

[19] 中华人民共和国国家知识产权局



[12] 发明专利说明书

专利号 ZL 200710091779.2

[51] Int. Cl.

C22C 38/06 (2006.01)

C21D 1/26 (2006.01)

C21D 9/46 (2006.01)

C21D 11/00 (2006.01)

[45] 授权公告日 2009年7月8日

[11] 授权公告号 CN 100510143C

[22] 申请日 2007.4.11

[21] 申请号 200710091779.2

[30] 优先权

[32] 2006.5.29 [33] JP [31] 2006-148611

[73] 专利权人 株式会社神戸制钢所

地址 日本兵库县

[72] 发明人 鹿岛高弘

[56] 参考文献

JP2005200673A 2005.7.28

CN1330166A 2002.1.9

JP11256273A 1999.9.21

审查员 吴琛琛

[74] 专利代理机构 中科专利商标代理有限责任公司

代理人 汪惠民

权利要求书1页 说明书18页 附图3页

[54] 发明名称

延伸凸缘性优异的高强度钢板

[57] 摘要

本发明的延伸凸缘性优异的高强度钢板含有：

C: 0.10~0.20% (质量%的意思, 下同)、Si: 0.8~2.5%、Mn: 1.5~2.5%、以及 Al: 0.01~0.10%，并限制P低于0.1%、S低于0.002%，作为组织至少含有贝氏体铁素体和残留奥氏体，以相对于全部组织的面积率计，贝氏体铁素体为70%以上，残留奥氏体为2~20%，多边铁素体和准多边铁素体合计为15%以下，并且，所述残留奥氏体中平均粒径5 μ m以下的残留奥氏体所占的比率为60%以上。本发明的钢板是以贝氏体铁素体为母相的TRIP钢板，抗拉强度(TS)在980MPa以上，延伸凸缘性优异。

1. 一种钢板，其特征在于，以质量%计含有：C：0.10~0.20%、Si：0.8~2.5%、Mn：1.5~2.5%、以及Al：0.01~0.10%，并限制P低于0.1%、及S低于0.002%但不含0%，余量为铁和不可避免的杂质，

作为组织至少含有贝氏体铁素体和残留奥氏体，以相对于全部组织的面积率计，贝氏体铁素体为70%以上，残留奥氏体为2~20%，多边铁素体和准多边铁素体合计为15%以下，并且，所述残留奥氏体中平均粒径5 μ m以下的残留奥氏体所占的比率为60%以上。

2. 根据权利要求1所述的钢板，其特征在于，以质量%计还含有Ca：0.0003~0.002%。

延伸凸缘性优异的高强度钢板

技术领域

本发明涉及延伸凸缘性优异的高强度钢板，详细地说涉及抗拉强度（TS）在 98MPa 以上，且 TS 和延伸凸缘性（ λ ）的积（ $TS \times \lambda$ ）为 50000 以上，抗拉强度和延伸凸缘性的平衡优异的高强度钢板。本发明的高强度钢板适用于例如汽车、电机、机械等的工业领域。

背景技术

在汽车、电机、机械等的领域中冲压成形使用的钢板要求兼具优异的强度和延展性，作为应对这种需求的钢板 TRIP（Transformation Induced Plasticity，相变诱发塑性）受到瞩目。TRIP 钢板含有奥氏体（ γ ）组织残留的残留奥氏体（残留 γ ），TRIP 钢板加工变形时，由应力残留奥氏体诱发相变为马氏体，得到 γ 产生的优异的延伸和马氏体带来的高强度。TRIP 钢板根据母相的种类可以分为多边铁素体为母相的 TRIP 型复合组成钢（TDP 钢）、回火马氏体为母相的 TRIP 型回火马氏体钢（TAM 钢）、贝氏体铁素体为母相的 TRIP 型贝氏体钢（TBF 钢）等。

其中 TBF 钢具有由于硬质的贝氏体组织容易得到高强度，延伸特性也高的特征，但是存在延伸凸缘性（扩孔性、局部延展性）差的问题。

为了解决上述问题，例如在特开 2004—323951 号公报以及特开 2004—332100 号公报中，提出了通过尽可能地抑制残留 γ 的比率而改善 TBF 钢的扩孔性（和延伸凸缘性同义）和耐氢脆性的技术。这是鉴于“在第 2 相中活用马氏体和残留奥氏体时，扩孔性显著降低”的现有认识而实现的。

发明内容

本发明鉴于上述情况而进行，其目的在于，在贝氏体铁素体为母相的 TRIP 钢板中，提供抗拉强度（TS）为 980Mpa 以上，延伸凸缘性优异的

高强度钢板。

为解决上述课题得到的本发明的钢板含有：C：0.10~0.20%（质量%的意思，下同）、Si：0.8~2.5%、Mn：1.5~2.5%、以及Al：0.01~0.10%，并限制P低于0.1%、S低于0.002%，作为组织至少含有贝氏体铁素体和残留奥氏体，以相对于全部组织的面积率计，贝氏体铁素体为70%以上，残留奥氏体为2~20%，多边铁素体和准多边铁素体合计为15%以下，并且，所述残留奥氏体中平均粒径 $5\mu\text{m}$ 以下的残留奥氏体所占的比率为60%以上。

在优选的实施方式中，还含有0.0003~0.002%的Ca。

本发明如上述而构成，能够得到具有980MPa以上的高强度并且延伸凸缘性优异的高强度钢板。使用本发明的钢板时，能够良好地进行要求高强度的汽车零件和其他工业机械零件等的成形加工。

附图说明

图1是表示微细的残留 γ 的比率和延伸凸缘性(λ)的关系的曲线图。

图2是模式化地表示连续退火工序(CAL)的加热图形的工序图，图2(a)是实施了辊淬(RQ)的图，图2(b)是实施了水淬的图(WQ)的图。

图3是模式化地表示合金化熔融镀Zn工序(CGL)的加热图形的工序图。

图4是实施例1的表3的No.16（本发明例）的光学显微镜照片（倍率1000倍）。

图5是实施例1的表3的No.19（比较例）的光学显微镜照片（倍率1000倍）。

图6是模式化的表示实施例3中的连续退火工序(CAL)的加热图形的工序图。

具体实施方式

本发明者对以贝氏体铁素体(BF)组织为母相的TRIP钢板(TBF钢)，主要为了提高延伸凸缘性而锐意研究。其结果是，如果将残留奥氏体（残

留 γ) 形成平均粒径为 $5\mu\text{m}$ 以下的微细的形状, 则延伸凸缘性 (λ) 飞跃性地上升, 为此, 特别是将连续退火工序中的回火温度控制得比以往低, 之后进行熔融镀 Zn 工序即可, 从而想到本发明。

一边参照图 1 一边说明残留 γ 的微细化带来的 λ 的上升作用。在图 1 中, 横轴是相对于全部残留 γ 的平均粒径为 $5\mu\text{m}$ 以下的残留 γ (以下有称为“微细的残留 γ ”的情况) 的比率 (%), 纵轴是扩孔率 (λ)。

如图 1 所示, 若在以 BF 为母相的 TBF 钢 (图中●) 中, 微细的残留 γ 的比率为 60% 以上, 则 λ 格外地上升。在图 1 中为了参考, 记有以多边铁素体 (PF) 为母相的 TRIP 钢板 (TDP 钢) 的结果 (图 1■), 但是若对比 TBF 和 TDP 钢的结果, 则可知 TBF 钢在微细的残留 γ 带来 λ 上升作用方面比起 TDP 钢能够极其显著地得到确认。

还有, 图 1 所示的 TBF 钢的结果是标绘了后述的实施例的表 3 的 No.16~21 的数据, TDP 钢的结果是标绘了表 5 的 No.1~4 的数据。

本发明的高强度钢板, 抗拉强度 (TS) 满足 980MPa 以上, TS 和延伸凸缘性 (λ) 的积满足 50000 以上, 优选抗拉强度 (TS) 满足 1000MPa 以上, TS 和延伸凸缘性 (λ) 的积满足 60000 以上。另外, 延伸 (完全延伸) 特性满足 18% 以上, 优选满足 20% 以上。

在本发明中, 除熔融镀 Zn 钢板以外, 还包括实施了合金化处理的合金化熔融镀 Zn 钢板。此外, 在本发明中也包括通过与熔融镀 Zn 工序有着同样效果的热处理而得到的没有 Zn 镀层的钢板。

首先, 就本发明最有特征的组织进行说明。

(组织)

本发明的高强度钢板所具有的组织如下: 至少含有贝氏体铁素体和残留 γ , 以相对于全部组织的面积率计, 贝氏体铁素体为 70% 以上, 残留 γ 为 2~20%, 多边铁素体及 / 或准多边铁素体为 15% 以下, 并且, 所述残留 γ 中平均粒径 $5\mu\text{m}$ 以下的残留 γ 所占的比率满足 60% 以上。

贝氏体铁素体: 70% 以上

本发明的钢板以贝氏体铁素体 (BF) 为主体 (母相) 而含有。

在此, 对 BF 进行详细地说明。所谓 BF 意思是位错密度 (初期位错密度) 高的下部组织 (有或没有板条状组织都可以), 在组织内没有碳化

物这点上，与贝氏体组织明显不同。另外，BF 与具有没有位错密度或位错密度极少的下部组织的多边铁素体（PF）、和具有细小的亚晶粒（subgrain）等的下部组织的准多边铁素体（准 PF）也不同。这些组织示于例如钢的贝氏体照片集—1（日本铁钢协会基础研究会发行）的 p4 Table1，在 Table1 中，BF 为 α_B 及 α_B° ，PF 为 α_p ，准 PF 为 α_q 。此外，BF 和 PF / 准 PF 通过透射型电子显微镜（TEM：倍率约 1 万倍）的观察能够如下清楚地进行区别。

- PF：在 TEM 照片中为白色，呈多角形的形状，在内部不含残留 γ 和马氏体。

- 准 PF：在 TEM 照片中为白色，具有大体球状，在内部不含残留 γ 和马氏体。

- BF：在 TEM 照片中根据存在于内部的高位错表示灰色。BF 和马氏体在 TEM 观察中大多不能分离区分。

BF 与 PF 和准 PF 相比，因为位错密度高，所以具有容易地达到高强度，并且延伸特性和延伸凸缘性都高的特征。为了有效地发挥这样的作用，BF 的面积率要在 70% 以上。BF 优选为 80% 以上，更优选为 90% 以上。为了获得延伸凸缘性更优异的高强度钢板，推荐控制为 BF 和后述的残留 γ 的实质性上的二相组织。

残留 γ ：2~20%

残留 γ 尤其是在延伸的提高上有用的组织。如前述的特开 2004—323951 号公报和特开 2004—332100 号公报中记载的，若在 TBF 钢中存在残留 γ ，则通常延伸凸缘性劣化，但如本发明，通过增多残留 γ 中所占的微细的残留 γ 的比率，能够提高延伸凸缘性。

为了有效地发挥这样的作用而使全部残留 γ 的面积率在 2% 以上。但是，若残留 γ 过多，则延伸凸缘性反而有降低的倾向，因此其上限为 20%。残留 γ 的面积率优选为 5% 以上、18% 以下，更优选为 7% 以上、16% 以下。

此外，残留 γ 中的 C 浓度优选为 0.8% 以上。残留 γ 中的 C 浓度对 TRIP（应变诱发相变加工）的特性有很大影响，若控制在 0.8% 以上，则特别会使延伸特性提高。延伸特性在残留 γ 中的 C 浓度多时提高，更优选在 1% 以上，进一步优选在 1.2% 以上。残留 γ 中的 C 浓度的上限没有特别限定，

在实际操作上可调整的上限考虑为大约 1.6%。

残留 γ 中平均粒径 $5\mu\text{m}$ 以下的残留 γ 所占的比例 $\cong 60\%$

为了得到希望的延伸凸缘性和延伸特性,需要平均粒径 $5\mu\text{m}$ 以下的残留 γ 尽可能多地存在,在本发明中,将全部残留 γ 中微细的残留 γ 所占的比率设为 60%以上。微细的残留 γ 的比率越多越好,优选为 70%以上,更优选为 80%以上,最优选为 100%。

平均粒径的测定进行如下。首先,用レペラー (LePera) 腐蚀钢板,通过光学显微镜(倍率: 1000 倍)观察识别残留 γ 后,计算出 $60\text{mm} \times 80\text{mm}$ 的视野中存在的残留 γ 的粒径(最大径)的平均值。同样,计算出合计 5 个视野中的平均粒径,将这些平均值作为“残留 γ 的平均粒径”。

微细的残留 γ 的平均粒径越小越好,优选为 $4\mu\text{m}$ 以下,更优选为 $3\mu\text{m}$ 以下。还有其下限没有特别限定,根据上述的观察方法能够识别残留 γ ,并能够计算出平均粒径的限度的就能够成为其下限。

在所述的特开 2004-323951 号公报以及特开 2004-332100 号公报中所述的钢中,均只规定了残留 γ 的体积比率,而关于残留 γ 的小粒径($5\mu\text{m}$ 以下)的比例并未提及。如本发明,如果 $5\mu\text{m}$ 以下的残留 γ 多,则延伸和延伸凸缘性会更加良好。这些特性超过了前述的专利公报中所述的钢。

多边铁素体和准多边铁素体: 合计 15%以下

本发明的高强度钢板,也可以由前述的贝氏体铁素体 (BF) 和残留 γ 构成的组织构成,由此,延伸凸缘性最大限度地提高,但是在不损害本发明的作用的范围,也可以合计 15%以下的范围含有多边铁素体 (PF) 和准多边铁素体 (准 PF)。它们的面积率越少越好,优选为 10%以下,最优选为 0%。

其他

本发明的钢板可以只由前述的组织(即, BF 和残留 γ 的混合组织,或者 BF 和残留 γ 和 PF / 准 PF 的混合组织)构成,不过在不损害本发明的作用的范围,也可以含有在本发明的制造过程中残留的其他组织(珠光体、贝氏体、马氏体、渗碳体等)。它们的面积率越少越好,例如优选合计尽量在 10%以下。

(钢中成分)

接下来，对构成本发明钢板的基本成分进行说明。以下，钢中的成分的单位都是质量%。

C: 0.10~0.20%

C 是确保高强度，且是用于得到规定的残留 γ 所需要的元素。详细地说 C 是这样一种重要的元素，使奥氏体 (γ) 相中含有充分的 C 量是为了在室温下也可以使希望的 γ 相残留。为了有效地发挥这样的作用，添加 C 在 0.10% 以上。另一方面，若过剩地添加 C 量，则焊接性降低，因此其上限为 0.20%。C 量优选为 0.12% 以上、0.18% 以下。

Si: 0.8~2.5%

Si 是有效地抑制残留 γ 分解、碳化物生成的元素，作为固溶强化元素也有效。为了有效地发挥这样的作用，添加 Si 在 0.8% 以上。但是若 Si 量过剩，则上述作用饱和，产生热脆性等的问题发生，因此其上限为 2.5%。Si 量优选为 1.2% 以上、2.3% 以下。

Mn: 1.5~2.5%

Mn 是用于使 γ 稳定化以得到希望的残留 γ 所需要的元素。为了有效地发挥这样的作用，添加 Mn 在 1.5% 以上。但是若过剩地添加 Mn，则会出现发生铸片裂纹等的不利影响，因此将 Mn 的上限设为 2.5%。Mn 量优选为 1.8% 以上、2.3% 以下。

Al: 0.01~0.10%

Al 与 Si 一样，是有效地抑制残留 γ 分解、碳化物生成的元素。为了有效地发挥这样的作用，添加 Al 在 0.01% 以上。但是若添加 Al 超过 0.10%，则多边铁素体将容易生成，不能充分地提高延伸凸缘性。Al 量优选为 0.03% 以上、0.06% 以下。

P 低于 0.1%

若 P 过剩地添加，则加工性劣化，因此将其上限抑制在低于 0.1%。P 量越少越好。

S 低于 0.002%

S 是形成 MnS 等的硫化物系夹杂物，成为裂纹的起点而使加工性劣化的有害的元素，因此使其上限低于 0.002%。S 量越少越好。

本发明的钢板除含有上述成分以外，余量是铁和不可避免的杂质。作

为不可避免的杂质，可列举例如根据原料、物资、制造设备等的状况而作为混入的元素 N（氮）和 0.01% 以下的 O（氧）等。

此外，以提高加工性等为目的，优选在以下范围内含有 Ca。

Ca: 0.0003~0.002%

Ca 是控制钢中硫化物的形态，在提高加工性上有效的元素。为了有效地发挥这样的作用，优选添加 Ca 在 0.0003% 以上。但是过剩地添加 Ca 其效果也是饱和，在经济性上是一种浪费，因此优选将其上限设为 0.002% 以下。Ca 量更优选为 0.0005% 以上、0.0015% 以下。

（制造方法）

接下来，说明用于制造本发明的钢板的优选方法。

本发明钢板的制造方法包括：（1）热轧工序（此外根据需要的冷轧工序）；（2）连续退火工序；（3）后热处理工序（代表性的是熔融镀 Zn 工序，还有根据需要的合金化工序）。为了高效地获得本发明的钢板，适当地控制连续退火工序的回火温度尤其重要，通过该工序和其后的后热处理工序，能够确保具有贝氏体铁素体的母相组织和微细的残留 γ 的组织。

（1）热轧工序

热轧工序未被特别限定，能够采用通常所使用的方法。具体地说，例如优选加热到约 1000~1300℃ 的温度约 20~60 分钟后进行热轧，在约 850~890℃ 的温度下进行终轧后，以约 40~60℃ / s 的平均冷却速度冷却，以约 500~600℃ 的温度卷取。优选如此而得到的热轧钢板的厚度大致为 2.0~3.5mm。

如上述（1）这样得到的热轧钢板，为了除去氧化皮而进行酸洗。

此外以提高加工性等为目的，也可以以约 50~80% 的冷轧率进行冷轧。优选如此得到的冷轧钢板的厚度大致为 0.7~1.4mm。

（2）连续退火工序

一边参照图 2 一边说明连续退火工序。该工序主要是为了得到希望的淬火组织（淬火马氏体）而设定的。图 2（a）和图 2（b）只是均热工序 [T1 (℃) × t1 (秒)] 后的冷却条件不同，图 2（a）是实施了辊淬（RQ）的例子，图 2（b）是实施了水淬（WQ）的例子。

首先，在 Ar₃ 点以上的温度（T1）保持 10 秒钟以上（t1）（均热工序）。

通过处于上述的均热温度 (T1)，碳化物完全熔解，能够高效地获得希望的残留 γ 。另外，通过均热后的冷却工序形成贝氏体铁素体也是有效的。均热温度 (T1) 的上限没有特别限定，不过从例如降低成本等的观点出发，优选大致处于 1000℃ 以下。

另外，在均热温度 (T1) 下的保持时间 (t1) 低于 10 秒时，钢板整体的均热效果不充分，最终微细的残留 γ 的比率和贝氏体铁素体的生成变少 (参照后述的实施例)。为了有效地发挥这样的作用，保持时间 (t1) 越长越好，但是 t1 若超 300 秒则上述作用饱和，只会招致成本的上升。优选保持时间 (t1) 在 60 秒以上、200 秒以下。

接着，以 10℃ / s 以上的平均冷却速度 (CR) 一边避免铁素体相变及珠光体相变，一边从上述的均热温度 (T1) 冷却到规定的温度 (T2)。

T2 (回火温度) 为 100℃ 以上、300℃ 以下。为了大量生成微细的残留 γ ，将 T2 设定在上述的范围极其重要，若 T2 的温度超过 300℃，则淬火状组织变少，因此最终呈板条状粗大的残留 γ 大量生成，得不到希望的微细的残留 γ ，这根据本发明者的研究结果可表明 (参照后述的实施例)。另一方面，若 T2 的温度低于 100℃，则有无法回火等问题。T2 的温度优选为 80℃ 以上、300℃ 以下。

另外，从均热温度 (T1) 到 T2 的温度的平均冷却速度 (CR) 低于 10℃ / s 时，母相的贝氏体铁素体的生成变少，多边铁素体和准多边铁素体的生成增多 (参照后述的实施例)。上述的平均冷却速度优选为 20℃ / s 以上。还有，其上限示未被特别限定，速度越快越好，但是鉴于实际作业水平的关系，推荐适当控制。作为冷却方法，可列举例如空冷、喷雾冷却或者对冷却时使用的辊进行水冷等的方法。

具体来说，如图 2 (a) 所示，也可以以规定的平均冷却速度 (CR) 对从均热温度 (T1) 到 T2 的温度的范围进行冷却，或者如图 2 (b) 所示，也可以以规定的平均冷却速度 (CR) 从均热温度 (T1) 一下子冷却到室温后，再加热至 T2 温度。从室温到 T2 温度的加热速度没有特别限定，但若考虑到设备的加热性能等，则优选大致在 1~10℃ / s 的范围内。如后述的实施例所示，应用任意一种方法都能够得到希望的组织。但是若考虑生产性和经济性等，则优选采用图 2 (a) 的方法。

其次，在上述的温度（T2）下保持 100~600 秒（t2）（回火处理）后，冷却到室温。由此，能够以短时间高效率地进行 C 向残留 γ 的浓缩，最终除了能够大量生成微细的残留 γ 以外，还能够确保规定量的贝氏体铁素体。优选保持时间（t2）在 120 秒以上、300 秒以下。从上述的温度（T2）冷却到室温的方法未被特别限定，例如能够采用水冷、气体冷却和空冷等。

上述的一连串的工序例如可以使用 CAL（实机），也可以使用 CAL 模拟器等。

（3）后热处理工序（熔融镀 Zn 工序）

一边参照图 3 一边说明作为后热处理工序的熔融镀 Zn 工序。该工序主要是为了利用经前述的连续退火工序而生成的组织（淬火马氏体）以实现残留 γ 的微细化而设定的，其结果是最终能够确保希望的组织。

具体来说，首先，将如上述这样处理过的钢板在 Ar_1 点以上、 Ar_3 点以下的二相域温度（T3）下保持 30~300 秒（t3）。若均热温度（T3）超过 Ar_3 点，则全部的组织成为奥氏体（ γ ），另一方面，若低于 Ar_1 点则生成不成 γ ，无法得到希望的残留 γ 。同样，保持时间（t3）脱离上述范围，也无法得到期望的组织。优选 t3 在 150 秒以上、250 以下的范围内。

其次，浸渍到锌镀液中。浸渍条件未被特别限定，例如约在 330~380℃ 的温度（T4）浸渍约 1~10 秒（t4）即可。

此外，根据需要还可以进行合金化处理。合金化条件优选在约 400~650℃ 的温度（T5）下保持 30~300 秒（t5）（ $T5 \times t5$ 大约为 20000 以上）。若合金化温度（T5）低于 350℃、或者合金化时间（t5）低于 30 秒时，则残留 γ 中的 C 浓缩未充分进行，无法得到希望的残留 γ 。另一方面，若 T5 超过 650℃ 或 t5 超过 300 秒，则发生含有残留 γ 的组织的分解。

还有，在得到未合金化的熔融镀 Zn 钢板时，如上述浸渍在锌镀液之后，在约 350~450℃ 的温度下实施处于 30~100 秒的范围的加热图形（温度×时间大致低于 20000）即可。

上述的工序优选使用还原性气氛的熔融镀 Zn 设备进行。

为了得到本发明的钢，未必需要经历熔融镀 Zn 工序。通过施加与之同等的热处理条件来取代熔融镀 Zn 工序也能够得到本发明的钢。即，通过其他方法，例如进行在约 330~380℃ 的温度（T4）下保持约 1~10 秒

钟的处理来替代熔融镀 Zn 工序即可。如此而得到的钢没有熔融镀 Zn 层，且具有本发明作为目标的希望特性（抗拉强度、延伸及延伸凸缘性）。

【实施例】

以下列举实施例更具体地说明本发明。但是本发明并不受下述实施例的限制，也可以在能够符合前、后述的宗旨的范围内进行适当的改变而实施，这均包含于本发明的技术性范围。

实施例 1：成分组成及使用了 RQ 的制造条件的研究（1）

熔炼表 1 所示化学成分组成的钢材（余量：铁及不可避免的杂质）并得到钢坯后，实施热轧。在热轧时，以 1250℃ 加热 30 分钟后进行轧制（终轧温度：880℃），以 50℃ / s 的平均冷却速度冷却，以 650℃ 保持 30 分钟之后进行空冷（相当于卷取处理），得到板厚约 3.2mm 的热轧钢板。再对得到的热轧钢板进行酸洗后，实施冷轧（轧制率：50%）而成为板厚约 1.6mm 的冷轧钢板。

接着，按表 2~3 所示的条件进行连续退火工序（CAL）及合金化熔融镀 Zn 工序（CGL）。在这些表中，CAL 工序中的 T1、t1、T2、t2 与前述的图 2（a）所示的符号一致，CGL 工序中的 T3、t3、T5、t5 与前述的图 3 所示的符号一致。还有，在本实施例中，镀敷的浸渍条件均是以 460℃ 进行 10 秒钟（在所述的图 3 中，T4=460℃，t4=10 秒）。

对如此得到的各钢板的组织及机械特性进行如下测定。还有，微细的残留 γ 的测定方法如前述。

（组织）

用レペラー（LePera）腐蚀钢板，通过光学显微镜观察（倍率：1000 倍）测定组织的面积率。还有，残留 γ 及残留 γ 的 C 浓度是磨削至钢板的 1/4 厚度后，进行化学研磨，通过 X 射线衍射法来测定。详细的测定方法记载于 IS IJ Int.Vo1.33.（1993），No.7，p776。

（抗拉强度及延伸）

采用 JIS5 号试验片进行拉伸试验，测定抗拉强度（TS）及延伸 [全延伸（E1）]。拉伸试验的应变速度为 1mm / sec。

（延伸凸缘性）

延伸凸缘性基于铁钢联盟规格 JFST 1001 来评价。具体地说，使用直

径 100mm、板厚 2.0mm 的圆盘状试验片，用打孔机打出 $\phi 10$ mm 的孔后，使用 60°锥孔机使毛边冲上进行扩孔加工，测定龟裂贯通时间点的扩孔率 (λ)。

在本发明中， $TS \text{ (MPa)} \times \lambda \text{ (\%)} \geq 50000$ ， $E1 \geq 18\%$ 的评价为合格（本发明例）。

这些结果一并记录在表 2~3 中。在这些表中，使用的钢板的编号（表 1 的 No.）也一并记录。在表 2~3 及后述的表 4~5 中，所谓“其他”的组织是指在本实施例的制造过程中得以残存的其他组织（珠光体、贝氏体、马氏体、渗碳体等）。

【表1】

No.	C	Si	Mn	P	S	Al	Ca	$A_{r3}(\text{°C})$	$A_{r1}(\text{°C})$
1	0.01	2.0	2.0	0.03	0.001	0.035	-	937	644
2	0.08	2.0	1.9	0.02	0.001	0.040	-	902	645
3	0.13	2.0	2.1	0.02	0.002	0.038	-	882	643
4	0.17	2.0	2.0	0.03	0.001	0.039	-	874	644
5	0.23	2.0	2.1	0.03	0.001	0.039	-	858	643
6	0.18	0.5	1.9	0.02	0.001	0.042	-	806	688
7	0.18	0.9	1.9	0.02	0.001	0.038	-	824	677
8	0.19	1.5	2.0	0.03	0.001	0.039	-	846	658
9	0.17	2.0	2.0	0.02	0.001	0.039	-	874	644
10	0.17	2.3	2.1	0.02	0.001	0.039	-	885	634
11	0.18	2.1	1.0	0.03	0.001	0.038	-	898	652
12	0.18	2.1	1.3	0.03	0.002	0.039	-	892	649
13	0.18	2.0	2.8	0.02	0.001	0.039	-	853	635
14	0.17	2.0	2.0	0.02	0.001	0.040	0.0017	874	644

【表2】

No.	钢 No.	CAL						CGL					组织(%)					机械特性			
		T1 (°C)	t1 (秒)	CR (°C/s)	T2 (°C)	t2 (秒)	T3 (°C)	t3 (秒)	T5 (°C)	t5 (秒)	全部γR () = 微细的γR的比率	BF	PF/ 准PF	其他	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	TS×λ (%)			
1	1	970	120	27	260	180	860	200	440	130	0	16	84	0	1002	13	28	28056			
2	2	921	120	28	260	180	860	200	440	130	4	36	5	1003	18	38	38114				
3	3	900	120	27	260	180	860	200	440	130	10	6	0	1008	20	58	58464				
4	4	900	120	26	260	180	860	200	440	130	13	5	1	1001	23	55	55055				
5	5	898	120	28	260	180	860	200	440	130	14	5	1	1008	24	56	56448				
6	6	860	120	27	260	180	790	200	440	130	2	59	4	970	17	53	51410				
7	7	882	120	29	260	180	790	200	440	130	8	8	2	990	21	52	51480				
8	8	880	120	28	260	180	790	200	440	130	9	7	3	1005	21	54	54270				
9	9	884	120	27	260	180	790	200	440	130	8	10	2	1000	20	53	53000				
10	10	881	120	28	260	180	790	200	440	130	9	8	1	1029	20	52	53508				
11	11	900	120	27	260	180	830	200	440	130	9	70	5	950	18	35	33250				
12	12	900	120	28	260	180	830	200	440	130	8	60	8	997	19	33	32901				
13	13	900	120	28	260	180	830	200	440	130	10	8	1	1024	20	64	65536				
14	14	900	120	27	260	180	830	200	440	130	11	7	1	1018	22	79	80422				

【表3】

No.	钢 No.	GAL						CGL				组织(%)				机械特性			
		T1 (°C)	t1 (秒)	CR (°C/s)	T2 (°C)	t2 (秒)	T3 (°C)	t3 (秒)	T5 (°C)	t5 (秒)	全部 γ R (γ R的比率) = 微细的 γ R的比率	BF	PF/ 准PF	其他	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	TS \times λ	
15	4	900	120	28	100	180	860	200	440	130	8	(93)	85	5	2	1010	21	73	73730
16	4	900	120	29	200	180	860	200	440	130	9	(85)	83	8	0	1021	20	69	70449
17	4	900	120	28	300	180	860	200	440	130	8	(65)	84	6	2	1003	19	58	58174
18	4	900	120	27	400	180	860	200	440	130	9	(55)	79	12	0	1004	19	39	39156
19	4	900	120	29	500	180	860	200	440	130	8	(45)	74	17	1	1014	19	28	28392
20	4	900	120	28	600	180	860	200	440	130	8	(28)	63	29	0	983	18	20	19660
21	4	950	120	27	200	180	860	200	440	130	12	(73)	81	6	1	1002	18	54	54108
22	4	900	120	26	200	180	860	200	440	130	9	(85)	82	8	1	1021	18	55	56155
23	4	800	120	27	200	180	860	200	440	130	2	(45)	66	32	0	1004	16	31	31124
24	4	900	120	8	200	180	860	200	440	130	12	(76)	48	40	0	1003	18	32	32096
25	4	900	120	15	200	180	860	200	440	130	13	(68)	81	5	1	1005	17	31	31155
26	4	900	120	28	200	180	860	200	440	130	9	(85)	82	8	1	1021	18	55	56155
27	4	900	5	27	200	180	860	200	440	130	8	(40)	75	17	0	1003	17	29	29087
28	4	900	120	26	200	50	860	200	440	130	2	(80)	79	17	2	1002	18	31	31062

29	4	900	120	28	200	180	860	200	440	130	9	(85)	82	8	1	1021	18	55	56155
30	4	900	120	27	200	180	900	200	440	130	9	(30)	80	11	0	1010	18	20	20200
31	4	900	120	28	200	180	860	10	440	130	3	(80)	59	38	0	1003	19	22	22066
32	4	900	120	26	200	180	860	500	440	130	9	(30)	79	12	0	1021	18	31	31651
33	4	900	120	27	200	180	860	200	440	10	2	(70)	78	20	0	1005	18	23	23115
34	4	900	120	28	200	180	860	200	440	500	3	(80)	77	20	0	1007	18	24	24168
35	4	900	120	28	200	180	800	200	440	130	0	(0)	80	16	4	1003	17	18	18054

根据表 2~3 能够进行以下这样的考察。

表 2 的 No.1~14 调查了钢中成分的影响, 制造条件都是满足本发明的优选的必要条件。

其中, No. 3~5、7~10、13~14 均是采用了钢中成分满足本发明必要条件的钢材的本发明例, 能够得到希望的组织, 抗拉强度和延伸凸缘性的平衡及延伸特性优异。

相对于此, No.1~2 是使用了 C 量少的表 1 的 No. 1~2 的比较例, 得不到规定的组织 (BF 及残留 γ), 不能确保目标级别的机械特性。

另外, No.6 是采用了 Si 量少的表 1 的 No.6 的比较例, 没有得到规定的母相组织。另一方面, No.11~12 是采用了 Mn 量少的表 1 的 No.11~12 的比较例, 得不到规定的母相组织及残留 γ 。因此, 在这些比较例中机械特性均降低。

表 3 的 No. 15~35 使用了满足本发明的必要条件的表 1 的 No.4, 以调查制造条件的影响。

首先, 表 3 的 No. 15~20 是使 CAL 工序的回火温度 (T2) 在 100~600 °C 的范围变化的例子。

其中, No. 15~17 是在本发明规定的回火温度下进行制造的本发明例, 其能够得到期望的组织, 抗拉强度和延伸凸缘性的平衡及延伸特性优异。

相对于此, No. 18~20 是 T2 高的比较例, 微细的残留 γ 的比率变少, 此外在 No. 20 中, 因为作为母相的 BF 组织的生成也少, 所以机械特性降低。

为了参考, 在图 4 中显示了 No.16 (本发明例) 的光学显微镜照片 (倍率: 1000 倍), 在图 5 中显示了 No.19 (比较例) 的光学显微镜照片 (倍率: 1000 倍)。若对比这些照片可知, 在图 4 所示的本发明例中, 微细的残留 γ 大量生成, 相对于此, 在图 5 所示的比较例中, 几乎见不到微细的残留 γ 的生成, 而是大量生成板条状的残留 γ 。

表 3 的 No. 21~23 是使 CAL 工序的均热温度 (T1) 在 800~950 °C 的范围变化的例子。

No. 21~22 是在本发明规定的均热温度下进行制造的本发明例, 能够得到希望的组织, 抗拉强度和延伸凸缘性的平衡及延伸特性优异。

相对于此, No. 23 是 T1 比本发明规定的温度 (Ar_3 点 = 874 °C 以上) 低的

比较例，微细的残留 γ 的比率少，得不到规定的母相组织，因此机械特性降低。

表 3 的 No. 24~25 是使 CAL 工序的平均冷却速度 (CR) 在 $8\sim 15^{\circ}\text{C} / \text{s}$ 的范围变化的例子。

No. 25 是以本发明规定的平均冷却速度进行制造的本发明例，能够得到希望的组织，机械特性优异。

相对于此，No. 22 是 CR 慢的比较例，因为得不到规定的母相组织，所以机械特性降低。

表 3 的 No. 26~27 是使 CAL 工序的均热时间 (t_1) 在 $5\sim 120$ 秒的范围变化的例子。

No. 26 是以本发明规定的均热时间 (t) 进行制造的本发明例，能够得到希望的组织，机械特性优异。

相对于此，No. 27 是 t_1 短的比较例，微细的残留 γ 的比率少，PF 或准 PF 的组织大量生成，因此机械的特性降低。

表 3 的 No. 28~29 是使 CAL 工序的回火时间 (t_2) 在 $50\sim 180$ 秒的范围变化的例子。

No. 29 是以本发明规定的奥氏体回火时间 (t_2) 进行制造的本发明例，能够得到希望的组织，机械特性优异。

相对于此，No. 28 是 t_2 短的比较例，回火不充分，因为 CGL 工序后的 PF 组织增加，所以机械特性降低。

表 3 的 No. 30~35 是使 CGL 工序的条件变化的比较例，分别具有以下的问题。

No. 30 是均热温度 (T_3) 高的比较例，微细的残留 γ 的比率少，PF 或准 PF 的组织大量生成，因此机械特性降低。

No. 31 是均热时间 (t_3) 短的比较例，得不到规定的母相组织，机械特性降低。

No. 32 是均热时间 (t_3) 长的比较例，微细的残留 γ 的比率少，PF 或准 PF 的组织大量生成，因此机械特性降低。

No. 33 是合金化时间 (t_5) 短的比较例，No. 34 是合金化时间 (t_5) 长的比较例，均因为 PF 或准 PF 的组织大量生成，所以机械特性降低。

No. 35 是均热温度 (T3) 低的比较例, 因为 PF 或准 PF 的组织大量生成, 所以机械特性降低。

实施例 2: 采用 WQ 的制造条件的研究 (2)

在本实施例中, 以图 2 (b) 所示的加热图形图进行 CAL 工序取代如前述的实施例 1 的以图 2 (a) 所示的加热图形来进行 CAL 工序。

详细地说, 采用表 1 的 No.4 的钢材与实施例 1 同样制作冷轧钢板后, 按表 4 所示的条件进行连续退火工序 (CAL) 及合金化熔融镀 Zn 工序 (CGL)。在表 4 中, CAL 工序中的 T1、t1、T2、t2 与图 2 (b) 所示的符号一致, CGL 工序中的 T3、t3、T5、t5 与图 3 所示的符号一致。镀敷的浸渍条件与实施例 1 相同。

与实施例 1 同样地测定如此得到的各钢板的组织及机械的特性, 这些结果一并记录在表 4 中。

【表 4】

No.	钢 No.	CAL					CGL				组织 (%)				机械特性				
		T1 (°C)	t1 (秒)	CR (°C/s)	T2 (°C)	t2 (秒)	T3 (°C)	t3 (秒)	T5 (°C)	t5 (秒)	全部 γ R (%) () = 微细的 γ R 的比率	BF	PF / 准 PF	其他	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	TS \times λ	
1	4	900	120	20	100	180	860	200	440	130	12	(93)	82	5	1	1012	23	89	90068
2	4	900	120	19	200	180	860	200	440	130	11	(85)	81	6	2	1018	22	70	71260
3	4	900	120	20	300	180	860	200	440	130	10	(73)	82	6	2	1001	20	69	69069
4	4	900	120	19	400	180	860	200	440	130	7	(53)	75	14	4	1002	20	40	40080
5	4	900	120	20	500	180	860	200	440	130	7	(52)	70	14	9	1010	19	28	28280
6	4	900	120	20	600	180	860	200	440	130	6	(32)	63	30	1	988	19	20	19760

从表 4 能够进行如下考察。

表 4 的 No.1~3 是在本发明规定的制造条件下进行制造的本发明例, 能够得到希望的组织, 抗拉强度和延伸凸缘性的平衡及延伸特性优异。

相对于此, No.4~6 是 CAL 工序的回火温度 (T2) 高的比较例, 微细的残留 γ 的比率变少, 此外在 No.6 中, 作为母相的 BF 组织的生成也少, 因此机械特性降低。

实施例 3: 以多边铁素体为母相的 TRIP 钢板的研究 (参考)

在本实施例中, 以多边铁素体为母相的 TRIP 钢板 (TDP 钢) 中, 为了参考而调查微细的残留 γ 的生成对延伸凸缘性造成的影响。这里, 为了生成 PF 组织而实施图 6 所示的连续退火工序。如图 6 所示, 变化冷却速度来冷却从均热温度 (T1) 到回火温度 (T2) 的范围。

具体来说, 采用表 1 的 No.4 的钢材与实施例 1 同样制作冷轧钢板后, 按表 5 所示的条件进行连续退火工序 (CAL)。在表 5 中, CAL 工序中的 T1、t1、T2、t2 与图 6 所示的符号一致。

与实施例 1 同样地测定如此得到的各钢板的组织及机械特性, 这些结果一并记录在表 5 中。

【表 5】

No.	钢 No.	CAL							组织 (%)				机械特性			
		T1 (°C)	t1 (秒)	CR1 (°C/s)	Tq (°C)	CR1 (°C/s)	T2 (°C)	t2 (秒)	全部 γ R () = 微细的 γ R 的比率	BF	PF/ 准PF	其他	TS (MPa)	El (%)	λ (%)	TS \times λ
1	4	900	90	8	681	98	300	150	13 (90)	6	80	1	807	22	23	18561
2	4	900	90	9	683	98	400	150	12 (85)	8	79	1	908	23	21	19068
3	4	900	90	8	684	97	500	150	11 (65)	9	78	2	930	22	22	20460
4	4	900	90	9	682	99	600	150	8 (30)	6	86	0	952	21	12	11424

如表 5 所示, 在以 PF 为母相的 TBF 钢中, 虽然提高了微细的残留 γ 的比率, 但几乎仍看不到延伸凸缘性的上升。

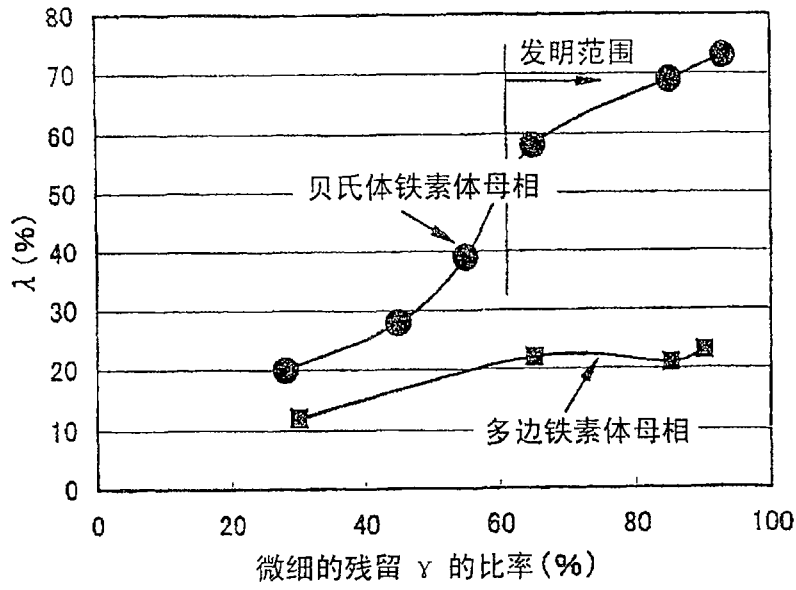


图 1

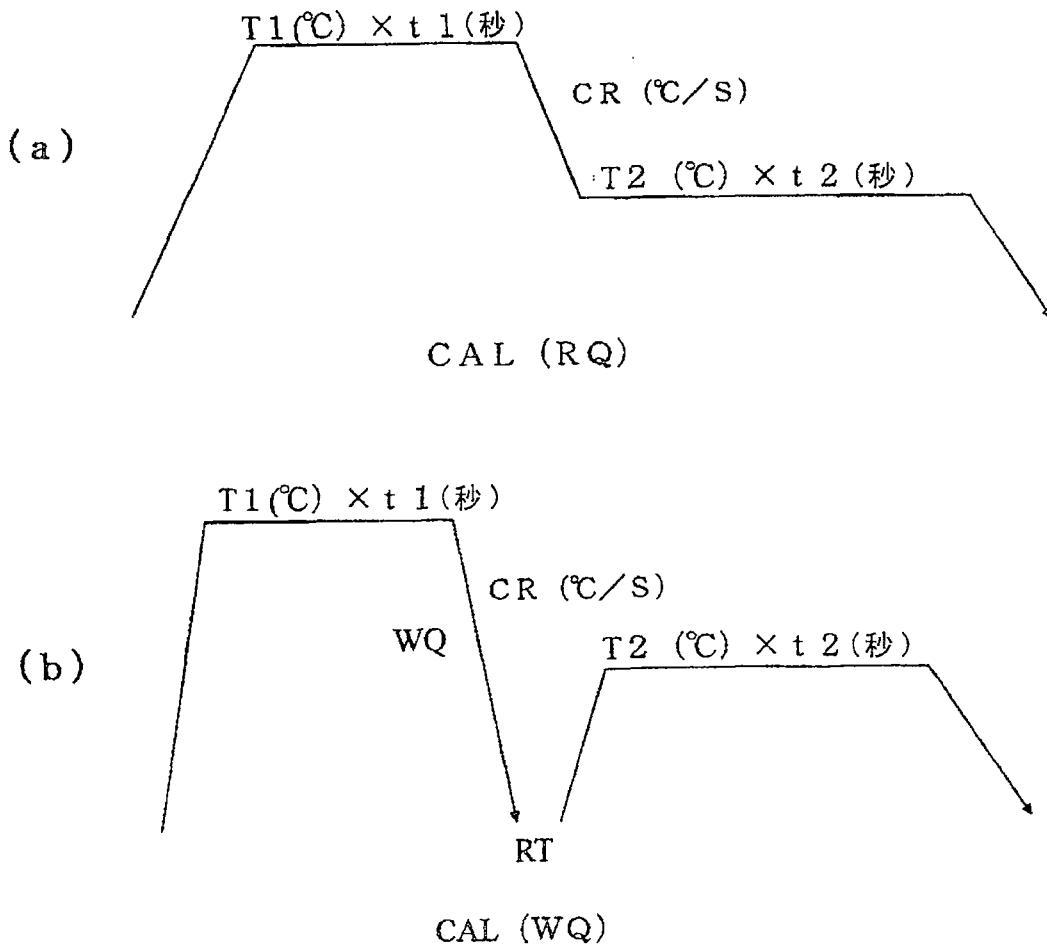


图 2

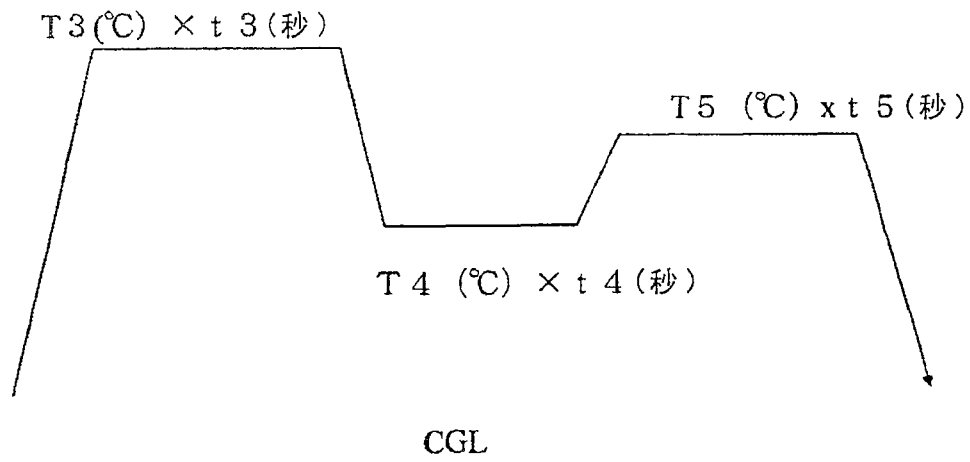


图 3

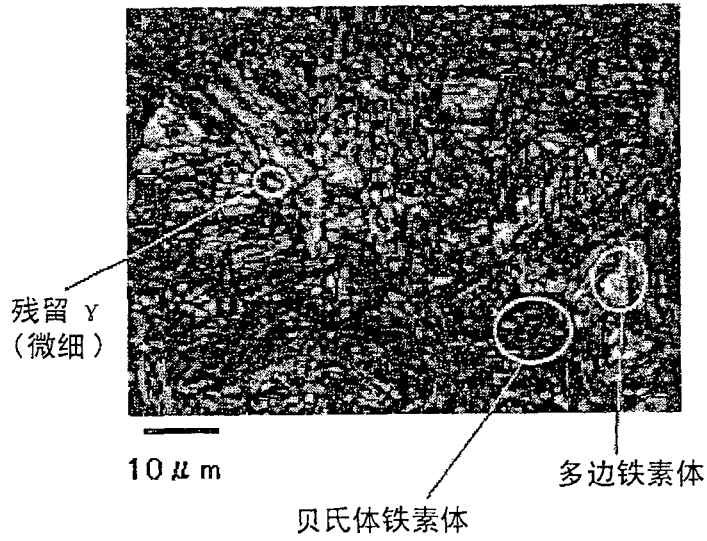


图 4

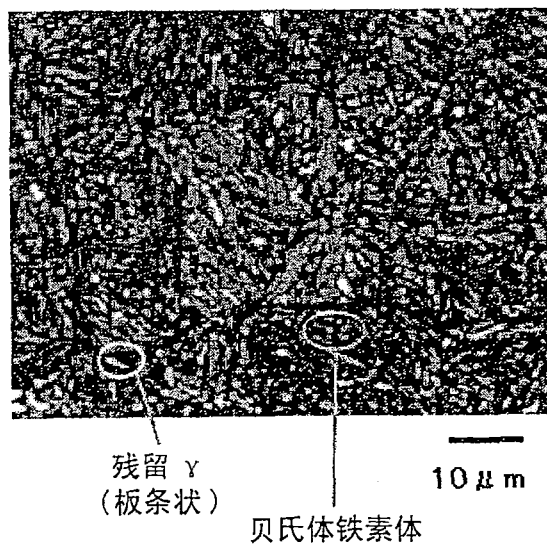


图 5

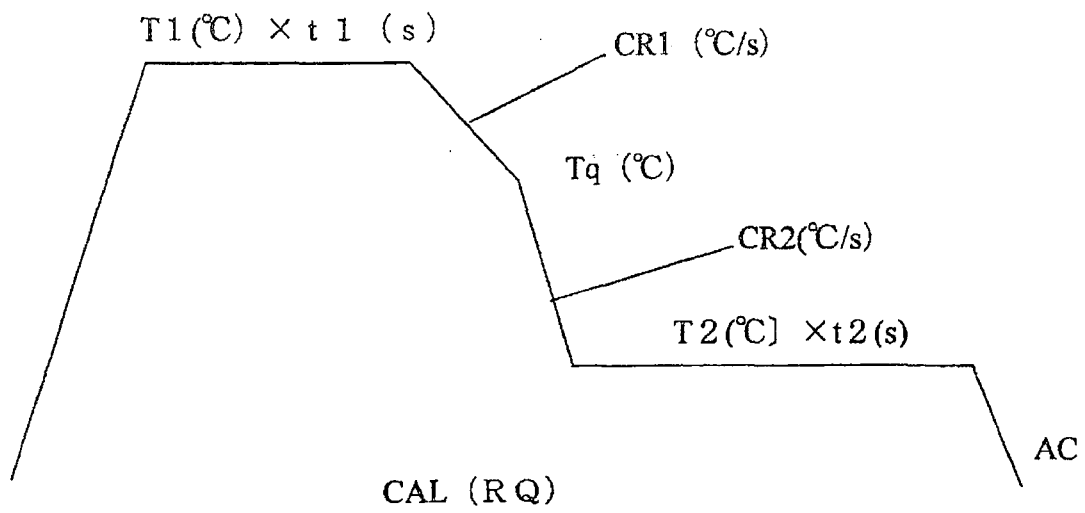


图 6