



(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 104245982 B

(45)授权公告日 2017.06.09

(21)申请号 201380020508.1

(22)申请日 2013.03.29

(65)同一申请的已公布的文献号

申请公布号 CN 104245982 A

(43)申请公布日 2014.12.24

(30)优先权数据

2012-094985 2012.04.18 JP

(85)PCT国际申请进入国家阶段日

2014.10.17

(86)PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2013/059684 2013.03.29

(87)PCT国际申请的公布数据

W02013/157376 JA 2013.10.24

(73)专利权人 日本发条株式会社

地址 日本神奈川县横滨市

(72)发明人 荒冈裕司 白石透 小野芳树

(74)专利代理机构 中国专利代理(香港)有限公司 72001

代理人 朱美红 李婷

(51)Int.Cl.

C22C 23/00(2006.01)

B21C 23/00(2006.01)

B22D 11/00(2006.01)

B22D 11/01(2006.01)

B22D 11/06(2006.01)

B22D 21/04(2006.01)

C22C 1/02(2006.01)

C22F 1/06(2006.01)

审查员 辛彩萍

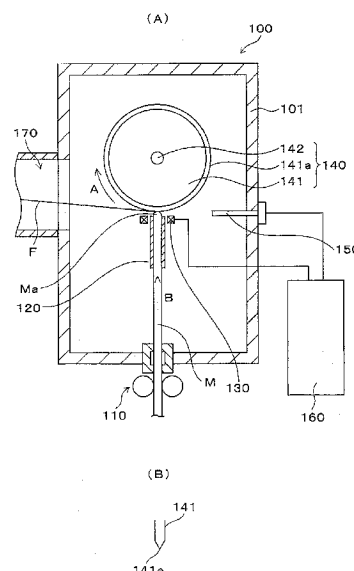
权利要求书2页 说明书13页 附图3页

(54)发明名称

镁合金部件及其制造方法

(57)摘要

提供一种镁合金部件,其通过同时满足延伸率和0.2%屈服强度,强度及加工性良好,并且在表面附近具备更高的强度及更大的压缩残留应力,适合在弯曲应力及/或扭转应力主要作用的制品中使用。一种由在弯曲应力及/或扭转应力主要作用的部件中使用的镁合金制的线材构成的部件,在其表面附近具有最高硬度170HV以上的部分,并且在线材内部具有550MPa以上的0.2%屈服强度和5%以上的延伸率,进而,表面附近的最大压缩残留应力为50MPa以上。



1. 一种镁合金部件,是由镁合金制的线材构成的部件,所述镁合金制的线材在弯曲应力及/或扭转应力主要作用的部件中使用,该镁合金部件的特征在于,

该线材在表面附近具有最高硬度170HV以上的部分,并且在线材内部具有550MPa以上的0.2%屈服强度和5%以上的延伸率,进而,该线材表面附近的最大压缩残留应力为50MPa以上,上述镁合金以原子%由Ni:2~5%、Y:2~5%、其余部:Mg及不可避免的杂质构成。

2. 一种镁合金部件,是由镁合金制的线材构成的部件,所述镁合金制的线材在弯曲应力及/或扭转应力主要作用的部件中使用,该镁合金部件的特征在于,

该线材在表面附近具有最高硬度170HV以上的部分,并且在线材内部具有550MPa以上的0.2%屈服强度和5%以上的延伸率,进而,上述线材的距表面0.1mm深度处的压缩残留应力为50MPa以上,并且,当将上述线材的从表面向深度方向的残留应力分布中的压缩残留应力的值为零的距表面的深度作为交叉点时,交叉点为0.2mm以上,上述镁合金以原子%由Ni:2~5%、Y:2~5%、其余部:Mg及不可避免的杂质构成。

3. 一种镁合金部件,是由镁合金制的线材构成的部件,所述镁合金制的线材在弯曲应力及/或扭转应力主要作用的部件中使用,该镁合金部件的特征在于,

该线材在表面附近具有最高硬度170HV以上的部分,并且在线材内部具有550MPa以上的0.2%屈服强度和5%以上的延伸率,进而,当将该线材的从表面向深度方向的残留应力分布中的压缩残留应力的值为零的距表面的深度作为交叉点时,从表面到交叉点的区域中的压缩残留应力的积分值 $I-\sigma_R$ 为7MPa·mm以上,上述镁合金以原子%由Ni:2~5%、Y:2~5%、其余部:Mg及不可避免的杂质构成。

4. 如权利要求3所述的镁合金部件,其特征在于,

上述线材的距表面0.1mm深度处的压缩残留应力为50MPa以上,并且交叉点为0.2mm以上。

5. 如权利要求1~4中任一项所述的镁合金部件,其特征在于,

上述线材表面附近的具有最高硬度的部分的用EBSD法测量出的平均结晶粒径为1 μ m以下。

6. 如权利要求1~4中任一项所述的镁合金部件,其特征在于,

表面最大粗糙度 R_z 为20 μ m以下。

7. 如权利要求1~4中任一项所述的镁合金部件,其特征在于,

上述线材的直径为3~13mm。

8. 如权利要求7所述的镁合金部件,其特征在于,

上述部件是弹簧。

9. 一种镁合金部件的制造方法,其特征在于,通过以下的工序,得到权利要求1~4中任一项所述的部件:

通过急冷凝固法制作起始材料的工序,所述起始材料由镁合金构成且呈箔带、箔片或细线的任一种形态;

烧结工序,将上述起始材料通过烧结接合并加压而成形坯子;

塑性加工工序,对上述坯子实施塑性加工而得到塑性加工材;

成形工序,将上述塑性加工材成形;

对成形后的上述塑性加工材赋予压缩残留应力的工序。

10. 一种镁合金部件的制造方法, 其特征在于, 通过以下的工序, 得到权利要求1~4中任一项所述的部件:

通过熔融金属提取法制作由镁合金构成的细线的工序;

烧结工序, 将上述细线通过烧结接合并加压而成形坯子;

挤压工序, 将上述坯子原样向压力机的容器装入, 对该坯子实施挤压加工而得到挤压材;

成形工序, 将上述挤压材成形;

对成形后的上述挤压材使用喷丸硬化处理而赋予压缩残留应力的工序。

镁合金部件及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及适合在弯曲应力及/或扭转应力主要作用的制品中使用的镁合金部件及其制造方法。

背景技术

[0002] 以往,在航空宇宙、车辆(汽车、摩托车、火车等)、医疗设备、福利设备、机器人等的各种各样的领域中,以功能扩充及性能提高、操作性提高等为目的,零件的轻量化要求较强。特别是,在以汽车为代表的车辆领域中,近年来,目的是以环境问题为背景的二氧化碳排出量的降低、即燃耗费改善的、对于该轻量化的要求逐年增加了严格度。

[0003] 并且,以车辆领域为中心,对于零件的轻量化的研究正在热烈开展,到目前为止,以通过组成改良或表面改性或它们的组合带来的钢的高强度化为中心开展了研究。例如,关于作为强度零件的代表的弹簧,高强度材料已经作为主流被使用,通过将氮化处理或喷丸硬化处理等表面改性技术组合,使疲劳强度进一步提高,结果,实现了作为弹簧的轻量化。但是,在钢中,以往的依赖于组成实现的高强度化正在接近于极限,不能期待今后的大幅的轻量化是实际情况。

[0004] 所以,对于进一步的轻量化,向以钛合金、铝合金、镁合金为代表的比重较小的轻合金的期待较大。其中,在实用金属中最轻的镁合金的比重为钢的约1/4、钛合金的约1/2.5、铝合金的约1/1.5,其轻量化效果较大,加上资源较丰富,希望向市场的较快普及。

[0005] 但是,以往的一般的镁合金的制品用途被限制。其最大的原因是起因于以往的一般的镁合金的强度较低,为了确保作为零件的强度,不能避免零件尺寸比到目前为止的钢零件的大型化。即,以往的镁合金难以兼顾轻量化和紧凑化,所以作为强度零件还没有被市场接受是现实情况。

[0006] 在这样的状况下,用于镁合金向强度零件的应用的高强度镁合金的研究被热烈地进行。例如,在专利文献1中,公开了下述技术:从Mg—Al—Zn—Mn—Ca—RE(稀土类元素)合金的熔融金属通过轮式铸造制造固体生成物,将该固体生成物通过拉拔加工压紧化,由此得到0.2%屈服强度为565MPa的镁合金部件。

[0007] 此外,在专利文献2中,公开了下述技术:通过将Mg—X—Ln(X为Cu、Ni、Sn、Zn的1种或2种以上,Ln为Y、La、Ce、Nd、Sm的1种或2种以上)合金从熔融金属急冷凝固而做成非晶质的箔带,得到硬度200HV以上的镁合金箔带。

[0008] 进而,在专利文献3中,公开了下述技术:通过将Mg—Al—Mn合金的铸造材或挤压材拉拔加工,得到拉伸强度250MPa以上且延伸率6%以上的镁合金线。

[0009] 专利文献1:特开平3—90530号公报

[0010] 专利文献2:特开平3—10041号公报

[0011] 专利文献3:特开2003—293069号公报。

发明内容

[0012] 在这些专利文献中表示的技术对于镁合金的高强度化是有效的。但是,专利文献1所公开的镁合金为了作为强度零件满足市场的要求,其机械性质不充分。例如,在设想了向弯曲应力及/或扭转应力主要作用的弹簧的应用的情况下,作为在维持与现行的钢制弹簧相同的尺寸的基础上实现轻量化的镁合金制的线材的强度,根据本发明者等的试算,需要在线材内部有550MPa以上的0.2%屈服强度、并且在线材表面附近有650MPa以上的0.2%屈服强度。此外,为了成形为螺旋弹簧等,在线材内部需要至少5%以上的延伸率。可是,专利文献1所公开的强度最高的0.2%屈服强度为565MPa的合金部件缺乏其延展性,仅具有1.6%的延伸率。另一方面,专利文献1所公开的延展性最好的合金部件的延伸率是4.7%,具有与在本发明中希望的值接近的延伸率,但其强度在0.2%屈服强度下缺乏为535MPa,不能满足要求。

[0013] 在专利文献2所公开的镁合金中,得到了170HV以上的硬度。该硬度根据本发明者等的试算,在上述线材表面是相当于650MPa以上的0.2%屈服强度的硬度。但是,在专利文献2中,关于表示延展性的特性完全没有公开。专利文献2所公开的镁合金大量含有稀土类元素,并且由50%以上的非晶质相构成,所以其延展性非常缺乏,可以容易地设想不能得到充分的延伸率。进而,非晶质相是热不稳定的,有通过环境温度等的外因而容易地结晶化的缺点。非晶质相和结晶相的混相合金根据其相的比例而特性较大地不同,所以在生产中难以稳定地生产特性均质的制品,并且从市场中的品质保证的困难看,向工业制品的应用也不适当。

[0014] 在专利文献3所公开的镁合金中,具有延伸率为6%以上的充分的延展性。但是,拉伸强度最大也只是479MPa,在上述线材内部不能满足550MPa以上的0.2%屈服强度。

[0015] 此外,为了弯曲应力及/或扭转应力主要作用的零件的疲劳强度提高,通过喷丸硬化等对表面赋予压缩残留应力是有效的。但是,在以往的镁合金中,由于其屈服应力(即,0.2%屈服强度)较低,所以难以对于疲劳强度的提高得到充分的压缩残留应力。例如,即使对以往的镁合金通过喷丸硬化赋予压缩残留应力,也只能赋予50MPa左右以下的压缩残留应力。

[0016] 这样,以往的镁合金不能将设想了弯曲应力及/或扭转应力主要作用的强度零件(例如弹簧)的情况下需要的0.2%屈服强度和延伸率全部满足,疲劳强度也不充分。因而,本发明的目的是通过同时满足处于0.2%屈服强度和延伸率的权衡的关系的特性,提供一种强度及成形性(以下,只要没有特别否定,就意味着在弯曲加工或卷绕加工等中需要的延展性)良好、并且具备更高的表面强度及大小的表面压缩残留应力、适合在弯曲应力及/或扭转应力主要作用的制品中使用的镁合金部件及其制造方法。

[0017] 本发明是一种由在弯曲应力及/或扭转应力主要作用的部件中使用的镁合金制的线材构成的部件,其特征在于,在该线材表面附近具有最高硬度170HV以上的部分,并且在线材内部具有550MPa以上的0.2%屈服强度和5%以上的延伸率,进而,线材表面附近的最大压缩残留应力为50MPa以上。

[0018] 此外,本发明是一种由在弯曲应力及/或扭转应力主要作用的部件中使用的镁合金制的线材构成的部件,其特征在于,在该线材表面附近具有最高硬度170HV以上的部分,并且在线材内部具有550MPa以上的0.2%屈服强度和5%以上的延伸率,进而,当将从线材表面向深度方向的残留应力分布中的压缩残留应力的值为零的距线材表面的深度作为交叉点时,从线材表面到交叉点的区域中的压缩残留应力的积分值 I_{-or} 为7MPa·mm以上。

[0019] 所谓部件的线材表面附近,表示从部件的线材最表面到约 $d/10$ (d 是线材的直径)深度的范围,由于在该线材表面附近具有最高硬度170HV以上的部分,所以如上述那样,在部件的线材表面附近满足650MPa以上的0.2%屈服强度。在本发明中,随着从该线材表面附近朝向中央部而屈服应力(即,0.2%屈服强度)平缓地逐渐减小,但在线材内部也具有550MPa以上的0.2%屈服强度,并且具有5%以上的延伸率。

[0020] 这样,在本发明中,由于具有线材内部的高强度高延展性区域和线材表面附近的更高强度区域,所以通过具有对于弯曲应力及/或扭转应力主要作用的零件适当的机械的性质的分布,能够满足0.2%屈服强度和延伸率的处于权衡的关系的特性。进而,由于在线材表面附近最大压缩残留应力充分高为50MPa以上,所以能够抑制部件的以线材最表面为起点的龟裂的发生,耐疲劳特性提高。在此情况下,例如可以通过喷丸硬化赋予压缩残留应力,由于线材表面附近的屈服应力较高,所以能够得到这样的较大的压缩残留应力。如果线材表面附近的最大压缩残留应力不到50MPa,则难以得到充分的疲劳强度。另外,线材表面附近的最大压缩残留应力更优选的是100MPa以上。

[0021] 此外,根据本发明,由于部件的从线材表面到交叉点的区域中的压缩残留应力的积分值 I_{-or} 为7MPa·mm以上,所以不仅是部件的线材表面,对于线材内部也赋予较大的压缩残留应力,不仅是部件的线材表面,还能够更有效地抑制以线材内部为起点的龟裂的发生。如果压缩残留应力的积分值 I_{-or} 不到7MPa·mm,则难以充分得到该效果。另外, I_{-or} 优选的是10MPa·mm以上,更优选的是20MPa·mm以上。

[0022] 在本发明中,优选的是,部件的距线材表面0.1mm深度处的压缩残留应力为50MPa以上,并且交叉点为0.2mm以上。满足该条件的部件由于部件的从线材表面到深处被赋予较大的压缩残留应力,所以不仅是部件的线材表面,还能够更有效地抑制以线材内部为起点的龟裂的发生。如果部件的距线材表面0.1mm深度处的压缩残留应力不到50MPa、并且交叉点不到0.2mm,则没有对部件的线材内部赋予充分的压缩残留应力,难以得到较高的疲劳强度。另外,0.1mm深度处的压缩残留应力更优选的是100MPa以上。

[0023] 此外,本发明的镁合金部件优选的是,以原子%由Ni:2~5%、Y:2~5%、其余部:Mg及不可避免的杂质构成。以下,说明材料组成及其数值的限定理由。

[0024] Ni:2~5原子%

[0025] 对于镁合金的强度和延展性的提高,以往作为第1添加元素而主要添加Zn。但是,通过Zn的添加,对于高强度和高延展性的兼顾是不充分的。所以,作为第1添加元素优选的是添加Ni。Ni与Zn相比,对高强度且高延展性作用的效果较大。

[0026] Y:2~5原子%

[0027] 通过较大地有利于高强度及高延展性的Ni的添加,得到本发明作为目标的高强度也并不容易。所以,作为第2添加元素优选的是添加Y。通过Y的添加,形成高强度的Mg-Ni-Y类的化合物相。此外,Y对于Mg的溶化度较高,对 α -Mg相的固溶强化也是有效的。并且,通过与用急凝固法制造起始材料的组合,如后述那样,能够达成更高强度化。

[0028] 在Ni不到2原子%、Y不到2原子%的情况下,表面附近的最高硬度达不到充分的硬度,对于弯曲应力及/或扭转应力主要作用的强度零件,强度并不充分。另一方面,在Ni超过5原子%且Y超过5原子%的情况下,加工性显著变差,在挤压加工时断裂。这是因为,通过Ni和Y的添加,形成的高硬度的化合物相的量变多并且其大小粗大化,结果,变形阻力增大并且

韧性下降,导致断裂。

[0029] 另外,本发明的镁合金并不限于由Mg、Ni、Y的3元素的组成。也可以以Mg、Ni、Y为主成分、再以结晶粒微细化或耐腐蚀性提高等为目的添加第3添加元素,在此情况下,例如Zr或Al等是有效的。

[0030] 接着,本发明的镁合金部件的制造方法的特征在于,通过以下的工序,得到上述部件:通过急冷凝固法制作起始材料的工序,所述起始材料由镁合金构成且呈箔带、箔片或细线的任一种形态;烧结工序,将起始材料通过烧结接合而成形坯子;塑性加工工序,对坯子实施塑性加工而得到塑性加工材;将塑性加工材成形的工序;对成形后的塑性加工材赋予压缩残留应力的工序。

[0031] 在本发明中,优选的是使用通过急冷凝固法而由镁合金构成的呈箔带、箔片或细线的任一种形态的上述材料组成的起始材料。由此,专利文献1中的作为一方法记载的在使用比面积较大的粉末的情况或使用由更活性的材料组成构成的合金的情况下需要的起始材料的成形后的瞬间的向容器内的填充及罐装那样的工序不再需要。

[0032] 此外,作为制造本发明的镁合金部件的一方法,可以采用通过以下的工序得到上述部件的制造方法:通过熔融金属提取法制作由镁合金构成的细线的工序;烧结工序,将细线通过烧结接合而成形坯子;挤压工序,将坯子原样向压力机的容器装入,对该坯子实施挤压加工而得到挤压材;将挤压材成形的工序;对成形后的挤压材使用喷丸硬化处理而赋予压缩残留应力的工序。

[0033] 在本发明中,通过将没有罐装的坯子直接挤压加工,能够得到部件的线材内部的高强度高延展性区域并且在部件的线材表面附近得到更高强度区域。此外,部件的线材内部的高强度高延展性区域和表面附近的更高强度区域逐渐相连,作为机械性质不具有清晰的边界,这对于受到反复的应力的疲劳特别优选。在两区域具有清晰的边界的情况下,通过硬度(或弹性应变)差而其界面成为破坏起点的可能性变高,而通过两区域不具有清晰的边界而逐渐相连,能够避免其界面成为破坏起点的危险性。并且,在本发明中,由于将坯子原样向压力机的容器装入,所以与进行罐装的情况相比工序被缩短,还能够便宜地制造。

[0034] 另外,本发明的镁合金部件适合于例如以汽车为代表的车辆用零件,为了满足其要求规格,在部件中使用的线材的直径优选的是3~13mm。例如,本发明是使用直径为3~13mm的线材的弹簧。

[0035] 本发明的镁合金部件的线材具有较高的表面强度和成形性。由此,通过在弯曲应力及/或扭转应力主要作用的成形零件中使用,在与以往的钢制零件比较的情况下,能够不被迫进行零件尺寸的大型化而实现大幅的轻量化。具体而言,例如作为汽车零件,具有在重量上所占的比例较大的座椅框架及需要高强度的弹簧(悬架弹簧、阀弹簧、离合器扭转弹簧、扭杆、稳定器)等中能够应用的强度和成形性。

附图说明

[0036] 图1是表示在实施方式中使用的金属细线制造装置的剖视图。

[0037] 图2是表示在实施方式中使用的挤压装置的侧剖视图。

[0038] 图3是表示本发明的实施例的残留应力测量分布的一例的曲线图。

[0039] 图4是表示本发明的实施例的距部件的线材表面的距离与残留应力值的关系的曲

线图。

具体实施方式

[0040] 1. 起始材料的制作工序

[0041] 制作以原子%由Ni:2~5%,Y:2~5%,其余部:Mg及不可避免的杂质构成的镁合金的起始材料。作为其方法,使用单辊法、熔融纺线法、熔融金属提取法等急冷凝固法,制作呈箔带、箔片或细线中的任一种形态的材料。与凝固速度较慢的一般的铸造法相比,用急冷凝固法制作的箔带、箔片或细线中的各添加元素向 α -Mg相的固溶量较多。因此,即使各元素的添加量相同,也能够实现通过固溶强化带来的高强度化。此外,在急冷凝固法中结晶粒变得微细。结晶粒的微细化有利于强度提高并且使延展性也提高,加上固溶强化,对于机械性质整体的提高是有效的。

[0042] 另外,一般作为由急冷凝固构成的起始材料使用的以雾化法为代表的急冷凝固粉末不适合作为本发明的起始材料。Mg由于是活性的,所以如果暴露在大气中,则容易在表面上形成很薄的氧化膜。在比面积较大的粉末中,其氧化膜的总面积与本发明的箔带、箔片或细线相比非常大。这里,在考虑将得到的粉末先暴露在大气中、接着烧结的工序的情况下,形成在表面上的氧化层阻碍粉末彼此的接触面处的接合。此外,即使被接合,氧化物或氧化物分解后的氧也大量被取入到内部。这样,在比面积较大的粉末中,容易导致接合不良或因氧化物或氧的混入带来的脆化,与使用箔带、箔片或细线的情况相比特性下降。并且,为了避免该问题,需要粉末成形后瞬间的罐装工序,结果,难以如后述那样在塑性加工(例如挤压加工)后的线材中实现表面附近的高强度化。

[0043] 此外,在粉末状态下伴随着粉尘爆炸的危险,所以在实用上不能将活性的镁合金粉末在大气中处置。即,在使用粉末时,下述连续的真空工艺或惰性气体环境工艺中的罐装工序为必须的:不将在真空或惰性气体环境中制作出的粉末暴露在大气中,而在连续的一系列的具有真空或惰性气体环境的装置内填充到铜制等的金属鞘中,在惰性气体环境的情况下再将金属鞘的中脱气,然后封闭。在真空或惰性气体环境下进行到罐装的设备中,对于能够制作的制品尺寸的制约较大。即,对于采用本发明的制品,例如汽车用弹簧(悬架弹簧、阀弹簧、离合器扭转弹簧、扭杆、稳定器)或座椅框架这样的大小的零件,使使用粉末的由真空工艺或惰性气体环境工艺构成的一系列连续的工艺作为工业上的大量生产工艺成立可以说很困难。

[0044] 图1表示作为用来制作起始材料的一机构的金属细线制造装置100(以下,简称作“装置100”)的概略结构,图1(A)是装置100整体的概略结构的侧剖视图,图1(B)是在装置100中使用的旋转的圆板141的周缘141a的剖视图。图1(B)是图1(A)的纸面垂直方向的侧剖视图。

[0045] 装置100是使用熔融金属提取法的金属细线的制造装置。在使用熔融金属提取法的装置100中,通过将杆状的原材料M的上端部熔融、使该熔融材料Ma与旋转的圆板141的周缘141a接触,将熔融金属材料Ma的一部分沿圆板圆周的大致切线方向拉出并急冷,由此形成镁合金细线F。这里,作为原材料M而使用Mg-Ni-Y类的镁合金,制造例如线径为200 μ m以下的镁合金细线F。镁合金细线F的线径没有被特别限定,可以根据生产率及其后的工序中的处置性等的观点而适当选择。另外,对于各添加元素向 α -Mg相的固溶量及组织微细化,

通过使线径为200 μ m以下的范围,能够得到充分的效果。

[0046] 装置100如图1所示,具备能够密闭的腔室101,在腔室101内设有原材料供给部110、原材料保持部120、加热部130、金属细线形成部140、温度计测部150、高频发生部160及金属细线回收部170。

[0047] 在腔室101内,为了防止氧或氮等与熔融材料Ma反应,作为环境气体而使用例如氩气等惰性气体。原材料供给部110例如设在腔室101的底部,使原材料M以规定速度朝向箭头B方向移动而向原材料保持部120供给。原材料保持部120具有防止熔融材料Ma向径向的移动的功能及将原材料M向细线形成部140的正确的位置导引的导引功能。

[0048] 原材料保持部120是筒状部件,设在原材料供给部110与金属细线形成部140之间的圆板141的下侧。加热部130是产生磁通的高频感应线圈,所述磁通用来通过将原材料M的上端部熔融而形成熔融材料Ma。作为原材料保持部120的材质,优选的是没有与熔融材料Ma的反应的材质。作为原材料保持部120的实用性的材质,例如优选的是石墨。

[0049] 金属细线形成部140使用绕旋转轴142旋转的圆板141从熔融材料Ma形成镁合金细线F。圆板141例如由热传导率较高的铜或铜合金构成。在圆板141的外周部,如图1(B)所示,形成有呈V字状的周缘141a。

[0050] 温度计测部150计测熔融材料Ma的温度。高频发生部160向加热部130供给高频电流。将高频发生部160的输出基于由温度计测部150计测出的熔融材料Ma的温度调整,将熔融材料Ma的温度保持为一定。金属细线回收部170将由金属细线形成部140形成的金属细线F收容。

[0051] 在上述结构的装置中,首先,原材料供给部110使原材料M向箭头B方向连续地移动,向原材料保持部120供给。加热部130将原材料M的上端部通过感应加热熔融而形成熔融材料Ma。接着,将熔融材料Ma朝向向箭头A方向旋转的圆板141的周缘141a连续地送出,熔融材料Ma接触在圆板141的周缘141a上,一部分被向圆板141的圆周的大致切线方向拉出并急冷,形成镁合金细线F。由此形成的镁合金细线F在圆板141的圆周的大致切线方向上延伸,被位于其前侧的金属细线回收部170收容。

[0052] 2. 烧结

[0053] 将制作出的起始材料通过烧结成形为塑性加工用的坯子。烧结的方法可以使用气体环境烧结、真空烧结或放电等离子烧结等、通过无加压或加压烧结来制作。此外,烧结后的坯子的特性及品质影响作为然后被实施塑性加工的制品的特性及品质。由此,为了成形清洁度更高、组织均匀且气孔较少的致密的坯子,优选的是通过真空热压机(HP)的烧结,所述真空热压机(HP)具有加压机构且能够在真空或惰性气体环境中烧结。通过在真空或惰性气体环境中一边加热一边加压,能够得到几乎不存在气孔的坯子。

[0054] 烧结在例如HP的情况下,是在真空容器的内部配置加热室、在加热室的内部配置模子的方式,使压力机压头能够在加热室内在上下方向上移动,所述压力机压头从设在真空容器的上侧的压力缸突出,安装在压力机压头上的上冲头被插入到模子中。向这样构成的HP的模子填充作为起始材料的镁合金细线F,使真空容器内成为真空或惰性气体环境,升温到规定的烧结温度。并且,通过插入在模子中的上冲头将镁合金细线F加压烧结。

[0055] 在该烧结工序中,优选的是在加热温度:350~500℃、加热时间:10分钟以上、加压力:25MPa以上进行,通过这样的条件,能够得到镁合金细线彼此的接触点处的烧结充分地

进行的坯子。进而,更优选的是在加热时间30分钟以上、加压力40MPa以上进行,通过这样的条件,能够得到镁合金细线彼此的接触点处的烧结充分地进行并且气孔率不到10%的致密的坯子。另外,在加热温度不到350℃的情况下,细线彼此的接触点处的烧结没有充分进行,此外存在较多的气孔。即使成为了经过然后的塑性加工工序的制品,烧结不充分的细线彼此的接触点及细线彼此的未烧结界面残留,结果强度下降,所以加热温度优选的是350℃以上。此外,在加热温度超过500℃的情况下,细线彼此的接触点处的烧结充分进行,也几乎不存在气孔。但是,在超过500℃的加热温度下组织粗大化,即使成为经过了然后的塑性加工工序的制品,也得不到微细组织。结果,难以得到充分的强度的镁合金线材,所以加热温度优选的是500℃以下。

[0056] 这里,在起始材料是粉末的情况下,需要在罐装工序中的封闭前进行烧结。但是,设置真空或惰性气体环境的一系列的装置成为大规模,并且在封闭的装置中粉末向模或金属鞘的均匀的填充并不容易,结果,致密的烧结体的制作变困难。即,在使用粉末的情况下,需要在大气暴露前进行罐装,并且,该金属鞘内的烧结体成为粉末彼此的烧结不充分、此外存在较多气孔且密度不均匀的烧结体。进而,在将金属鞘除去的情况下,由于与表面连通的气孔有许多一直存在到内部,所以不能避免直到内部都暴露在大气中。因而,作为坯子的状态也不能将金属鞘除去,在接着的塑性加工工序中,不得不进行罐装的状态下的加工。

[0057] 3. 塑性加工

[0058] 从坯子向线材的加工作为温加工而通过以拉拔加工、轧制加工、挤压加工、锻造为代表的塑性加工进行。适当的温度和加工度(截面减小率)下的塑性加工发生因动态再结晶带来的组织微细化及加工硬化,对于镁合金的高强度化是有效的。其中,对于作为弯曲应力及/或扭转应力主要作用的线材,拉拔加工或挤压加工更优选。根据这些塑性加工方法,能够得到作为线材所需的不可或缺的均匀的截面形状,并且对于线材表面能够导入比内部大的应变。结果,线材表面附近的组织更微细化,与线材内部的特性不同地实现表面的更高强度化。

[0059] 本来,强度和延伸率处于权衡的关系。到目前为止,对于通过使用粉末的方法等实现组织的微细化、达成高强度化的镁合金进行了各种研究,但都是虽然具有高强度的组织而在延展性上存在问题,因其延展性的缺乏,所以有向零件形状的成形较困难的不良状况。并且,在使用粉末的情况下,由于在外装着金属鞘的状态下加工,所以加工中的应变被优先地向作为最表层的金属鞘导入。因而,不能得到在本发明中能得到那样的线材表面附近高强度化的效果。

[0060] 此外,在将坯子用铸造物制作的情况下,即使是具有与本发明同样的组成的镁合金也不能实现高强度化。这是因为,在铸造物中原本的 α -Mg相结晶粒是粗大的,并且析出的化合物相也较粗大,所以变形阻力较大和应变的积累较大共同作用,在成为微细组织之前达到剪切破坏。此外,由于添加元素向 α -Mg相的固溶量也较少,所以由 α -Mg相的固溶强化带来的高强度化的效果也缺乏。相对于此,在从组织微细的箔带、箔片或细线制作的坯子的情况下,通过在适当的加热温度下烧结,其烧结后的组织也还是微细的,所以变形阻力较小。因而,由于变形能力良好,所以在塑性加工中能够在低温下导入较大的应变,由于能够较多地积蓄作为再结晶的驱动力的内部能量,所以能够得到更微细的组织。此外,由于添加元素向 α -Mg相的固溶量也较多,所以固溶强化的效果也较大,加上微细组织,能够实现

高强度化。

[0061] 图2是表示在作为塑性加工而采用挤压加工时使用的挤压装置200的图。在图2中，附图标记205是外模，附图标记210是收容在外模205中的容器。容器210呈筒状，在其一端面侧在同轴上配置有下模220。在容器210与下模220之间配置有冲模230。此外，在容器210中滑动自如地插入着冲头240。进而，在容器210的外周上配置有加热器260。

[0062] 在上述结构的挤压装置200中，如果向容器210内装入预先被加热的坯子B，则冲头240下降，将坯子B压缩。将压缩后的坯子B一边通过冲模230缩径一边向下模220内的空间挤压而形成线材。

[0063] 由上述那样的挤压装置进行的挤压优选的是在坯子B的加热温度：315~335℃、挤压比：5~13、冲头240的前进速度：2.5mm/秒以下进行。通过这样的条件，因引发动态再结晶带来的组织微细化和因应变导入带来的加工硬化变得适当，形成线材内部为高强度且高延展性、线材表面附近为更高强度的塑性加工件。即，部件的线材表面附近的最高硬度是170HV以上，线材内部具有550MPa以上的0.2%屈服强度且5%以上的延伸率，能够得到对于弯曲应力及/或扭转应力主要作用的强度零件适合的塑性加工材。

[0064] 另外，在坯子B的加热温度不到315℃时，因变形阻力较大，所以在挤压加工中引起困难，导致挤压加工中的断裂或线材表面处的表皮粗糙或裂纹的发生。此外，即使能够加工，该线材也高强度化进展而延展性受损，不能得到作为成形性需要的5%以上的延伸率。另一方面，如果加热温度超过335℃，则难以充分得到因动态再结晶带来的组织的微细化效果和因应变导入带来的加工硬化效果。结果，在部件的线材表面附近难以得到充分的硬度。

[0065] 这里，挤压加工中的条件并不限定于上述范围及后述实施例中的值，应主要着眼于部件的线材内部的高强度高延展性和线材表面附近的更加高强度化的确保而在适当的范围中设定。即，塑性加工中的应变的导入及动态再结晶的引发受材料组成、加工率、加工温度等的复杂的关系影响，通过根据理论、经验、实验适当地设定条件来导致。

[0066] 另外，塑性加工材的线材表面附近的硬度最高的部分的通过EBSD法测量的 α -Mg相的平均结晶粒径优选的是1 μ m以下。周知的是，以霍尔-佩奇(Hall-Petch)法则为代表，结晶粒的微细化较大地有利于高强度化，此外，结晶粒的微细化对于反复应力作用的疲劳零件的表面的初始裂纹发生抑制也是有效的。关于后述的实施例中的表面附近的最高硬度为170HV以上的本发明例，其表面附近的 α -Mg相的平均结晶粒径为1 μ m以下非常微细，不仅是耐静态强度，对于耐疲劳强度也是优选的。

[0067] 4. 成形工序

[0068] 对于塑性加工材，也可以向希望的制品形状进行成形。例如，也可以使用一般的卷绕机向弹簧形状进行成形。

[0069] 5. 压缩残留应力赋予工序

[0070] 接着，对成形后的塑性加工材实施喷丸硬化处理，赋予压缩残留应力。喷丸硬化处理优选的是将平均弹丸尺寸设为0.01~0.5mm、将投射压力设为0.1~0.5MPa来进行。此外，弹丸材质没有被特别限定，优选的是比被加工材硬的材料。通过设为这样的喷丸硬化条件，能够有效地对塑性加工材赋予较大且较深的压缩残留应力。

[0071] 另外，如果平均弹丸尺寸不到0.01mm、或投射压力不到0.1MPa，则难以得到较大且较深的压缩残留应力。此外，在投射压力超过0.5MPa的情况下或平均弹丸尺寸超过0.5mm的

情况下,塑性加工材的线材表面粗糙度变大,容易发生以表面为起点的破坏。另外,从该观点看,喷丸硬化后的线材的表面最大粗糙度(R_z)优选的是20μm以下。在表面最大粗糙度超过20μm的情况下,容易发生以表面为起点的疲劳破坏。另外,弹丸尺寸、投射压力、投射时间等喷丸硬化条件并不限于上述,只要通过希望的压缩残留应力分布调整就可以。

[0072] 通过以上的工序制造本发明的镁合金部件。由于部件的线材表面附近的硬度较高,所以能够有效地赋予压缩残留应力,线材表面附近的最大压缩残留应力是50MPa以上。此外,从部件的线材表面到交叉点的区域中的压缩残留应力的积分值I-_{OR}为7MPa·mm以上。进而,距部件的线材表面0.1mm深度处的压缩残留应力是50MPa以上,并且交叉点是0.2mm以上。由于这样被赋予了较大且较深的压缩残留应力,所以成为耐疲劳性良好的结构。

实施例

[0073] 以下,通过具体的实施例更详细地说明本发明。首先,匹配于规定的铸造物尺寸称量铸造物制作用的各元素原料,以成为希望的镁合金成分,使用各元素原料通过真空熔化制作铸造物。将铸造物的成分表示在表1中。在真空熔化中,使用石墨制的坩埚和铜合金制的金属模。接着,以制作出的铸造物为原材料,使用图1所示的装置100通过熔融金属提取法成形出细线。在通过熔融金属提取法进行的细线成形中,使用石墨制的原材料保持部和铜合金制的圆板,在通过Ar气置换得到的惰性气体环境中,成形出平均线径60μm的细线。

[0074] 将成形出的细线不罐装而原样填充到石墨制的烧结模中,通过HP烧结,制作出直径:15mm、长度:50mm的坯子和直径:33mm、长度:50mm的坯子。另外,通过HP进行的烧结在通过Ar气置换得到的惰性气体环境(环境气体压力0.08MPa)下,以烧结温度300~525℃、加压压力50MPa进行。

[0075] 使用图2所示的挤压装置200,将制作出的坯子加工为线材。具体而言,使用石墨类的润滑剂(日本アチソン制,OILDAG-E),设为挤压比3~15、挤压速度(冲头240的前进速度)0.01~5mm/秒、表1中同时记载的挤压温度300~425℃的范围,分别对直径15mm的坯子使用内径16mm的容器210和孔径5mm的冲模230(挤压比10),对直径33mm的坯子使用内径35mm的容器210和匹配于各挤压比的孔径20mm(挤压比3)、孔径15.5mm(挤压比5)、孔径11mm(挤压比10)、孔径9.7mm(挤压比13)、孔径9mm(挤压比15)的冲模230,制作出线材(No.1~30)。此外,为了比较,对于铸造物的坯子也进行挤压加工而制作出线材(No.31~33)。还准备直径5mm的市售的镁合金AZ31(No.34)。

[0076] 另外,在表1中,所谓“坯子形态”,表示到挤压前的坯子为止的制法,所谓“细线烧结体”,表示通过将细线烧结而制作出的坯子,所谓“铸造物”,表示作为原材料的铸造物的原状的坯子。此外,在表1中还同时记载挤压结果。在表1中,“×”表示在挤压加工中断裂、在挤压后不能得到线材者,“△”表示虽然能够得到线材但在其表面上通过目视确认了表皮粗糙或裂纹者,“○”表示得到了没有表皮粗糙及裂纹的良好的线材者。

[0077]

[表1]

No.	材料组成 (at%)			坯子形态	烧结温度 (°C)	容器内径 (mm)	挤压比	挤压温度 (°C)	挤压速度 (mm/s)	挤压结果
	Mg	Ni	Y							
1	93.5	3.0	3.5	圆线坯	400	φ35	10	300	0.05	×
2								305		×
3								310		△
4								315		○
5								320		○
6								325		○
7								330		○
8								335		○
9								340		○
10								350		○
11								375		○
12								400		○
13	98.0	1.0	1.0					325		○
14	96.0	2.0	2.0							○
15	90.0	9.0	5.0							○
16	93.5	3.0	3.5		300					○
17					350					○
18					450					○
19					500					○
20					525					○
21					400	φ18		325		○
22								350		○
23						φ35	2	325		○
24							5			○
25							13			○
26							15			×
27							10		0.01	○
28									0.5	○
29									2.5	○
30									5	△
31	93.5	3.0	3.5	棒状物	—			375	0.05	×
32					—			400		△
33					—			425		○
34	AZ31			延展材	—	—	—	—	—	—

[0078] 在如上述那样准备的各线材中,对于挤压结果为“△”和“○”者,如以下这样调查各性质。将其结果表示在表2中。

[0079] 对于各线材进行拉伸试验。在拉伸试验中,从直径5mm的线材,通过机械加工制作平行部直径1.6mm的试验片,从直径9mm以上的线材,通过机械加工制作平行部直径3mm的试验片。并且,对各试验片使用万能材料试验机(インストロン制,型号5586),在室温下以试验速度0.5mm/分钟进行拉伸试验。根据拉伸试验结果求出0.2%屈服强度及延伸率。

[0080] 关于线材的硬度,进行树脂埋入,以使挤压后的线材的横截面露出,通过机械研磨进行镜面精加工,准备试验片,使用维氏硬度试验机(フューチュアテック制,FM-600)进行测量。此时,在试验载荷25gf下测量挤压材横截面的径向的分布,求出中心部硬度及表层部最高硬度。

[0081] 进而,对于上述各线材使用直压式喷砂装置(新东工业制,MY-30AP),将平均弹丸尺寸0.05mm的玻璃珠(不二制作所制,FGB#300)以投射压力0.3MPa以覆盖范围为100%以上的方式投射,赋予压缩残留应力。在喷丸硬化后,使用二维检测机搭载X线衍射装置(ブルカー・エイエックスエス(株)制,D8 DISCOVERwithGADDS/TXS),用Cr管球(准直器直径1mm)以测量时间600秒进行残留应力的测量。另外,作为衍射线,使用Mg(112)衍射线($2\theta=113.843^\circ$)计算残留应力。

[0082] 此时,对于线材使用硝酸盐酸混合溶液进行线材表面的整面化学研磨后进行上述测量,通过重复该处理而求出深度方向的残留应力分布,根据其结果求出距表面0.1mm的深度处的压缩残留应力分布及交叉点CP。此外,压缩残留应力积分值I-OR通过将深度与残留应力的关系图中的从表面到交叉点的压缩残留应力积分来计算。另外,作为一例,将No.7的试料的残留应力分布表示在图3中。

[0083] 此外,测量线材表面附近的 α -Mg相的平均结晶粒径。 α -Mg相的平均结晶粒径的测量原样使用在硬度试验中使用的试验片,在通过利用FE-SEM(电场放射型扫描电子显微镜,日本电子制:JSM-7000F)的EBSD法(电子线后方散射衍射装置,TSL社制)在挤压后的线材的横截面中的表面附近得到最高硬度的位置,对于本发明例以分析倍率10000倍进行测量,对于比较例(No.33、34)以分析倍率2000倍进行测量。

[0084]

[表2]

No.	0.2% 屈服 强度 (MPa)	延伸率 (%)	硬度 (HV)		压缩残留应力 (-MPa)		CP (mm)	L _{OR} (MPa·mm)	表面 粗糙度 Rz (μ m)	α -Mg 相平均 结晶粒径 (μ m)	备注
			中心	表面侧 最高	最表面	距表面 0.1mm					
3	670	4.0	169	166	200.3	169.3	0.23	27.8	18.75	-	比较例
4	663	5.0	159	180	214.5	178.5	0.24	30.9	10.71	0.21	本发明例
5	643	5.2	158	182	216.9	181.5	0.35	40.8	10.35	0.26	本发明例
6	620	5.3	160	181	215.3	183.2	0.23	30.2	10.98	0.23	本发明例
7	613	5.9	154	178	210.5	179.3	0.28	33.8	10.18	0.59	本发明例
8	580	6.2	152	170	206.3	172.5	0.29	33.8	9.83	0.35	本发明例
9	583	6.4	148	168	200.5	169.5	0.22	27.1	11.38	-	比较例
10	532	6.7	141	155	189.1	158.6	0.28	30.1	10.58	-	比较例
11	510	10.3	138	155	188.5	154.3	0.29	30.1	10.34	-	比较例
12	493	13.3	137	140	169.4	138.3	0.27	25.6	10.13	-	比较例
13	540	7.2	144	159	188.3	158.9	0.22	25.4	11.69	-	比较例
14	582	6.0	154	173	206.5	175.3	0.21	27.2	10.35	0.27	本发明例
15	660	5.1	185	183	226.9	186.4	0.29	36.3	9.66	0.20	本发明例
16	422	3.8	164	165	199.8	165.3	0.24	28.1	12.35	-	比较例
17	579	5.2	163	173	203.5	176.8	0.23	29.2	10.13	0.36	本发明例
18	623	5.5	161	183	219.1	183.6	0.22	29.4	10.19	0.62	本发明例
19	601	6.1	159	174	206.3	176.7	0.21	27.4	10.34	0.76	本发明例
20	483	8.2	143	152	181.1	155.8	0.22	24.9	9.54	-	比较例
21	645	5.0	158	175	206.5	176.9	0.25	31.0	10.44	0.33	本发明例
22	633	5.1	144	159	190.8	157.8	0.26	28.4	10.32	-	比较例
23	483	7.7	136	142	172.8	145.5	0.24	24.7	10.57	-	比较例
24	551	7.0	153	172	205.6	173.8	0.28	33.9	11.56	0.69	本发明例
25	656	5.0	159	177	211.0	177.5	0.21	27.5	10.39	0.33	本发明例
27	615	5.4	161	182	218.6	186.7	0.25	32.7	10.78	0.30	本发明例
28	622	5.2	158	176	205.8	178.9	0.23	29.5	10.95	0.19	本发明例
29	625	5.2	159	179	214.6	174.8	0.26	33.2	13.57	0.53	本发明例
30	600	5.1	158	155	189.5	155.3	0.26	28.0	19.84	-	比较例
32	408	10.6	109	129	135.4	125.6	0.29	24.5	21.13	-	比较例
33	399	10.0	102	120	136.7	129.5	0.28	24.4	12.69	6.76	比较例
34	206	24.0	57	62	31.2	25.5	0.19	3.6	14.17	8.75	比较例

[0085] 在表2中,线材的表面附近的最高硬度为170HV以上、内部的0.2%屈服强度为550MPa以上且延伸率为5.0%以上、距表面0.1mm处的压缩残留应力为50MPa以上、I-OR为7MPa·mm以上者是本发明例(No.4~8、14、15、17~19、21、24~29)。与从铸造物或延展材的坯子制作的比较例(No.32~34)相比,本发明例的强度显著较高,线材内部具有0.2%屈服强度为551MPa以上、并且延伸率为5%以上的高强度高延展性区域。此外,在这些本发明例中,

在线材的表面附近,具有最高硬度为170HV以上、满足650MPa以上的0.2%屈服强度的更高强度区域。并且,内部的高强度高延展性区域与表面附近的更高强度区域逐渐相连,不具有清晰的边界,作为线材整体强度及韧性良好,并且具有充分的成形性。

[0086] 进而,在本发明例中,最表面的压缩残留应力较大,距表面0.1mm深度处的压缩残留应力也为170MPa以上,表面附近的压缩残留应力较大。进而,CP为0.2mm以上, $I-\sigma_R$ 为27MPa·mm以上,从线材表面到内部得到了较大的压缩残留应力。因而,在弯曲应力或/及扭转应力作用的情况下,也能够得到较高的疲劳强度。

[0087] 在No.1、2的试料中,如表1所示,由于挤压温度(坯子的加热温度)较低,所以变形阻力较大,在挤压加工中断裂而不能得到线材。此外,在No.3的试料中,虽然得到了线材,但在其表层看到了表皮粗糙或裂纹的发生,并且该线材的内部高强度化进展而延展性受损,不能得到作为成形性所需的5%以上的延伸率。

[0088] 另一方面,在No.9~12、22中,由于挤压温度超过了335℃,所以由动态再结晶带来的组织的微细化和由应变导入带来的加工硬化不充分。结果,表面附近的最高硬度不到170HV,在向弯曲应力及/或扭转应力主要作用的强度零件的应用中表面附近的屈服应力不充分。此外,在No.13的试料中,由于Ni及Y的含有量较少为1.0原子%,所以 α -Mg相的固溶强化和高强度的Mg-Ni-Y类化合物相的析出量缺乏,结果,不能得到表面附近的最高硬度170HV。

[0089] 在No.16的试料中,由于烧结温度不到350℃,所以致密的坯子的制作较困难。在坯子中较多存在即使经过作为下个工序的塑性加工工序也难以除去的作为挤压后的线材为缺陷的细线彼此的未接合界面,此外,镁合金细线彼此的接触点处的接合程度也不充分,所以虽然能够看到硬度的提高,但关于0.2%屈服强度及延伸率不能得到充分的特性。此外,在No.20的试料中,由于烧结温度超过了500℃,所以在烧结时对于高强度化有效的相被分解,并且结晶粒粗大化,表面附近的硬度不到170HV。

[0090] 在No.23的试料中,由于挤压比低于5,所以由应变导入带来的加工硬化不充分,表面附近的最高硬度不到170HV。在No.26的试料中,由于挤压比超过了13,所以在高强度化的另一方面,其韧性下降,在挤压加工时断裂。此外,在No.30的试料中,由于挤压速度超过了2.5mm/秒,所以通过导致润滑的不充分等,在线材表面发生挤裂那样的表皮粗糙。通过这样的表皮粗糙,将加工应变释放,虽然在内部中确保了600MPa的0.2%屈服强度且5.1%的延伸率,但表面附近的硬度不到170HV。

[0091] 在No.31、32的试料中,由于是铸造物,所以 α -Mg相较粗大,并且析出的化合物相也较粗大。因此,变形阻力较大且应变的积蓄较大,在No.31的试料中在挤压加工中断裂,在No.32的试料中通过挤压加工在线材的表层发生了表皮粗糙或裂纹。另外,在No.33的试料中,由于挤压温度较高,所以虽然没有达到挤压加工中的断裂,但没有得到充分的特性。此外,在No.34的试料中,由于是市售的延展材,所以虽然是高延展性,但不能得到高强度,其他特性也没有得到充分的值。

[0092] 另外,如表2所示,在本发明例中, α -Mg相的平均结晶粒径是0.19~0.76 μ m,与作为比较例的No.33、34的试料的6.76、8.75 μ m相比是很微细的。显然,该微细的结晶粒有利于表面附近的硬度的提高。

[0093] 接着,在作为本发明例的No.7及作为比较例的No.34的条件下,使投射压力为0.1

~0.5MPa的范围,其他条件与上述同样,进行喷丸硬化而制作出试料。并且,通过与上述同样的方法进行残留应力分布测量。将其结果表示在表3及图4中。

[0094]

[表3]

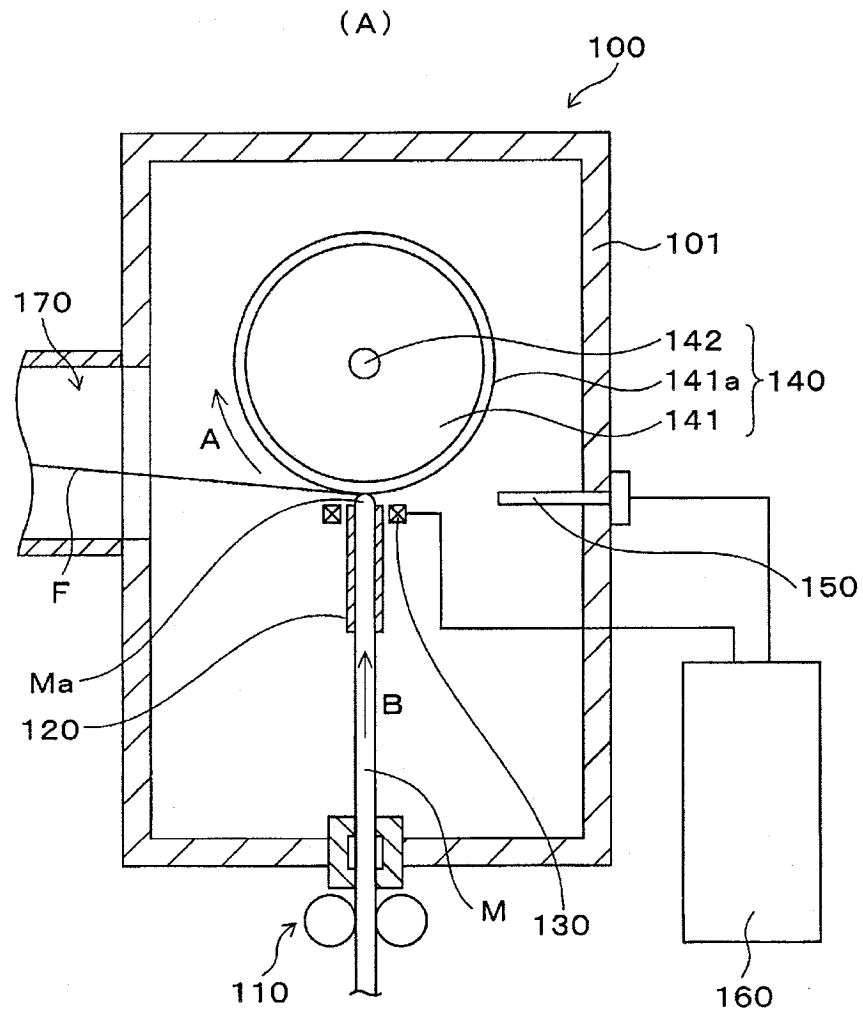
No.	材料组成 (at%)			SP 喷射压 (MPa)	压缩残留应力 (-MPa)			CP (mm)	I _{OR} (MPa·mm)	表面 粗糙度 R _z (μm)
	Mg	Ni	Y		最表面	最大值	距表面 0.1mm			
7-1	93.5	3.0	3.5	未实施	-10.2	7.2	4.8	-	-	5.21
7-2	1	1	1	0.1	171.5	171.5	125.0	0.26	22.6	8.18
7-3	1	1	1	0.3	210.5	210.5	179.3	0.28	33.8	10.18
7-4	1	1	1	0.5	206.5	206.5	189.6	0.28	35.9	15.12
34-1	AZ31			未实施	-5.7	4.8	5.8	-	-	2.33
34-2	1			0.1	43.5	43.5	15.5	0.18	2.2	7.78
34-3	1			0.3	31.2	37.4	25.5	0.19	3.8	14.17
34-4	1			0.5	33.8	39.2	37.2	0.24	6.3	11.18

[0095] 通过实施喷丸硬化处理,能够对线材表面赋予压缩残留应力。结果,与喷丸硬化前相比,能够使在弯曲应力或/及扭转应力作用的情况下需要的疲劳强度提高。根据表3及图4可知,与作为比较例的No.34的试料相比,作为本发明例的No.7的试料能够得到较深且较大的压缩残留应力。并且,在喷射压力为0.1~0.5MPa的范围中,在距表面0.1mm的深度处为50MPa以上,CP为0.2mm以上,I_{OR}为7MPa·mm以上,能够在将表面粗糙度R_z抑制为20μm以下的同时得到高疲劳强度。

[0096] 另外,在上述中,对塑性加工材实施喷丸硬化而得到线材,但可以在将塑性加工材成形为希望的制品形状后,通过喷丸硬化处理赋予压缩残留应力,在此情况下,也能够得到与上述同样的效果。

[0097] 产业上的可利用性

[0098] 本发明的镁合金线材适合于弯曲应力及/或扭转应力主要作用的高强度零件。通过使用由本发明的镁合金的线材构成的部件,在与以往的钢零件比较的情况下能够大致不伴随零件尺寸的大型化而实现大幅的轻量化。例如,作为汽车零件,在重量上所占的比例较大的座椅框架及需要高强度的弹簧(悬架弹簧、阀弹簧、离合器扭转弹簧、扭杆、稳定器)等中轻量化的效果较大。



(B)

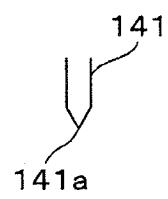


图 1

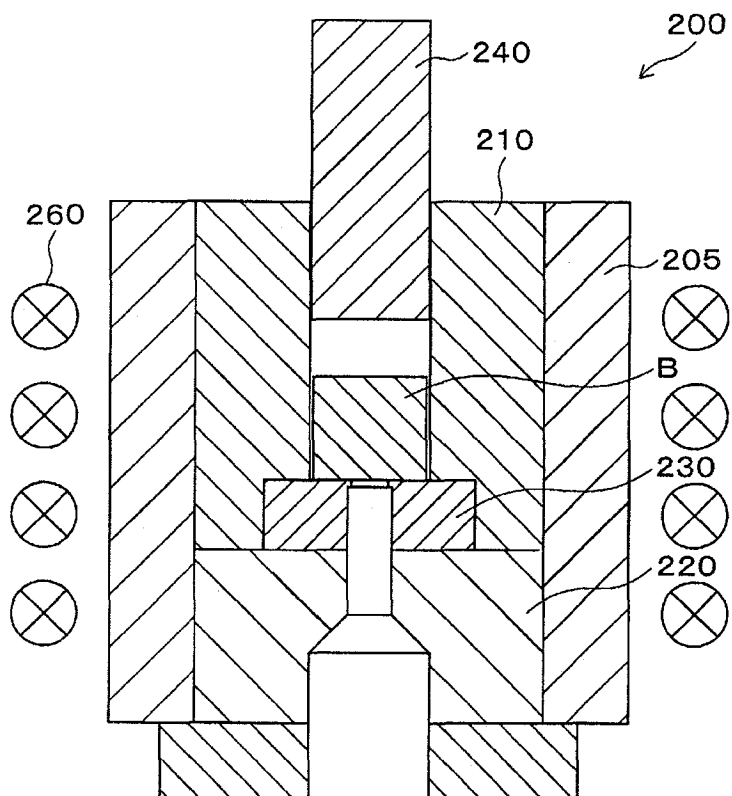


图 2

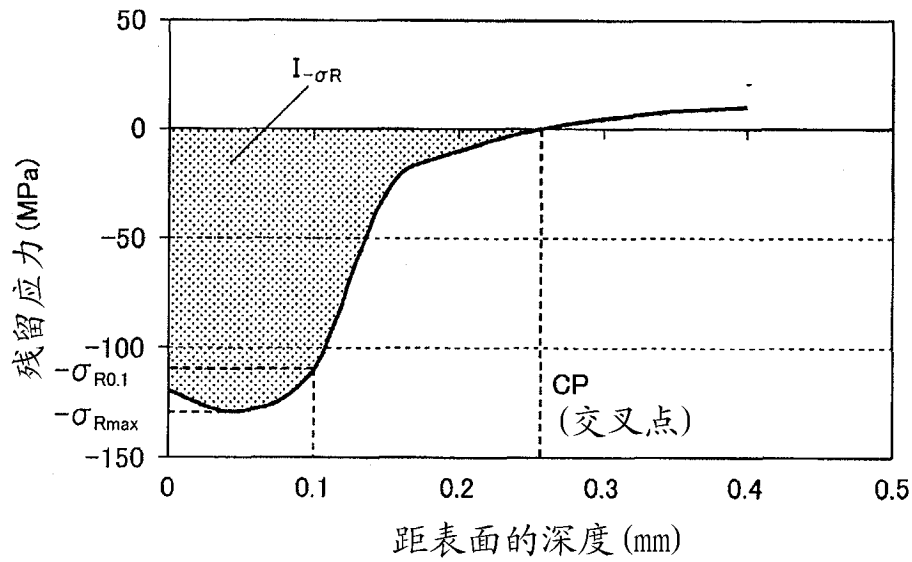


图 3

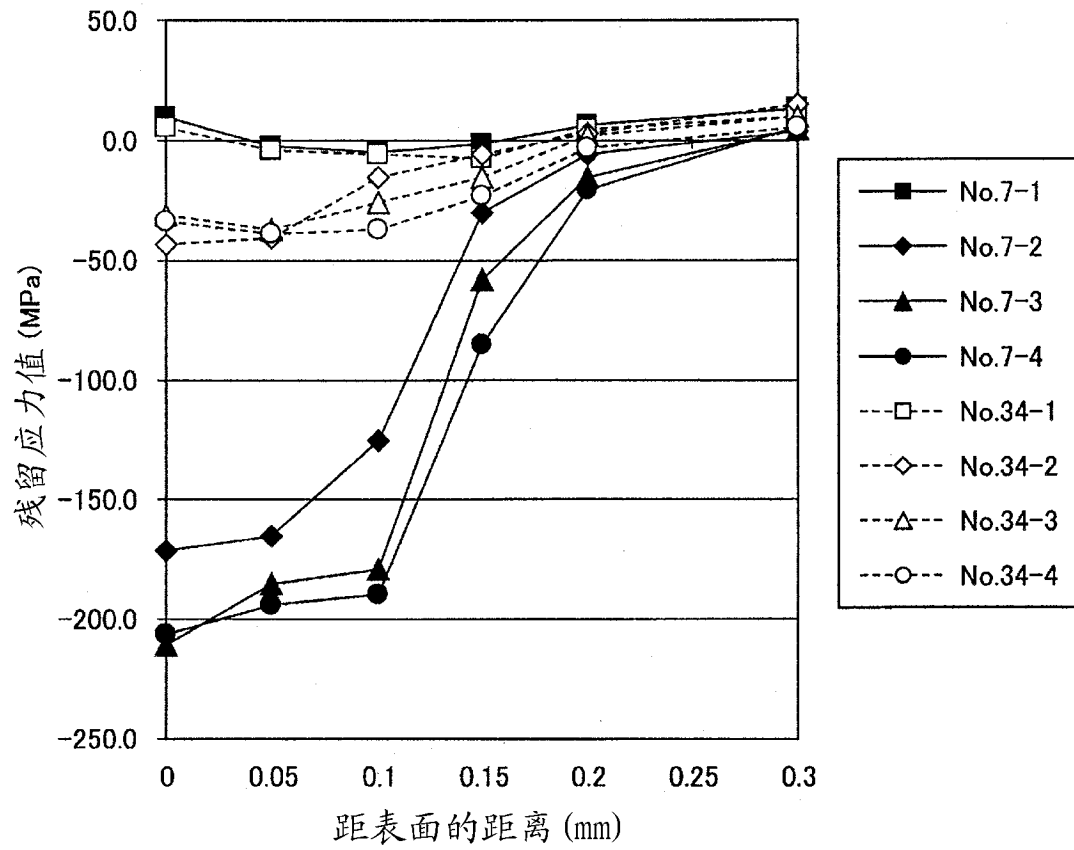


图 4