[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl.
B23K 31/12 (2006.01)

[12] 发明专利说明书

专利号 ZL 200480012167.4

[45] 授权公告日 2009 年 7 月 8 日

[11] 授权公告号 CN 100509253C

[22] 申请日 2004.4.1
[21] 申请号 200480012167.4
[30] 优先权
[32] 2003. 4. 1 [33] US [31] 60/459,341
[86] 国际申请 PCT/US2004/010035 2004.4.1
[87] 国际公布 WO2004/090288 英 2004.10.21
[85] 进入国家阶段日期 2005.11.4
[73] 专利权人 纳米钢公司
地址 美国佛罗里达
[72] 发明人 D·J·布拉那根
[56] 参考文献
US4642446A 1987.2.10
CN86106790A 1987.7.15
US5183991A 1993.2.2
US5183992A 1993.2.2
审查员 庄丽丽
[74] 专利代理机构 中国国际贸易促进委员会专利商标事务所
代理人 蔡胜有

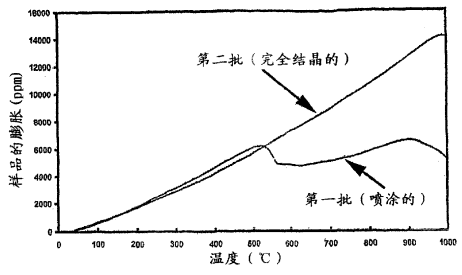
权利要求书 3 页 说明书 15 页 附图 2 页

[54] 发明名称

焊接物的受控热膨胀以提高韧性

[57] 摘要

提供一种制备具有提高了的韧性的金属覆层的方法。 这种金属覆层可以是焊接物，金属涂层或者类似的应用。 该方法包括，当可形成玻璃的金属合金处于熔融或者半熔融态时，将此合金应用到衬底上。 在金属合金覆层和衬底之间的界面上，衬底金属至少部分熔融，并与该合金结合形成冶金结合。当该金属合金冷却时，其经历大的相对热收缩程度。 在衬底和合金之间的冶金结合限制了合金在与衬底界面处的收缩。 这导致在金属合金覆层中引入压应力。 引入的这些压应力阻止了裂纹在覆层中的形成以及/或者减轻了覆层中的任何裂纹效果。



1. 一种制备金属覆层的方法，包括:

提供热膨胀系数为“X”的金属衬底;

提供热膨胀系数为“Y”的金属合金，其中 Y>X;

将所述金属合金熔融，并将所述金属合金施用到所述金属衬底上，以形成合金和衬底之间的界面;

在所述的合金和衬底之间的界面处，在所述金属合金和所述衬底之间形成冶金结合;

使所述金属合金收缩，而所述金属合金在所述合金和衬底之间的界面处受到束缚，由此在所述金属合金中产生残余压应力。

2. 依据权利要求 1 中的方法，其中所述的合金包括 Fe，Cr，Mo，W，B，C，Si 和 Mn 的混合物。

3. 依据权利要求 2 中的方法，其中存在的 Fe 的量高于 50.0 wt%。

4. 依据权利要求 2 中的方法，其中 Fe，Cr，Mo 和 W 构成所述混合物的至少 90 wt%。

5. 依据权利要求 2 中的方法，其中 Fe 和 Cr 构成所述混合物的至少 90 wt%，存在的 Cr 的量为 23.2-26.0 wt%，存在的 Mo 的量为 1.0-2.0 wt%。

6. 依据权利要求 2 中的方法，其中 Fe 和 Cr 构成所述混合物的至少 90 wt%，存在的 Cr 的量为 23.2-26.0 wt%，存在的 Mo 的量为 1.0-1.2 wt%，存在的 W 的量为 1.4-1.8 wt%，存在的 B 的量为 3.5-3.6 wt%，存在的 C 的量为 0.9-1.2 wt%，存在的 Si 的量为 0.5-1.0 wt%，存在的 Mn 的量为 0.8 wt%。

7. 依据权利要求 2 中的方法，其中所述的金属合金具有的组成为 65.9 wt% Fe，25.3 wt% Cr，1.0 wt% Mo，1.8 wt% W，3.5 wt% B，1.2 wt% C，0.5 wt% Si，0.8 wt% Mn。

8. 依据权利要求 2 中的方法，其中所述的金属合金具有的组成为 64.9 wt% Fe，26.0 wt% Cr，1.0 wt% Mo，1.4 wt% W，3.6 wt% B，1.2 wt% C，1.0 wt% Si，0.8 wt% Mn。

9. 依据权利要求 1 中的方法，其中所述的金属合金具有的组成为 68.0 wt% Fe，23.2 wt% Cr，1.2 wt% Mo，1.5 wt% W，3.6 wt% B，0.9 wt% C，0.7 wt% Si，0.8 wt% Mn。

10. 依据权利要求 1 中的方法，其中通过焊接施用所述的金属合金。

11. 依据权利要求 1 中的方法，其中通过热喷涂涂覆施用所述的金属合金。

12. 依据权利要求 1 中的方法，其中所述的金属合金具有的热膨胀系数比金属衬底的大 15%。

13. 依据权利要求 1 中的方法，其中所述金属合金具有的热膨胀系数在 12-17 ppm/℃的范围。

14. 一种制备金属覆层的方法，包括:

提供热膨胀系数为“X”的金属衬底;

提供热膨胀系数为“Y”的金属合金，其中 Y>X，其中所述的金属合金具有屈服强度“Z”;

将所述金属合金熔融，并将所述金属合金施用到所述的金属衬底上，以形成合金和衬底之间的界面；

在所述的合金和衬底之间的界面处，在所述金属合金和所述衬底之间形成冶金结合；

使所述金属合金收缩，而所述金属合金在所述的合金和衬底之间的界面处受到束缚，由此在所述的金属合金中产生残余压应力，其中所述的压应力不超过屈服强度“Z”。

15. 依据权利要求 14 中的方法，其中所述的屈服强度在室温下大于 1520 MPa。

16. 一种制备金属覆层的方法，包括：

提供热膨胀系数为“X”的金属衬底；

提供热膨胀系数为“Y”的金属合金，其中 Y>X，其中所述的金属合金具有屈服强度“Z”；

将所述金属合金熔融，并将所述金属合金施用到所述的金属衬底上，以形成合金和衬底之间的界面；

在所述的合金和衬底之间的界面处，在所述金属合金和所述衬底之间形成冶金结合；

使所述金属合金收缩，而所述金属合金在所述的合金和衬底之间的界面处受到束缚，由此在所述的金属合金中产生残余压应力，其中所述的压应力不超过屈服强度“Z”，并且其中所述金属合金的硬度大于 850 kg/mm^2。

焊接物的受控热膨胀以提高韧性

发明领域

本发明针对一种提高焊接物类覆层性质和性能的增韧机制。通过控制焊接物覆层在冷却过程中的热收缩来提高焊接物类覆层的韧性。本发明的提高了韧性的焊接物类覆层可以用在许多应用中，包括表面堆焊，磨损/覆层板，以及金属部件的重构和修复。

发明背景

通常，在传统材料中，硬度和韧性之间存在相反的关系。一般的，材料硬度的提高会相应的伴有（尽管不一定是成比例的）材料韧性的下降。这种相反关系的原因是由于位错的移动机制对传统材料的硬度和韧性都有显著影响。当在材料中引入缺陷时，缺陷会钉扎位错，从而防止材料屈服。这种机制使得材料更硬更强。相反，从材料中去除缺陷会使位错在其滑移面和滑移方向上自由移动，产生更大程度的延展性。在一般立场上，抵抗开裂的能力（即韧性）由材料的延展性决定，因为在裂纹尖端前方的应力集中会产生一个塑性区，使裂纹尖端钝化，应力集中系数减小，从而防止裂纹的生长。

尽管热喷涂涂层工业是成熟的工业，高性能涂层已经被应用了很长时间，极大的提高了部件的寿命，然而，在许多军事和工业应用中，热喷涂涂层方法仍然不能有效解决磨损问题。存在问题的应用经常包括对涂层部件施加重载荷，高应力点载荷，重冲击以及擦伤磨损。另外，在部件的重构和修复中，尽管可以在有限的情形中采用热喷涂，焊接（weld on）技术通常是必需的。

因此，本发明的一个目的就是在金属涂层中提供硬度和韧性的最有效平衡，这样，在给定的应用中，这两个参数都可以得到独特的优化，从而提高部件在磨损和冲击类型的情况中的寿命。

发明简述

在第一个实施方案中，本发明针对一种制备金属覆层的方法，包括，提供热膨胀系数为“X”的金属衬底，提供热膨胀系数为“Y”的金属合金，其中 Y>X，将所述金属合金熔融，并将其施用到所述金属衬底上，以形成合金/衬底界面，在所述的合金/衬底界面处，在所述金属合金和所述衬底之间形成冶金结合，并使所述合金收缩，而所述合金在所述合金/衬底界面处受到束缚，由此在所述金属合金中产生残余压应力。

在第二个实施方案中，本发明针对一种制备金属覆层的方法，包括，提供热膨胀系数为“X”的金属衬底，提供热膨胀系数为“Y”的金属合金，其中 Y>X，其中所述的金属合金具有屈服强度“Z”，将所述金属合金熔融，并将其施用到所述的金属衬底上，以形成合金/衬底界面，在所述的合金/衬底界面处，在所述金属合金和所述衬底之间形成冶金结合，并使所述合金收缩，而所述合金在所述的合金/衬底界面处受到束缚，由此在所述的金属合金中产生残余压应力，其中所述的压应力不超过屈服强度“Z”。

在第三个实施方案中，本发明针对一种制备金属覆层的方法，包括，提供热膨胀系数为“X”的金属衬底，提供热膨胀系数为“Y”的金属合金，其中 Y>X，其中所述的金属合金具有屈服强度“Z”，将所述金属合金熔融，并将其施用到所述的金属衬底上，以形成合金/衬底界面，在所述的合金/衬底界面处，在所述金属合金和所述衬底之间形

成冶金结合，并使所述合金收缩，而所述合金在所述的合金/衬底界面处受到束缚，由此在所述的金属合金中产生残余压应力，其中所述的压应力不超过屈服强度“Z”，且其中所述金属合金的硬度大于大约850 kg/mm^2。

而在另一个实施方案中，本发明针对一种制备金属覆层的方法，包括，提供金属衬底，提供金属合金，将所述金属合金熔融，并将其施用到所述的金属衬底上，以形成合金/衬底界面，在所述的合金/衬底界面处，在所述金属合金和所述衬底之间形成冶金结合，使所述合金冷却，以使所述合金具有的断裂韧性大于 200 $MPam^{1/2}$，硬度大于 5 GPa。

附图简述

这里，通过对其具体的示例实施方案的描述来提供对本发明，包括目的，特征和优势的理解，该描述应结合附图来进行阅读和理解，其中：

图 1 是合金 A 的电弧熔融坯锭在用球状击打锤（ball peen hammer）中度冲击之前（左图）和之后（右图）的照片；

图 2 是合金 A，合金 B，合金 C 和合金 D 的高速氧燃料试样的热膨胀图；

图 3 是合金 A 的试样在温度最高到 1000℃的热膨胀图，包括喷涂后的试样和完全结晶化的试样；以及

图 4 是将合金 C 的硬度/韧性与示例铁合金、铝合金，镍合金，碳化物，氮化物和氧化物的公开的结果进行比较的韧性与硬度关系图。

优选实施方案详述

本发明是一种在衬底上提供具有提高了的韧性的金属覆层的方法。该方法包括冷却后在金属材料中产生压应力（残余压应力）的机制。由于收缩产生的残余压应力不但可防止裂纹的形成，还能起到使任何形成的裂纹尖端闭合的作用。通过抑制或者减少金属覆层中的裂纹，可以显著降低裂纹尖端的应力集中系数。

正如这里所用的，“焊接覆层”一词指的是以至少部分熔融态的形式施用到衬底上的金属材料。而且，焊接覆层一词考虑了在金属材料和衬底之间的熔融界面，这样，在金属材料和衬底之间有至少部分冶金结合。冶金结合包括可在金属材料和衬底之间的形成金属类型化学结合的化学结合相互作用。

因此，焊接覆层可包括，但不限于，在焊接工艺中施用的金属材料，热喷涂金属涂层，其中将熔融或者半熔融的金属喷涂到衬底上，或者熔融涂层，其中将金属涂层加热使其熔融到衬底上。各种其它的涂层类型和方法可理解成，其中的金属材料从熔融或者半熔融态至少部分熔融到衬底上，由此与衬底形成冶金结合。

相似的应该理解，焊接材料指的是依据本发明，以上面考虑到的方式施用和/或与衬底或基底之间形成冶金结合而施用的任何金属材料。通常，这些金属材料可归类成可形成玻璃的金属合金。更具体的，合适的金属玻璃可以是铁基玻璃形成合金。这些合适的合金呈现出高的硬度和屈服强度，并能在高的冷却速度下形成玻璃。然而，实际上形成玻璃并不是首选的，因为存在这样的情况，在固化过程中会恰恰错过玻璃形成区，而得到高度过冷。这种过冷可以提供大的驱动力，有助于向纳米尺度结构的快速转化。示例性组合物可包括任何具有足

够高的玻璃形成能力和足够高的热膨胀的基底金属。

本发明认为，当例如焊接玻璃形成合金时，其与传统的钢衬底相比，在冷却中会经历更大的收缩。在焊接过程中，在焊接材料和基底金属之间会发生复杂混合，且可以由液态熔体形成完全的或者至少部分的冶金结合，并可在冷却过程中保持。焊接材料冷却时在所有方向上收缩，但在至少一个方向上被与基底金属之间的紧密接触/冶金结合所限制。所以，当焊接沉积物冷却时，其要比基底金属/衬底收缩的程度更高，所以固化成具有高残余压应力的状态。这种有利的残余应力可防止裂纹在焊接材料中的形成和/或传播。另外，这些积累并保留的压应力抑制了裂纹在焊接材料中的形成，由此提高了焊接材料的韧性。

在传统的金属中没有观察到以同等程度生成这里所公开的残余应力。当传统的焊接材料固化时，如果在焊接材料和衬底的热膨胀系数之间有大的差异，会产生大的局部应力。如果这些局部应力超过了焊接材料的屈服强度，会发生材料的塑性流动，这会起到释放或缓解残余应力的作用。如果在局部区域超过了焊接材料的塑性或者总的延伸率，就会引发裂纹的形成。

除了能够形成高的残余压应力外，本发明利用玻璃形成合金的独特能力来在固化时保持这种残余应力。这样的一个方面是在这类材料中发现了高的屈服强度。例如，对铁基玻璃形成合金，测量得到的屈服强度在室温下可高达 3000 MPa，在 700℃高达 1800 MPa。作为对比，应该注意“超高强度钢”通常可具有的室温屈服强度在 1380-1520 MPa 的范围。在 700℃下，上述合金呈现出的屈服强度比所谓的超高强度钢室温下的屈服强度都高。这种铁基玻璃的更高的屈服强度支持了在焊接沉积物中维持高的残余压应力，但该应力没有超过焊接材料的屈服强度，即，应力处在材料的弹性范围内的看法。利用这些发现，可以提供其中可以避免塑性变形和裂纹现象，并保持了高的残余压应力

的涂层，焊接物等。

依据本发明，可以在衬底上沉积金属玻璃，例如，作为焊接物或者热喷涂的涂层。利用这些技术，金属玻璃可以在熔融或者半熔融态沉积。所沉积的金属玻璃的热量和/或其它的工艺条件会使衬底表面也至少部分形成熔融或者半熔融态。所希望的，所沉积的金属玻璃将至少部分熔融到衬底上，在衬底和金属玻璃之间形成冶金结合。当金属玻璃从其施用时的熔融或者半熔融态冷却时，其会经历相对高的热收缩。关键是所提及的金属玻璃有比基底衬底材料高的热膨胀系数，优选的至少高出大约 15.0%。在衬底和金属玻璃之间的冶金结合限制了金属玻璃延其界面的收缩。结果，在金属玻璃之中引入了高的压应力。尽管机制是不同的，其整体效果一定程度上类似于喷丸硬化或者锤锻（hammer forging）。

如上所指，本发明容许利用各种方法，包括焊接工艺，或者包括优选的在玻璃形成合金和衬底之间形成冶金结合的类似工艺。合适的方法可以包括等离子传输弧（PTA）焊，熔化极惰性气体保护（MIG）焊，激光加工净成型（LENS），手工电弧焊（SMAW），粉末焊接，以及钨极气体保护电弧焊（GTAW）。这些示例方法可以采用粉末给料，软丝给料或者固线给料。然而，给料的形式或者所采用的具体方法不是本发明的局限。

因此，这里的本发明针对于提高了韧性的焊接覆层。在此方面，值得注意的是焊接覆层的硬度取决于各种因素，包括微结构尺度，合金元素的过饱和程度，以及特定的晶界对抵抗晶界滑移和晶界旋转的抵抗力。

实施例

利用通常的传统合金技术制造了四种实验合金，其组成在表 1 中具体列出。这些金属合金被制成直径为 1/16''的焊芯。各种合金焊芯用 MIG(熔化极惰性气体保护焊)焊接设备处理，其工作在 32V 和 250A，焊接气体保护由 98%Ar-2%O_2构成，这样制成沉积在各种一般的碳素钢和合金钢衬底上的样品表面堆焊沉积物。

表 1 合金命名和组成

合金	组合物（wt%）
合金 A	78.1 Fe，9.2 Cr，4.3 Mo，4.1 B，1.3 C，0.6 Si，以及 2.4 Al
合金 B	65.9 Fe，25.3 Cr，1.0 Mo，1.8 W，3.5 B，1.2 C，0.5 Si，0.8 Mn
合金 C	64.9 Fe，26.0 Cr，1.0 Mo，1.4 W，3.6 B，1.2 C，1.0 Si，0.8 Mn
合金 D	68.0 Fe，23.2 Cr，1.2 Mo，1.5 W，3.6 B，0.9 C，0.7 Si，0.8 Mn

作为第一项实验测试，采用 Rockwell C 硬度测试对用合金 B 和合金 C 制造的焊接物的硬度进行了测定。发现采用取自合金 B 和合金 C 的丝状原料制成的焊接物具有未料到的高硬度，分别为 Rc=62 和 Rc=65。另外，对合金 C 和合金 D 进行了 Vickers 硬度测定。和合金 B 和合金 C 的 Rockwell C 硬度一样，由合金 C 和合金 D 制成的焊接沉积物的 Vickers 硬度也证明是未料到的高，呈现出的数值分别为 950 kg/mm^2和 1100 kg/mm^2。

用锤子或者锤子和凿子，对已经用实验合金的焊接沉积物进行了表面堆焊的衬底进行直接冲击来实验测评合金的韧性。一般的，以前已经发现，具有表 1 中详细列出的组成的合金在坯锭形式下具有的韧

性很低。例如，用球状击打锤进行一次中度冲击就经常引起坯锭的断裂分离。这样的典型结果如图 1 中所示，其中所示是用球状击打锤中度冲击之前（左图）和之后（右图）的由电弧熔融制成的合金 A 的坯锭。与所预期的结果相反，实验合金的焊接沉积物呈现出高的多的韧性。在实验测评中，对实验合金的焊接沉积物表面堆焊涂层进行重复锤冲击，在焊接沉积物中没有产生任何可观察到的裂纹。而且，用锤子和凿子重复冲击（>50）的结果只是有非常少量的材料从焊接物上脱落，这些材料至多远少于 1 克。在测试过程中，对焊接材料进行冲击的结果是 4 个不同的工具钢凿被撞平，重复磨尖后又被撞平。

锤子和凿子测试的结果明显，除此之外，用 Palmqvist 技术对合金 C 的焊接沉积物的样品截面进行了韧性测试。在 Palmqvist 测试过程中，将压痕载荷初始设定在 2 Kg，然后升高到最大 90 Kg 载荷。即使在最大测试载荷 90 Kg 下，在焊接沉积物中也没有发现裂纹。由于在合金焊接物中没有观察到裂纹，也就不可能用 Palmqvist 技术得到韧性的测量值。然而，仍可以采用 Palmqvist 技术来估计断裂韧性的下限，通过假设辐射状裂纹的平均长度通常在 10^{-7} m 到 10^{-8} m 的数量级，这低于光学显微镜的分辨率（10^{-6} m）。采用这一假设，合金 C 焊接沉积物的断裂韧性的下限估计值在 22 到 70 $MPam^{1/2}$ 的范围。

作为对比，在相关文献中，例如在 D.K.Shetty, I.G.Wright, P.N.Mincer 和 A.H.Clauer, J. Mater. Sci. 20, 1873, (1985) 中已经指出烧结碳化钨在 Palmqvist 测试中在显著更小的压痕载荷，大约在 2.5 kg 的数量级时就开始开裂。而且，该文献表明对于烧结碳化钨在施加 90 kg 的载荷下，其所预期的辐射状裂纹的平均长度估计在大约 1000 微米。应该注意，在表面堆焊焊接和烧结碳化物工业中，用 Palmqvist 方法测定断裂韧性已相当完备，是测量韧性的工业标准。基于以前的研究，Palmqvist 韧性可以相当精确的与一般的断裂韧性（K_{Ic}）相联系，参见，例如 D.K.Shetty, I.G.Wright, P. Mincer,

A.H.Clauer, J. Mater. Sci. 20, 1873, (1985)以及G.R.Anstis, P.N. Chantikui, B.R.Lawn, D.B.Marshall, J. Am Ceram. Soc. 64, 533, (1981)。

参照图 4，给出了多种材料包括铁合金，铝合金，镍合金，碳化物，氮化物和氧化物的韧性与硬度之间的关系。如图所示，可观察到在硬度和韧性之间通常有相反的关系。在图上，可以看出，合金 C 焊接物（表示为 DAR）占据了新材料区，具有韧性和硬度的新型的结合。从图 4 中可以看出，合金 C 不但呈现出独特的高断裂韧性，而且得到高断裂韧性没有伴随硬度的降低。下面，从表 2 到表 10 以列表的方式给出图 4 中所示的数据。

表 2 所选氧化物的硬度和断裂韧性

氧化物	硬度（GPa）	断裂韧性（$MPa(m)^{1/2}$）
Al_2O_3	26	2
Al_2O_3	19	6
Al_2O_3	23	4
MgO	8	2.5
$MgAlO_4$	18	1.9
$MgAlO_4$	14	2.4
莫来石	15	3
ThO_2	10	1.6
Y_2O_3	8	1.5
ZrO_2	15	3
ZrO_2	12	3.6
ZrO_2	7.4	9
TiO_2	7.4	1.4
TiO_2	10.5	1.9

表 3 所选碳化物的硬度和断裂韧性

碳化物	硬度（GPa）	断裂韧性（$MPa(m)^{1/2}$）
SiC	26	6
SiC	36	3
SiC	27	4
SiC	19.3	4
SiC	21.1	3.1
TiC	28	3
TiC	16	5
BC	72.2	6

表 4 所选氮化物的硬度和断裂韧性

氮化物	硬度（GPa）	断裂韧性（$MPa(m)^{1/2}$）
Si3N4	30	3
Si3N4	17	10
Si3N4	14.1	4.9

表 5 所选碳化钨的硬度和断裂韧性

WC-Co	硬度（GPa）	断裂韧性（$MPa(m)^{1/2}$）
WC-Co	16.72	9.4
WC-Co	16.33	9.3
WC-Co	14.93	9.9
WC-Co	11.77	13.1
WC-Co	16.87	7.7
WC-Co	15.06	8.1
WC-Co	16.75	9.6
WC-Co	19.61	8.9
WC-Co	14.09	9.5
WC-Co	14.27	9.3
WC-Co	15.3	8.2
WC-Co	13.3	10
WC-Co	15.7	7.6
WC-Co	17.46	6.4
WC-Co	19.84	5.1
WC-Co	13.29	9.9
WC-Co	16.84	6.9
WC-Co	15.58	7.8
WC-Co	12.74	11.6
WC-Co	12.33	12.2
WC-Co	11.37	14.5
WC-Co	11.46	14.1
WC-Co	10.84	15.5
WC-Co	10.92	15.2
WC-Co	11.86	13.3
WC-Co	11.96	12.9
WC-Co	11.045	14.5
WC-Co	10.09	17.1
WC-Co	13.2	16

表 6 所选钛合金的硬度和断裂韧性

Ti 合金	硬度（GPa）	断裂韧性（$MPa(m)^{1/2}$）
Ti-5Al-2.5Sn	3.136	76.93
Ti-6Al-2Cb-1Ta-1Mo	2.94	98.91
Ti-8Al-1Mo-1V	3.43	65.94
Ti-6Al-4V	3.626	65.94
Ti-6Al-6V-2Sn	3.332	60.445
Ti-6Al-6V-2Sn	4.312	24.178
Ti-6Al2Sn4Zr-6Mo	3.43	36.267
Ti-6Al2Sn4Zr-6Mo	3.92	24.178
Ti-13V-11Cr-3Al	3.332	87.92
Ti-13V-11Cr-3Al	4.214	38.465

表 7 所选铝合金的硬度和断裂韧性

Al 合金	硬度（GPa）	断裂韧性（$MPa(m)^{1/2}$）
	1.323	23.2
	0.931	29.1
	1.2054	32.3
	1.47	22.5
2014	1.323	18.683
2024	1.176	28.574
2219	1.274	36.267
5086	0.7056	49.455
6061	0.931	28.574
7075	1.47	20.881

表 8 所选钢合金的硬度和断裂韧性

钢合金	硬度（GPa）	断裂韧性（$MPa(m)^{1/2}$）
	3.724	109.9
	4.214	74.732
	5.39	52.752
	4.9	48.356
	4.606	71.435
	2.2442	64.841
	4.802	71.435

表 9 所选镍合金的硬度和断裂韧性

Ni 合金	硬度（GPa）	断裂韧性（$MPa(m)^{1/2}$）
	5.096	38.465
	5.488	29.673
	5.194	76.93
	5.488	60.445
	5.096	46.158
	4.508	65.94
	5.292	32.97
	4.606	65.94
	4.214	82.425
	3.528	131.88
	4.704	49.455
	5.39	74.732
	5.39	79.128
	5.8016	49.455
	0.441	155
	0.4704	120
	0.4998	80
	0.4214	125

表 10 所选 DAR 合金的硬度和断裂韧性

DAR 合金	硬度（GPa）	断裂韧性（$MPa(m)^{1/2}$）
DAR	8.3	22.28413
	8.3	70.46859
	8.3	222.8413
	8.3	704.6859

对实验合金进行的另外的测试包括对合金 B 进行差示扫描热量分析（DSC）。DSC 分析表明合金中至少包括少部分的玻璃。在大约 615℃处的峰显示了玻璃部分的存在，这是所测试组成的合金的金属玻璃转化温度。与合金 B 相比，合金 C 和合金 D 都设计具有更高的玻璃形成能力。

上述实验实施例表明，依据本发明的 MIG 焊接沉积合金具有高水平的韧性和硬度。目前，认为这种韧性与焊接沉积材料与其所沉积到的衬底之间的热膨胀差异有关。这一理论是建立在对所选的铁基玻璃形成合金在 20-1000℃的范围内的热膨胀测量的基础之上的。热膨胀测量用 Theta Industries Dilamatic II 膨胀计进行，测定的是高速氧燃料喷涂制得的合金试样。实验测定的合金的热膨胀与温度之间的关系如图 2 中所示。在此图中，注意在每种合金中发现的斜率的下降证明是体积减小的结果，体积减小发生在玻璃结晶化的时候，如图 3 中所示。注意，对于每种合金，斜率开始下降时对应于每种相应合金的玻璃结晶温度。

参照图 3，所示的是合金 A 的热膨胀与温度的关系，包括喷涂后的测试样品和在测试前已经完全结晶化的试样。从该图可以看出，完全结晶化的试样没有随温度升高经历热膨胀的减小，因为试样中没有

玻璃。

基于上述实验，发现形成玻璃的钢合金呈现出高的热膨胀。在表11中列出了实验合金和几种商业钢合金相比较的热膨胀测试结果。可以看出这些特定的铁基玻璃形成合金比许多传统的铁基合金，像在William D. Callister, Jr., Materials Science and Engineering, John Wiley & Sons, New York, 1994 中报导的，具有更高的热膨胀系数。

表 11 各种合金的热膨胀系数（100-500℃）

合金	CTE（ppm/℃）
合金 A	14.34
合金 B	14.84
合金 C	14.73
合金 D	14.75
铁	11.8
1020 钢	11.7
1080 钢	11.0
410 不锈钢	9.9



图1

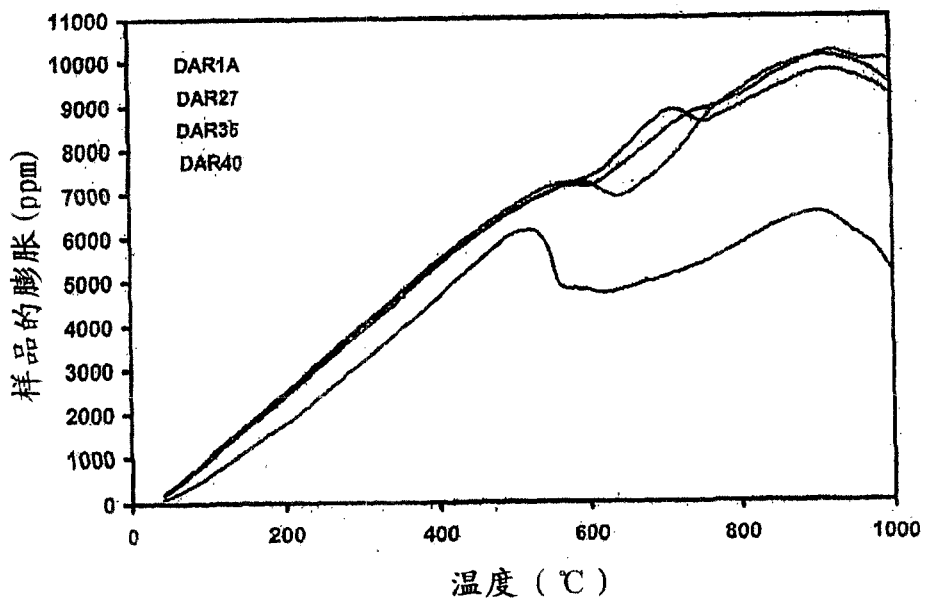

11000
10000
9000
8000
7000
6000
5000
4000
3000
2000
1000
0
样品的膨胀(ppm)
DAR1A
DAR27
DAR35
DAR40
0
200
400
600
800
1000
温度（℃）

图2

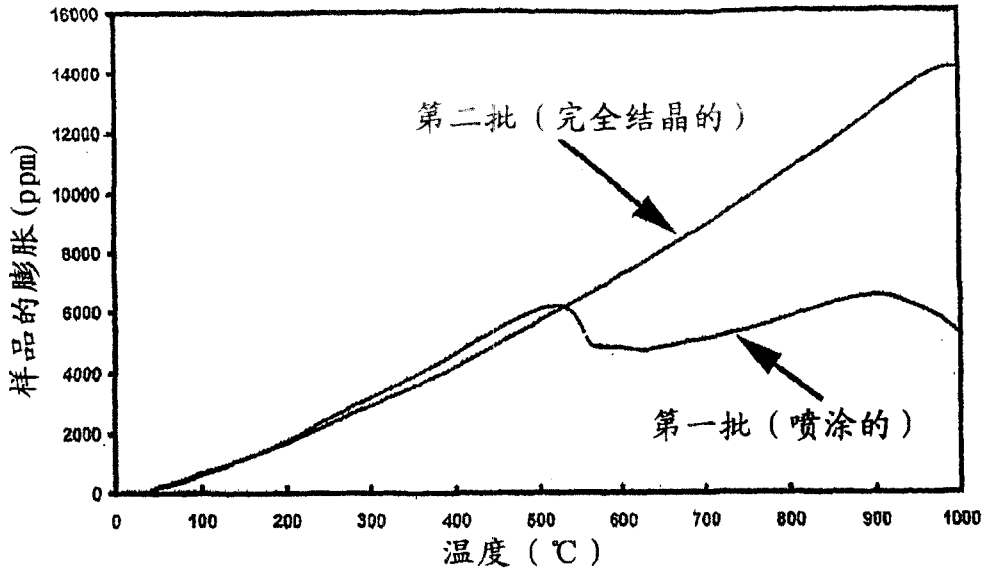

16000
14000
12000
10000
8000
6000
4000
2000
0
样品的膨胀(ppm)
第二批（完全结晶的）
第一批（喷涂的）
0
100
200
300
400
500
600
700
800
900
1000
温度（℃）

图3

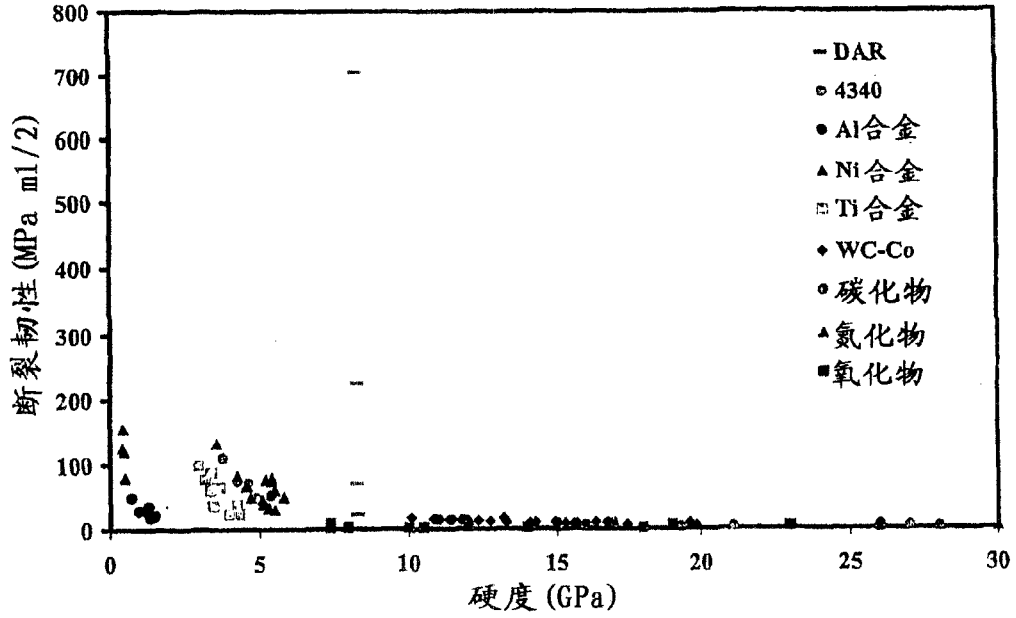

800
700
600
500
400
300
200
100
0
断裂韧性(MPa m1/2)
DAR
4340
Al合金
Ni合金
Ti合金
WC-Co
碳化物
氮化物
氧化物
0
5
10
15
20
25
30
硬度(GPa)

图4