



[12] 发明专利申请公开说明书

[21] 申请号 91105133.3

[51] Int.Cl⁵

E01B 5/02

[43] 公开日 1992 年 8 月 26 日

[22] 申请日 91.7.30

[30] 优先权

[32] 90.7.30 [33] US [31] US559,628

[71] 申请人 伯林顿北方铁道公司

地址 美国得克萨斯

共同申请人 日本钢管公司

[72] 发明人 戈登·O·贝斯希 约翰·A·

霍夫兰德 古川遵 山中秀行

福田耕三 堀田知夫 片冈谦

上田正博 井出哲成 伊藤鸫

羲之鹰雄

[74] 专利代理机构 永新专利商标代理有限公司

代理人 何培硕

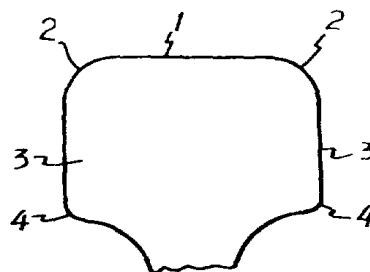
说明书页数: 13 附图页数: 10

[54] 发明名称 高强度耐损伤钢轨及其制造方法

[57] 摘要

本发明提出一种高强度耐损伤钢轨的构成。该钢轨的组分按重量百分比计算为 C: (0.60~0.85) %、Si: (0.1~1.0) %、Mn: (0.5~1.5) %、P: 在 0.035% 以下、S: 在 0.040% 以下、Al: 在 0.05% 以下, 其余为 Fe 及不可避免的杂质。角部 2 及头侧部 3 的硬度为 HB341~HB405, 头顶部的硬度为上述角部及头侧部硬度的 90% 以下。

利用本发明, 可以抑制由于头部拉痕等造成的过大接触压力而产生的头顶部的损伤, 可延长钢轨的寿命。



<27>

权 利 要 求 书

1. 一种高强度、耐损伤钢轨，其特征在于：其成分的重量百分比如下，C：(0.60~0.85)%、Si：(0.1~1.0)%、Mn：(0.5~0.05)%、P在0.035%以下，S在0.040%以下、Al：在0.05%以下，其余为Fe及不可避免的杂质；钢轨的角部及头侧部的硬度为HB341~HB405，其头顶部的硬度为上述角部及头侧部硬度的90%以下。

2. 一种高强度、耐损伤钢轨，其特征在于：该钢轨成分的重量百分比如下，C：(0.60~0.85)%、Si：(0.1~1.0)%、Mn：(0.5~1.5)%、P：在0.035%以下、S：在0.04%以下、Al：在0.05%以下，另外还含有(0.05~1.5)%Cr、(0.01~0.20)%Mo、(0.01~0.10)%V、(0.1~1.0)%Ni、(0.005~0.50)%Nb中的1种或1种以上的添加元素，其余为Fe及不可避免的杂质，钢轨的角部及头侧部的硬度为HB341~HB405，其头顶部的硬度为上述角部及头侧部硬度的90%以下。

3. 高强度、耐损伤钢轨的制造方法，其特征在于：首先利用热轧制作钢轨原材，该原材的成份的重量百分成份如下，C：(0.60~0.85)%、Si：(0.1~1.0)%、Mn：(0.5~1.5)%、P：在0.035%以下、S：在0.040%以下、Al：在0.05%以下其余为Fe及不可避免的杂质。

其次将上述钢轨原材的头部，保持在奥氏体化温度范围内，由冷却头的多个冷却剂喷嘴，向钢轨原材喷射冷却剂，使钢轨头部冷却，在上述冷却工艺中上述冷却头的喷嘴个数、喷嘴直径及冷却剂的喷出压力中至少调节其中一种，以便使钢轨头顶部的冷却速度比钢轨头侧部的冷却速度要慢。

4. 一种高强度、耐损伤钢轨的制造方法，其特征在于：首先，利用热轧制作钢轨原材，该原材的重量百分比如下，C：(0.60~0.85)%、Si：(0.1~1.0)%、Mn：(0.5~1.5)%、P：在0.035%以下、S：在0.04%以下、Al：在0.05%以下，另外还含有1种或1种以上的元素Cr：(0.05~1.5)%、Mo：(0.01~0.20)%、V：(0.01~0.10)%、Ni：(0.1~1.0)%、Nb：(0.005~0.50)%，其余为Fe及不可避免的杂质；其次，将上述钢轨原材的头部保持在奥氏体化温度范围内，再由冷却头的多个冷却剂喷嘴，向钢轨原材喷射冷却剂，使钢轨头部冷却；在上述冷却过程中，上述冷却头的喷嘴个数，喷嘴直径及冷却剂的喷出压力中，至少调节其中一种，以便使钢轨头顶部的冷却速度比钢轨头侧部的冷却速度要慢。

5. 一种钢轨冷却控制方法，其特征在于，先将钢轨原材保持在奥氏体化温度范围内，然后由冷却头多个冷却剂喷嘴，向钢轨原材喷射冷却剂，使钢轨头部冷却，在冷却过程中，至少调节冷却头喷嘴个数；喷嘴直径及冷却剂喷出压力中的一种，以便使钢轨头各部分冷却速度不同。

高强度耐损伤钢轨及其制造方法

本发明涉及耐磨、高强度、耐损伤钢轨及其制造方法，该钢轨适用于高负荷装载、急转变，高刚性轨道段。该钢轨能改善初期使用的车轮与钢轨的磨合性，提高钢轨顶部的耐损伤性。

钢轨头部一般包括头顶部、角部、头侧部及颞部。在高负荷装载、急转弯铁道段使用木制枕木时，以往使用的耐磨损高强度钢轨，在角部及头侧部与头顶部大都采用等硬度化热处理方法。因此从材质方面看钢轨角部和钢轨头顶部耐磨损性是相同的。

然而，车轮和钢轨间的接触是复杂的，钢轨头部各部接触状况是不同的，高负荷装载铁道急转变段，钢轨内侧角部及钢轨头侧面滑动大，而接触压力则在钢轨头顶部及钢轨内侧角部大，因此，在以往用的耐磨高强度钢轨中，钢轨内侧角部及钢轨头侧部比钢轨头顶部磨损厉害，钢轨头顶部常常比钢轨内侧角部的磨损慢，车轮的接触压力正好在钢轨头顶部中央磨损慢的部分为最大。

这种钢轨头部磨损特性，对于以往均匀耐磨损高强度钢轨来说，就变成了如上所述的与车轮接触的状态，因此新轨使用初期，与车轮的磨合就慢，较长时间存在局部过大接触应力，易发生疲劳，而且，即使在车轮与钢轨磨合后，钢轨头顶部也是最大接触压力部位。在使用木制枕木的轨道上，问题还小些，但是在使用水泥枕木的高刚性铁道的情况下，伴随车辆通过时冲击最大接触压力增加，钢轨头部中央发生叫做，“头部拉痕”的损伤。

以往，为了防止这种“头部拉痕”，在钢轨疲劳积累之

前，采用削除钢轨头部表层的方法，不过这要化时间和费用，而且决定合适的削除时间也这一种困难的事情。

本发明的目的正是鉴于上述不足之处，提供一种高强度、耐损伤钢轨及其制造方法，使用这种钢轨，在不减轻车辆重量的情况下能缓和钢轨头顶部中央产生的最大接触应力，

在不削除钢轨头部表面的情况下钢轨头顶部中央也不积蓄疲劳，耐接触疲劳损伤好，且与车轮初期磨合性能好。

本发明的高强度耐损伤钢轨有两种，第1种，按重量百分比成份如下，

C：(0.60~0.85) %

Si：(0.1~1.0) %

Mn：(0.5~1.5) %

P：0.035 % 以下

S：0.040 % 以下

Al：0.05 % 以下

其余为Fe 及不可避免的杂质。

其角部及头侧部的硬度为 HB 341~405

其头顶部的硬度为该角部及头侧部硬度的百分之九十以下。

第2种，按重量百分比成份如下：

C：(0.60~0.85) %

Si：(0.1~1.0) %

Mn：(0.5~1.5) %

P：0.035 % 以下

S：0.040 % 以下

Al：0.05 % 以下

下述元素则选择其中的1种或1种以上，

Cr: (0.05~1.5) %

Mo: (0.01~0.20) %

V: (0.01~1.0) %

Ni: (0.1~1.0) %

Nb: (0.005~0.50) %

其余为Fe及不可避免的杂质。钢轨角部及头侧部的硬度为HB341~405，钢轨头顶部的硬度为该角部及头侧部硬度的90%以下。

所述高强度耐损伤钢轨的制造方法如下，制造上述第1种或第2种成份的钢轨原材，将上述钢轨原材的头部保持在奥氏体化温度区域，然后由冷却头的多个冷却剂喷嘴向钢轨原材喷冷却剂，使钢轨头部冷却，在上述冷却过程中，上述冷却头的喷嘴个数，喷嘴直径及冷却剂喷出压力，至少调节其中的一种以使钢轨头顶部的冷却速度比钢轨头侧部的冷却速度要慢。

本发明中钢轨的冷却方法包括以下工艺：钢轨原材保持在奥氏体化温度范围，然后由冷却头的多个冷却剂喷嘴向钢轨原材喷冷却剂，喷嘴个数、直径及冷却剂喷出压力，至少调节其中一种以使钢轨头部的各部位冷却速度不同。

在高强度、耐损伤钢轨中，钢轨头顶部的初期磨合性及在高刚度轨道使用情况下，钢轨头顶部的耐损伤性都可得到改善。

以下，对本发明做详细说明：

图1为本发明提出的高强度、耐损伤钢轨的头部剖面图，钢轨的头部包括头顶部1、角部2、头侧部3及颞部4。两个角部之一，在使用中成为与车轮接触的内侧角部。

钢轨的损伤，特别是头顶部1的“头部拉痕”，随着加在钢

轨头部的接触应力愈高， 损伤愈快， 参照图2及图3来说明这一点。图2为双圆筒接触转动疲劳试验方法示意图， 该图2中21为钢轨试验件， 22为车轮试验件； 23为润滑剂。两个圆筒21， 22分别为踏面半径为15毫米、最大直径为30毫米的钢轨试验件及直径为30毫米， 周面为平面形状的车轮试验件， 根据本试验求得了垂直加载和损伤寿命的关系后， 就可得到如图3所示的结果。即可以确认当垂直荷载高， 也就是接触应力大时， 短时间内就会发生损伤（即损伤寿命短）。

另外， 在新的高强度钢轨使用初期， 与车轮磨合不好的情况下， 集中垂直荷载作用于钢轨上， 易发生损伤。而且， 钢轨与车轮接触部分的形状， 由于钢轨的磨损与车轮磨合的情况下， 垂直应力将选择性的作用在磨损速度慢的部分。 因此， 可以说为了延长钢轨的寿命， 在现有钢轨的头顶部， 使由于磨损速度慢而过度作用的最大垂直应力分散是有效的。

这样， 为了防止头顶部1的“头部拉痕”， 可以考虑或者减少作用于钢轨的载荷， 或者控制车轮的接触压力不要局部集中。

本发明中， 从不减小铁道车辆轮重方面考虑而采用后者， 即在保持支撑列车的强度及耐磨损性的同时， 降低钢轨头顶部的最大接触应力， 调节钢轨的成分， 进而使钢轨头顶部的硬度比角部及头侧部硬度低。

下面， 就本发明钢轨成分的限定理由， 加以说明。

首先， C的重量百分比为0.60~0.85%， 取0.6%以上是为了能获得良好的强度及耐磨损性能。超过0.85% 时， 由于初析渗碳体， 而使韧性下降。

Si的重量百分比为0.1~1.0%， 为了确保钢轨的强度选

在0.1%以上是必要的，但是超过1.0%时，韧性及焊接性变劣。

Mn的重量百分比为0.5~1.5%。为了确保钢轨强度选在0.5%以上是必要的，但是超过1.5%时，对韧性及焊接性有不好的影响。

至于**P**和**S**，为了防止延展性变劣，分别选在0.035%及0.040%以下。

因为**Al**是使疲劳性能劣化的成分，所以取0.05%为上限。

特别是对于车轮与钢轨接触条件需求苛刻时用的钢轨，为了能进一步改善钢轨内侧角部的耐磨损性和强度，也可以添加，一种或一种以上的**Cr**，**Mo**，**V**，**Ni**及**Nb**低合金成份。

Cr的重量百分比为0.05~1.50%，0.05%以上时，珠光体片晶间隔小，使珠光体微细化，提高了强度耐磨损性及耐损伤性，而超过1.50%时，对焊接性能有坏影响。

Mo的重量百分比为0.01~0.20%。**Mo**和**Cr**一样是提高强度的元素，其效果在0.01%以上才表现出来，但超过0.2%时，对焊接性不利。

Nb及**V**属于弥散强化元素，重量百分比各为0.005~0.050%及0.01~0.10%，为了取得弥散强化的效果，有必要**Nb**取在0.005%以上、**V**取在0.01%以上，另外，如**Nb**超过0.05%或**V**超过0.10%时，将析出粗大的**Nb**或**V**炭、氮化合物，使钢轨的韧性劣化。

Ni是具有提高强度及韧性效果的元素，重量百分比取为0.1~1.0%，少于0.1%效果表现不出来，达到1.0%其效果饱和。

本发明的钢轨，包括上述的成分，具有微细珠光体组织，因此，在本发明中，如前所述，可以调节钢轨头部的硬度分布，控制钢轨各部的磨损特性，由于降低了最大接触应力，从而能抑制在高刚性铁轨发生高接触应力时，在钢轨头顶部产生的头部拉痕损伤。良好的硬度分布是靠调节各部分的热处理来实现的。

另外，借助改变头顶部的金相组织，调整磨损速度也可得到同样的效果。即，在本发明中，以微细珠光体组织为前提，依靠适当的处理来调节钢轨的硬度分布，而借助改变金相组织，不考虑硬度，也可以控制磨损特性。例如，如图4所示，在同样硬度下，微细珠光体组织，磨损特性最好。如本图所示，借助控制金相组织，提高硬度提高疲劳强度，但同时也可能增加磨损速度。

下面，就具有微细珠光体组织的钢轨，取得了上述实际效果的钢轨头顶部和钢轨角部及头侧部间的硬度比加以说明，如前所述，为了获得车轮的接触压力不发生局部集中的接触状况，使钢轨头顶部的硬度比钢轨角部及头侧部的硬度小好，理想的硬度比可由双圆筒式转动试验机做损伤寿命试验来掌握，在该试验中，取实际车轮及钢轨1/4断面大小，作成圆筒试验件。而且，车轮试验件的硬度约为HB（布氏硬度）331。钢轨试验件采用C-Mn钢（重量百分比成份，C：0.77%，Si：0.23%，Mn：0.90%，P：0.019%，S：0.008% 溶解Al：0.004%）对头部相应部分进行热处理、钢轨角部相应部分的硬度约是为HB370，使钢轨头顶部相应部分软化并选定其硬度差。其结果如图5所示。图5中横轴为钢轨头部相应部分与钢轨角部相应部分间的硬度比（布氏硬度），纵轴为已有耐磨高强度钢轨（断续淬火

钢轨)的头顶部损伤寿命比。图5表示了它们之间的关系, 如图5所示可以确认当钢轨头顶部相应部分的硬度与钢轨角部相应部分的硬度比取为0.9以下时, 钢轨头顶部相应部分的损伤明显地得到了抑制, 而且, 还可以确认, 在此范围内, 促进了初期钢轨头部与车轮的磨合, 因此, 在本发明中, 将钢轨头顶部和钢轨角部及头侧部间的硬度比, 设定为0.9以下。不过硬度比在0.6以下时, 钢轨内侧角部相应部分损伤发生, 因此, 该硬度比希望选在0.6以上。

另外, 为了使钢轨的强度及耐磨损性最好, 把钢轨角部及头侧部的硬度取在HB341~HB405范围内作为本发明高强度、耐损伤钢轨头部硬度分布一例, 如图6所示。在图6的(a)中, 从钢轨头侧面到钢轨头部宽1/4的内部、从钢轨头顶面到深15毫米的部分、及图6的(a)中从点A, A'到颞部的直线与钢轨头侧面围起的部分是钢轨角部及钢轨头侧部, 为了使其具有普通高强度钢轨的磨损特性, 这些部分的硬度选在HB341~HB405范围内, 钢轨头顶部由头顶面到25毫米深度部分的硬度选为对钢轨角部及钢轨头侧部硬度的比在0.9以下, 0.6以上的范围内, 而且使其满足HB为265以上, 由此能使钢轨头顶部与钢轨内侧角部间产生磨损特性差值, 针对各种钢轨使用环境将该差值选为最适当的值, 就能解决钢轨头顶部中央过大的最大接触压力问题。

在图6的(b)中, 在距钢轨头顶面15毫米内, 距钢轨头侧面15毫米内部的点为起点, 并从这个点到钢轨角部及颞部连接的直线围起的部分, 取硬度为HB341~HB405, 距钢轨头顶面25毫米深度的其他部分的硬度与上述硬度比调节在0.9以下, 0.6以上, 采用该硬度模式, 也可取得与图6的(a)同样的效果。

另外，在车轮与钢轨接触条件不是那么苛刻的状况下，头侧部、内侧角部的高强度部分的硬度范围也可降为HB320~HB380。还有，如图6的(c)，在钢轨头顶中央部分的1/2宽度处，直至由头顶面深约25毫米的部分使其软化到上述硬度比的钢轨，也包括在本发明的范围内，也能取得同样的效果。

在本发明的钢轨中，钢轨头部的硬度分布，由于钢轨使用初期头顶部的磨损速度比角部及头侧部快，而促进其与车轮的磨合，从而能够早期缓解局部过大接触应力的产生，另外，磨合过程终了后，钢轨与车轮接触状况下，钢轨头部各部分的磨损速度不同，头顶部中央的磨损优先发生。由此，作用于钢轨头部的垂直载荷可以均匀地分散在钢轨头部上面，作用于钢轨头顶部的振幅应力可被缓和，使最大接触压力降到疲劳限度以下，由此，可抑制疲劳损伤的发生，延长钢轨寿命。

下面说明本发明钢轨的制造方法。

通常，钢轨是这样制造的。首先，利用热轧制作钢轨原材，然后，把钢轨原材的头部保持在奥氏体化温度，再由该温度冷却。并且借助控制冷却时的冷却速度，制造出头顶部与头侧部硬度不同的钢轨。

钢轨原材头部的冷却如图10所示，对着钢轨原材头顶部及头侧部，分别配置头顶部冷却头11和2个头侧部冷却头12，这些冷却头上有多个喷嘴，由这些喷嘴向钢轨原材喷冷却介质如空气。这时，由于喷嘴个数、喷嘴直径及冷却介质的喷出压力中至少有一种可调节，可以使钢轨头的各部位冷却速度不同。

另外，由奥氏体化温度冷却，速度愈慢，钢轨的硬度

愈小。

因此，在本发明中，具有本发明成份范围的钢轨原材，通过热轨制造，再将该钢轨原材的头部保持在奥氏体化温度状态，然后由该温度状态冷却，钢轨头顶部的冷却速度比钢轨头侧部冷却速度慢，这是由调整冷却头喷嘴个数，直径及冷却剂的喷出压力中至少一种来实现的，从而可以制造出头顶部比头侧部硬度低的钢轨。

而且，热轧后，钢轨原材如果保持在奥氏体化温度范围的，就可直接冷却钢轨原材，但是钢轨原材的温度比奥氏体化温度低时，则必须将钢轨原材再加热到奥氏体化温度范围后，再冷却。

下面，是附图的简单说明。

图1是本发明钢轨的头部剖面图；

其中，1为头顶部，2为角部，3为头侧部，4为颞部。

图2用来说明双圆筒接触转动试验，目的是为了掌握作用于钢轨上的垂直负荷与损伤寿命之间的关系，图中21为钢轨试验件，22为车轮试验件，23为润滑剂；

图3表示图2中所示试验中垂直负荷和损伤寿命之间的关系；

图4表示双圆筒式接触转动磨损试验中，硬度与磨损速度间的关系及组织与磨损速度之间的关系；

图5表示钢轨头顶部及角部间的硬度比与损伤速度之间的关系；

图6表示本发明钢轨硬度分布的实例；

图7表示钢轨头部的硬度分布，图中④为头顶部中央；

③、⑤为角部；②、⑥为头侧部；①、⑦为颞部。

图8表示图7所示硬度分布的测定点。该图中④为头顶部

中央；③、⑤为角部；②、⑥为头侧部；①、⑦为颚部。

图9表示成分或热处理方法不同的试验件中硬度比与损伤寿命间的关系；

图10用于说明钢轨原材冷却方法；

图11a、图11b表示本发明钢轨冷却方法及已有冷却方法中使用的钢轨头顶部冷却头的喷嘴配置状况。

下面介绍本发明的实施例。

将本发明钢轨成分范围内的表1所示的钢作为钢轨原材。

【表1】：（见后）

取表1中的C-Mn钢60公斤钢轨原材，作成两种钢轨，其中之一头部按已有的断续淬火热处理，得到已有的硬头钢轨，另一种使头顶部冷却变弱，进行了特殊的断续淬火，制成本发明的钢轨。

本发明的钢轨是用如下方法制造的，由热轧制成钢轨原材后，利用如图10所示配置的头顶部冷却用空气冷却头11及头侧部冷却用空气冷却头12，冷却头上设有多个喷嘴，由这些喷嘴将空气喷向处于Ar1温度以上的钢轨原材头部，冷却钢轨原材头部。图11a表示头顶部冷却用空气冷却头11的喷嘴配置。如该图所示，其中央部喷嘴孔的个数减少了。也就是说，已有的头顶部冷却用冷却头，如图11b所示，喷嘴孔是均匀配置的。但是这里冷却头中央部的喷嘴孔个数减少后，喷向钢轨头顶部的空气量就会减少。而且通过控制冷却头的空气压力，喷在头顶部的空气压力比喷在头侧部的空气压力低。表2表示头顶部及头侧部的空气压力及头顶部与头侧部喷嘴孔的个数比。表2中上面为实施例，下面为已有技术实例。

【表2】：（见后）

这些钢轨头顶面1毫米深处的硬度分布，如图7所示。图7中符号A表示已有钢轨硬度的分布，符号B表示本发明钢轨的硬度分布。而且图7横轴上带园圈的数字，对应于图8所示记载实际硬度测定点的带园圈数字的位置。

如图7所示，已有的钢轨中，头顶部和头侧部及角部间的硬度差很小，而本发明钢轨中，头顶部的硬度降低了。由表1所示成分的钢轨原材作成实际车轮及钢轨1/4断面大小的园筒试验件，利用双园筒式转动试验机进行损伤寿命试验，车轮试验件的硬度约为HB331。钢轨试验件，在钢轨头顶部相应部分，为了使其具有本发明的特征，把钢轨头顶部相应部分的硬度取为角部相应部分的硬度（约定在Hb370）的90%以下。而且，表1中的C-Mn钢进行断续淬火处理后，作成头顶部退火处理的试验件，也进行同样的试验，由此达到头顶部为球状珠光体组织，从而使头顶部的硬度降低。

本试验的结果表示在图9中，由图9可知，不管哪种试验件，与钢轨角部硬度相比，头顶部的硬度为钢轨角部硬度的90%以下时，损伤寿命提高到1.2倍以上，最大可到1.9倍。

另外，选用Ni，Cr，Mo，Nb，V中的元素作成的Cr-V钢，Cr-Mo-V钢，Ni-Nb钢试验件中，比不含这些元的C-Mn钢作成的试验件，损伤寿命长。由此，可以确认添加Cr等合金元素可以改善其损伤寿命。

作为本发明的钢轨，是以表1中所示的C-Mn钢，为了使其具有图7b所示的硬度分布，而进行断续淬火处理后的钢轨与已有高强度钢轨一起，铺设在高负荷铁道实现线路上，

使车辆作通行试验，试验的结果表明，本发明的钢轨，在铺设初期，与车轮的磨合好。而且在通过250000000吨后，钢轨头顶面的损伤发生率为已有钢轨的1/6，不仅敷设初期，而且以后耐损伤性也比已有的钢轨要好。

由这些试验结果，可以清楚地知道，为了延长损伤寿命，如本发明中，采用分散车轮对钢轨头顶面的垂应力是很有效的。

过去，没有着眼于车轮作用于钢轨头部的接触应力，随位置不同而不同，所以没有控制钢轨头部磨损特性的先例，而本发明钢轨具有良好的耐磨损性及耐损伤性，随着今后较高刚性轨道的普及，为了降低轨道的维修费用，本发明的钢轨可望是很有效的。

利用本发明，能够抑制随着头部拉痕等过大接触应力的发生而产生的头顶部的损伤，从而延长钢轨的寿命。由此，在高负荷铁道急转弯段，采用水泥枕木等，作成高刚性铁道时易产生的问题可以得到解决，从而降低了铁道修费。由此，本发明的经济价值也是很高的。

表 1

	化 学 成 分 (重量%)											
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	V	sol Al	Fe
C-Mn 钢	0.77	0.23	0.90	0.019	0.008	—	—	—	—	—	0.004	其余
Cr-V 钢	0.76	0.23	0.91	0.019	0.008	—	0.30	—	—	0.04	0.003	其余
Cr-Mo-V钢	0.76	0.23	0.90	0.018	0.008	—	0.16	0.08	—	0.02	0.002	其余
Ni-Nb 钢	0.77	0.22	0.90	0.015	0.009	0.24	—	—	0.020	—	0.004	其余

表 2

	空气压力(公斤 / 平方厘米)		喷嘴孔个数比	
	头 顶 部	头 侧 部	头 顶 部	头 侧 部
实施例	0.8	2.2	0.7	1
已有技术例	2.2	2.2	1	1

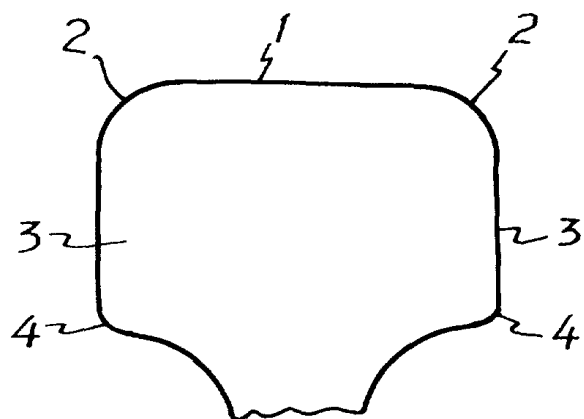


图 1

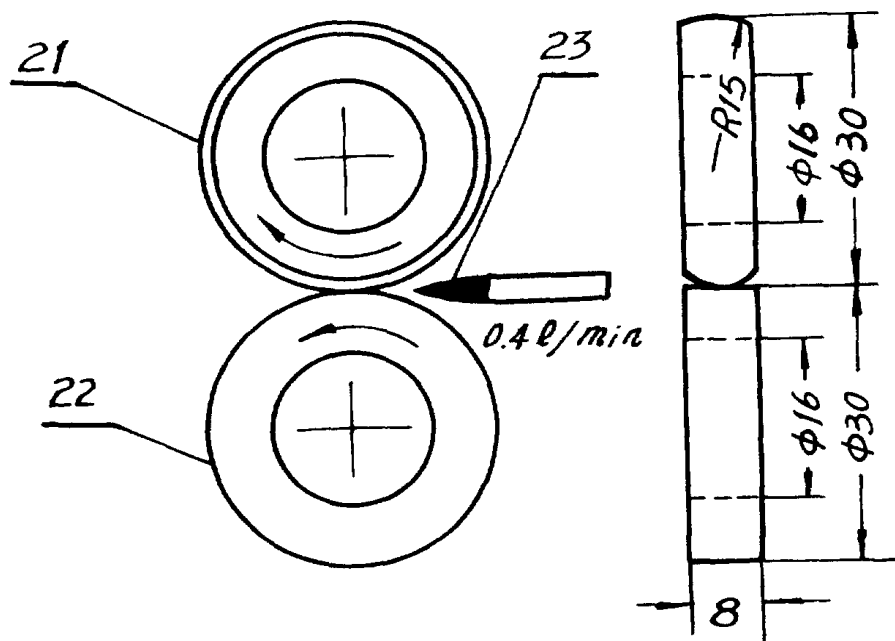


图 2

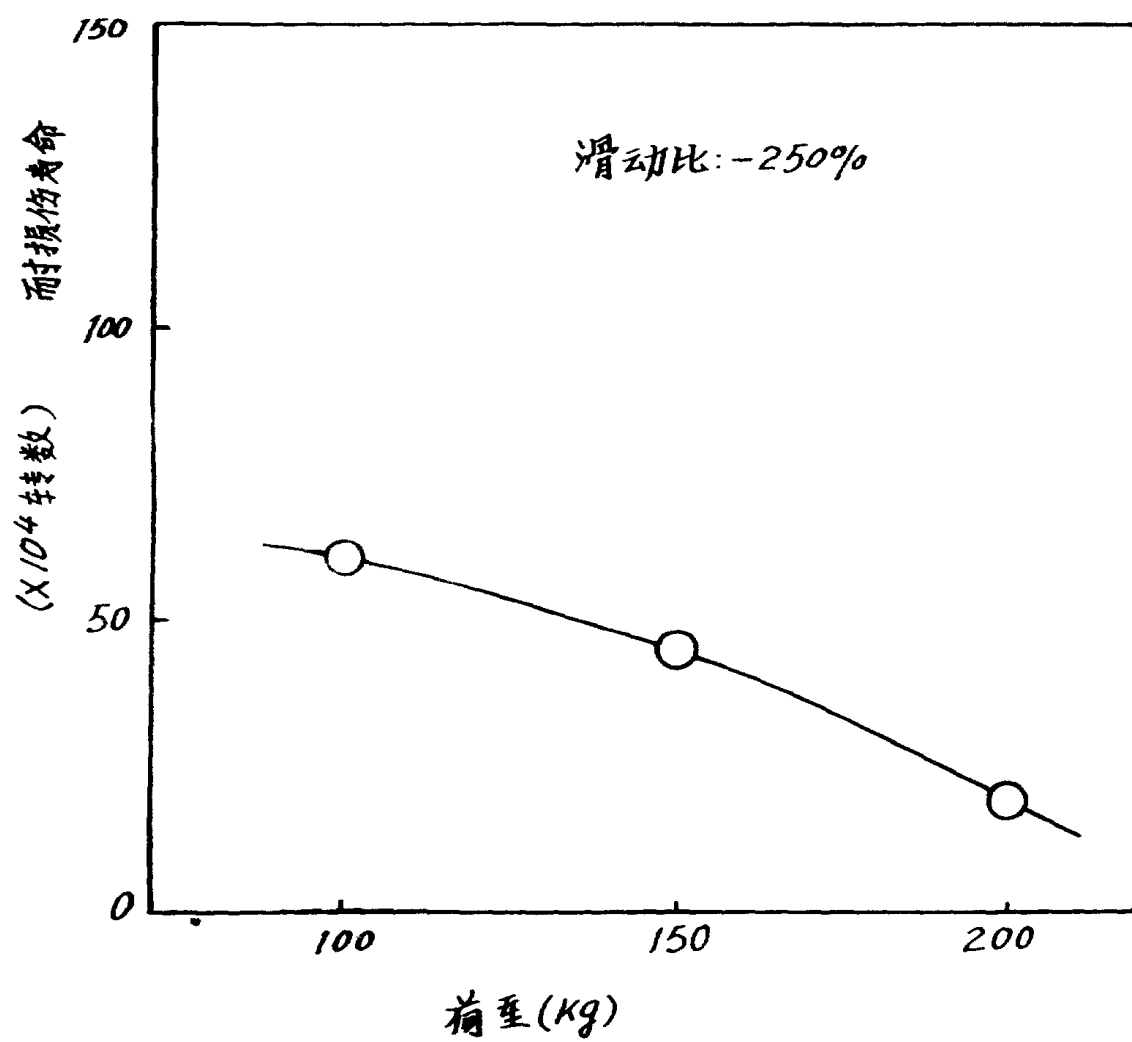


图 3

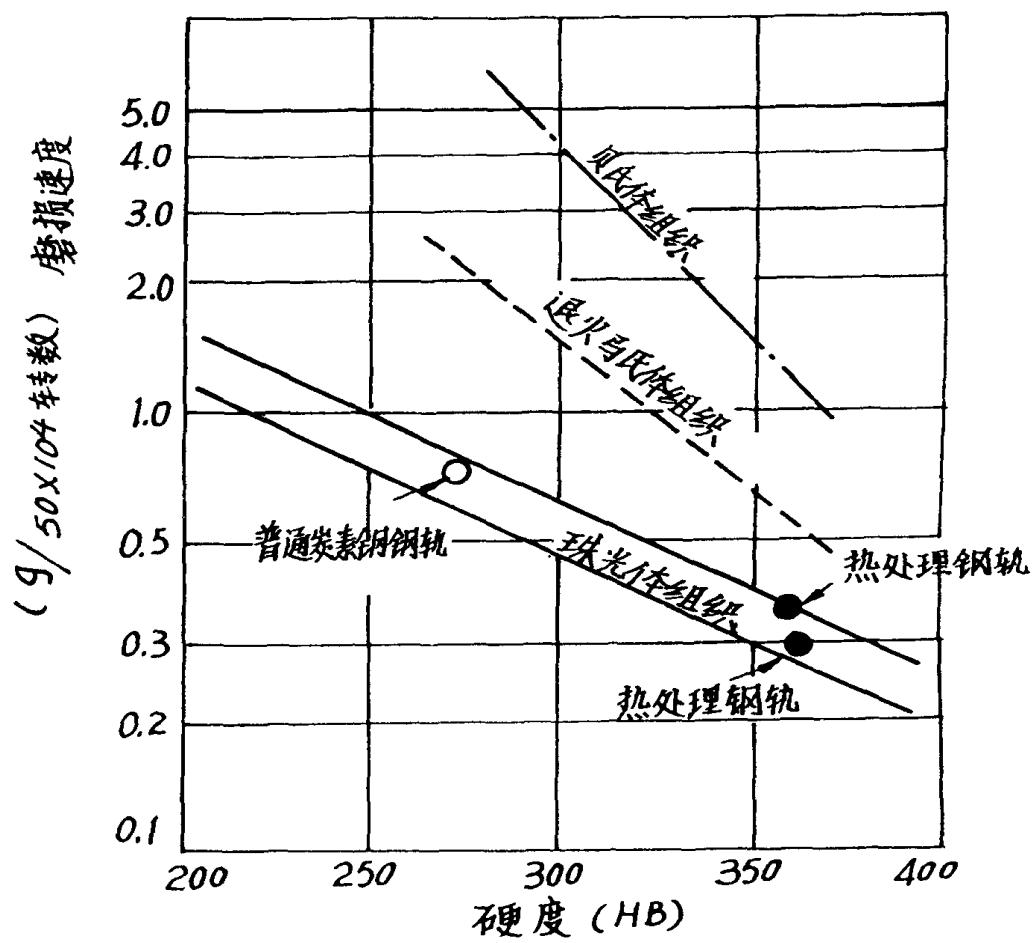


图 4

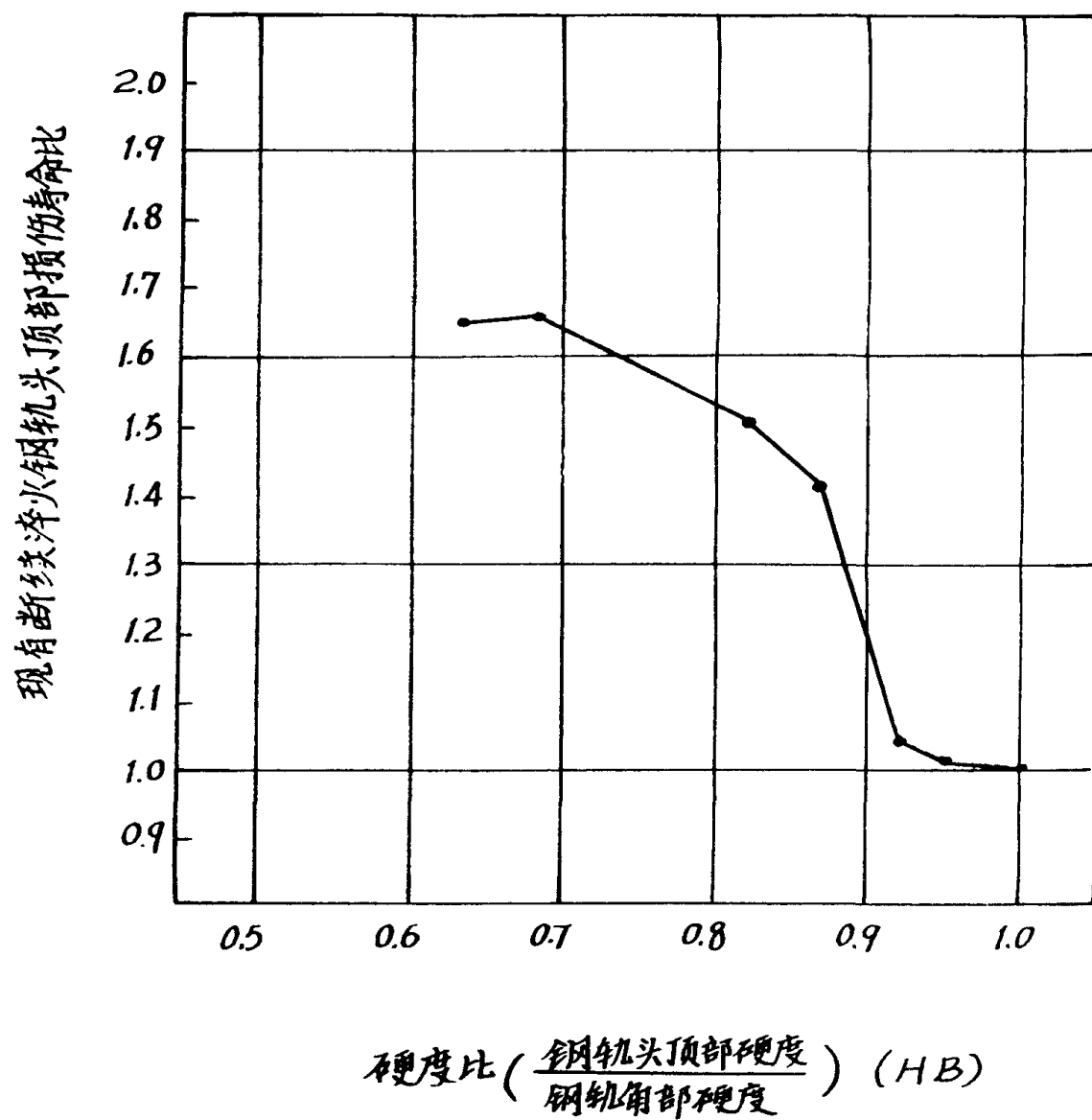


图 5

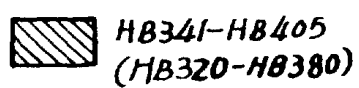
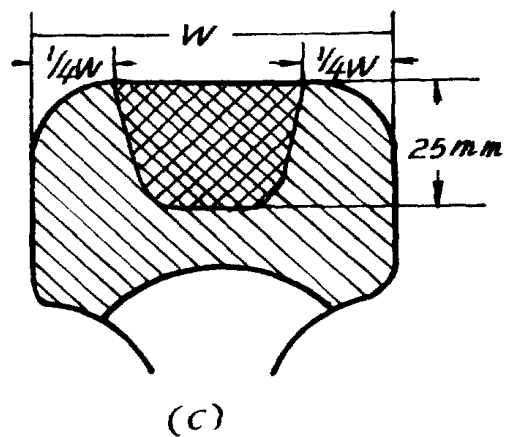
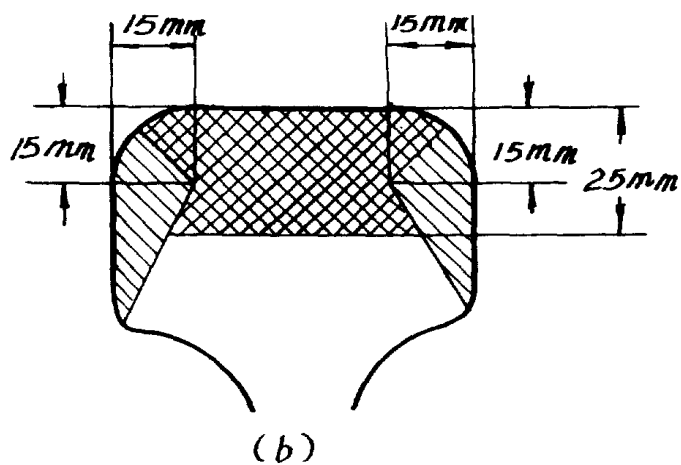
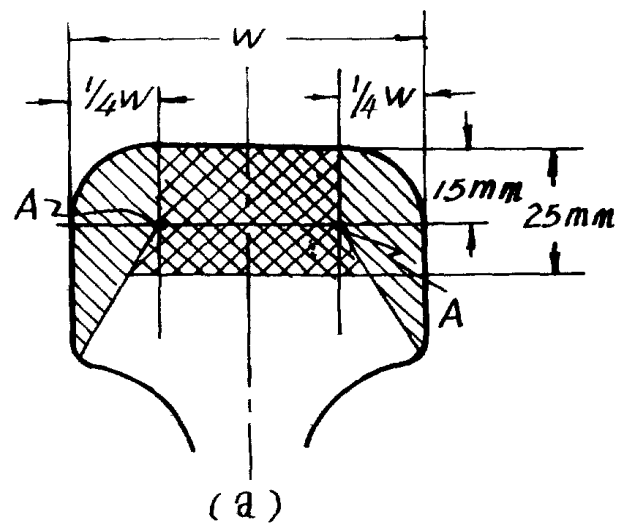


图 6

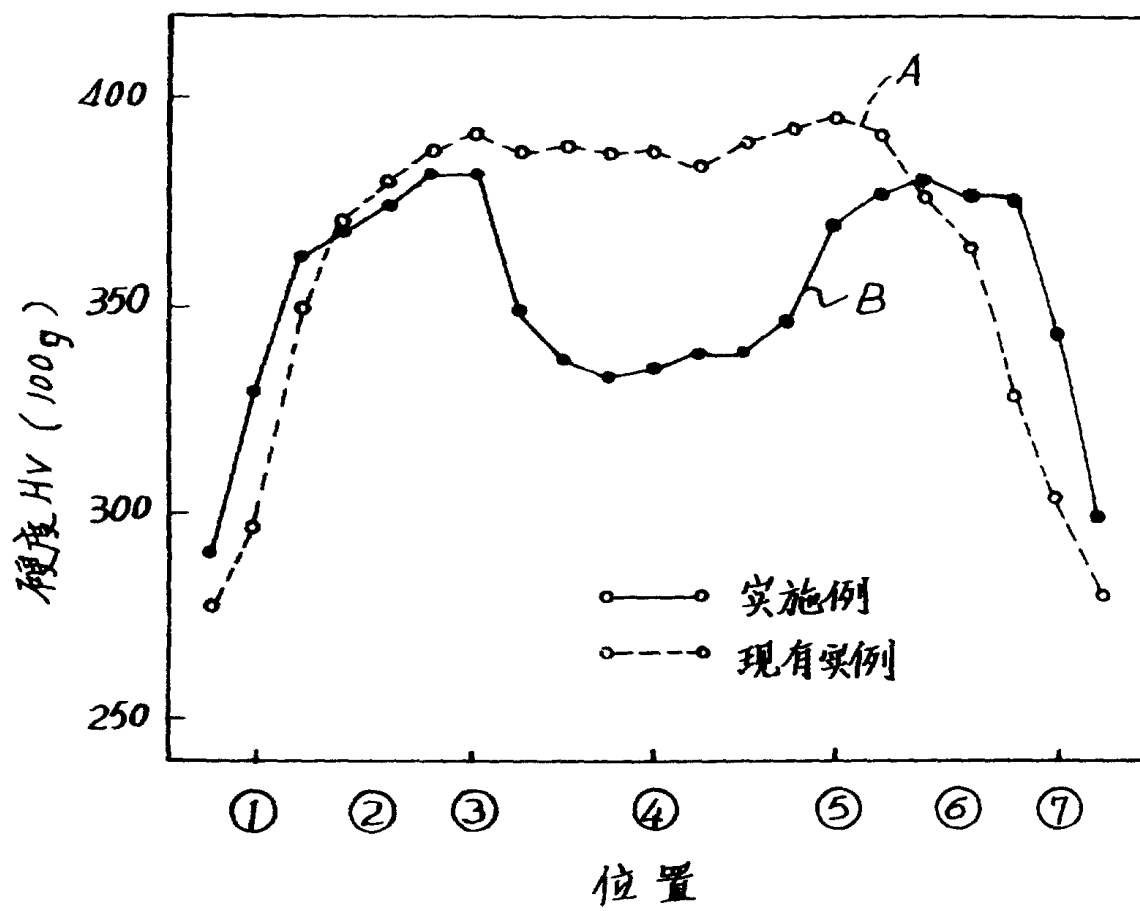
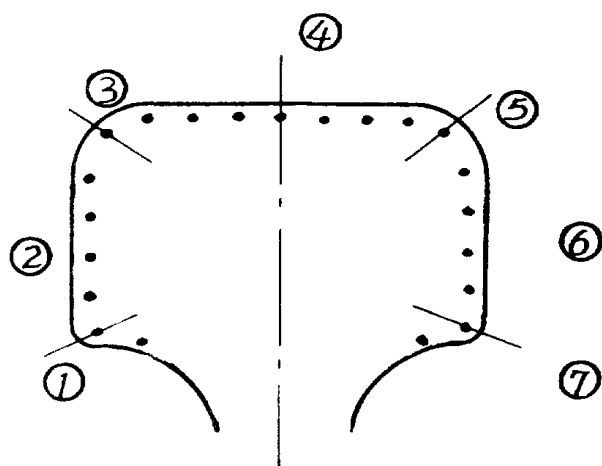
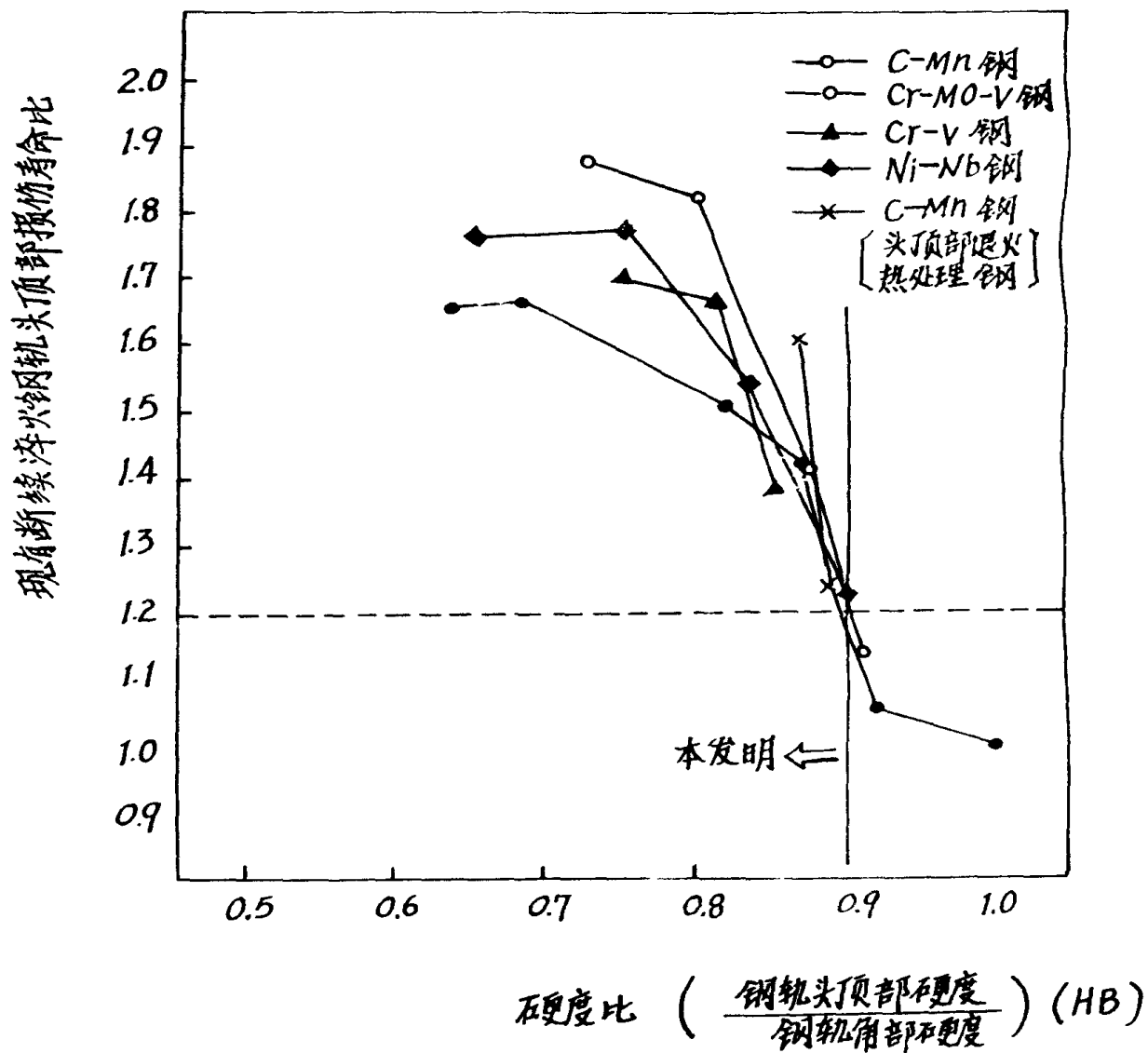


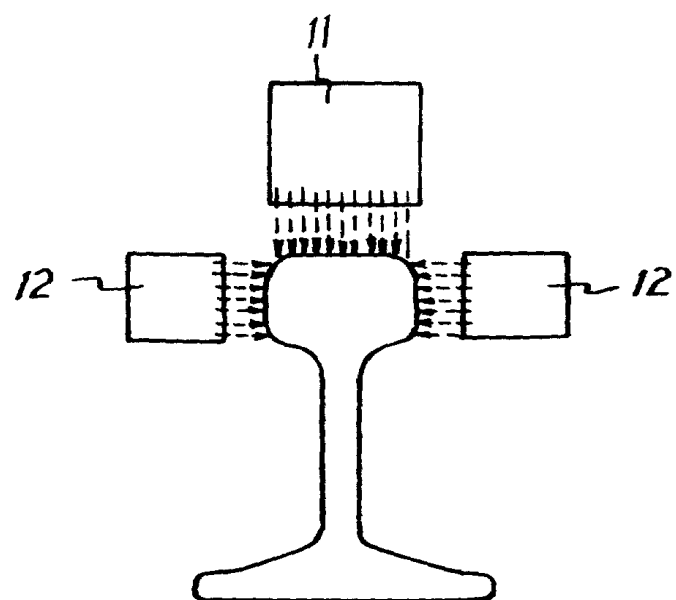
图 7



图

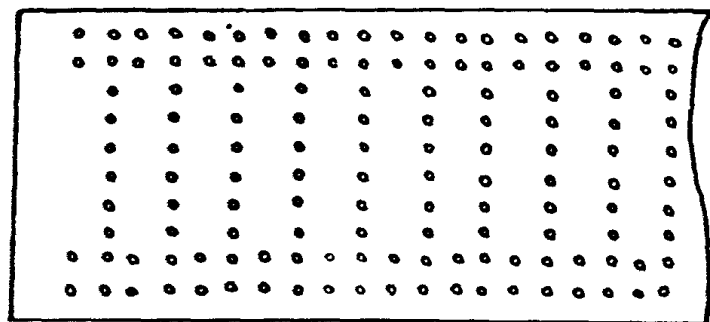
8





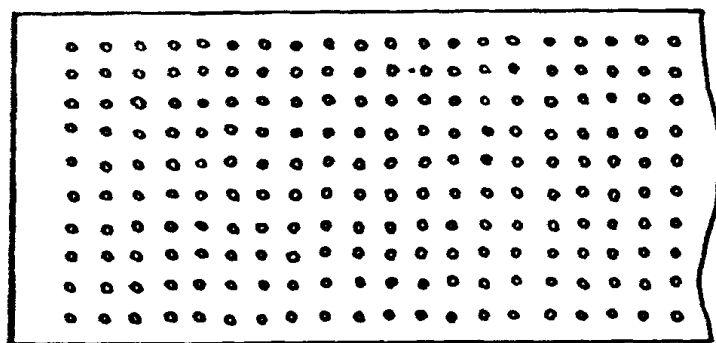
10

图 11a



钢轨纵向

图 11b



钢轨纵向