.15	0.012			

带下划线的数字在本发明的规定之外。

将由各钢带材取样的试验块经受金相结构定量、用 1kg 荷载测量表面硬度和测量在先奥氏体晶粒尺寸的试验。通过用蚀刻剂氢氟酸 2:硝酸 1:丙三醇 1 蚀刻试验块测定铁素体和马氏体晶粒的比例，并计算铁素体或马氏体晶粒数。通过磁选法测定奥氏体晶粒的比例。通过遮断法在显微镜观察的视野上测定在先奥氏体相的晶粒尺寸。通过测定由在双相退火的冷却阶段中转变引起的单向膨胀率并将测定值以体积计量，将马氏体转变中发生的膨胀率计算成体积膨胀。结果示于表 2。

由各不锈钢带材沿其轧制方向以宽度 50mm、长度 200mm 取样得到试验块，使其经受将钢板矫直成带形的模拟试验。在模拟试验中，通过拉力试验器将最多 5% 拉伸应变以应变率 1mm/分施加在试验块上，并观察拉伸试验块的表面以检测吕德斯带。在施加拉伸应变之前，通过半径 50mm 的弯曲应力重复弯曲 10 次，以模拟受到通过在滑轮下弯曲应力所影响的钢带的驱动状态。结果示于表 2。

表 2: 不锈钢带材的金相结构和性能

钢号	相(体积%)			在先奥氏体的晶粒尺寸(μm)	硬度 HV	平均膨胀率(体积%)	产生吕德斯带	注
	马氏体	铁素体	奥氏体					
1	63	37	0	6.5	375	6.3	否	发明实施例
2	38	62	0	4.2	302	3.2	否	
3	65	35	0	6.5	395	5.9	否	
4	78	22	0	5.9	432	7.0	否	
5	65	35	0	7.2	382	7.7	否	
6	75	25	0	12	316	9.2	是 ^{*1}	对比例
7	12	88	0	15	235	1.3	是	
8	65	0	35	35	456	0.0	是	

带下划线的数字在本发明规定之外。

*: 在弯曲时开裂

表2中所示结果证明了第1~5号中任何本发明的不锈钢带材被成形并矫直成带形而没有吕德斯带。

当对比第6号钢带材时，由于缺乏Ni，在先奥氏体的核形成不充分，并且由于在先奥氏体晶粒尺寸大于 $10\mu\text{m}$ 以及膨胀率平均大于9%，检测到吕德斯带。Ni含量不足也导致强度不良，从而试验块有时在拉力试验之前的重复弯曲时开裂。

第7号对比钢带材的马氏体晶粒比由于缺乏C而较小，并且转变应变对于将钢带材矫直成带形时的均匀形变不足，导致不均匀的形变，换言之导致吕德斯带。第7号对比钢的Ni含量被降低到如第6号钢相同的水平，但C含量也降低，从而第7号钢带材在重复弯曲时未开裂。

按照上述本发明，通过将先的奥氏体晶粒极小化，在退火的冷却阶段中马氏体转变时产生的转变应变被均匀地分散在钢基质中并聚集在软铁素体晶粒中，以扩大铁素体和马氏体晶粒之间的晶粒间范围。在铁素体晶粒中聚集的转变应变被吸收在将钢带材矫直成带形时施加在其上面的工作应变中，而不出现吕德斯带。因此，与常规的加工硬化和沉淀硬化不锈钢带相比，铁素体/马氏体双相不锈钢带材用作钢带，具有良好的外形以及精细外观而没有吕德斯带。