



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 102703782 A

(43) 申请公布日 2012.10.03

(21) 申请号 201210118458.8

(22) 申请日 2012.04.20

(71) 申请人 北京工业大学

地址 100124 北京市朝阳区平乐园 100 号

(72) 发明人 陈子勇 肖功杰 聂祚仁

(74) 专利代理机构 北京思海天达知识产权代理有限公司 11203

代理人 沈波

(51) Int. Cl.

C22C 21/10 (2006.01)

权利要求书 1 页 说明书 4 页 附图 3 页

(54) 发明名称

一种超高强高淬透性 Al-Zn-Mg-Cu 合金

(57) 摘要

一种超高强高淬透性 Al-Zn-Mg-Cu 合金,属于金属合金技术领域。该合金为 Al-10.0Zn-1.6Mg-1.4Cu-0.12Zr。本发明合金的淬硬度下降 3.3%的情况下,淬透深度提升 32%,微量合金元素对淬透性的改善作用不明显,提高锌镁比和控制铜含量可以在不显著提高成本的情况下降低合金的淬火敏感性。

1. 一种超高强高淬透性 Al-Zn-Mg-Cu 合金, 其特征在于, 该合金为 Al-10.0Zn-1.6Mg-1.4Cu-0.12Zr。

一种超高强度高淬透性 Al-Zn-Mg-Cu 合金

技术领域

[0001] 本发明属于金属合金技术领域,尤其涉及一种超高强度高淬透性 Al-Zn-Mg-Cu 合金。

背景技术

[0002] 超高强铝合金主体是 Al-Zn-Mg-Cu 系(简称 7000 系)合金,该系铝合金具有良好的塑性、韧性、抗应力腐蚀性能和加工性能,可以通过轧制、挤压和锻造等方式加工成各种棒材、线材、型材、板材与航空用钛合金及现代航空工业非常关注的树脂基复合材料相比超高强铝合金成本相对较低,广泛用于航空航天和交通运输等领域的各种轻量化结构件的制造。

[0003] 近 30 年来,现代航空航天工业迅速发展,科技水平不断提高,为减少构件焊接和铆接带来的诸多问题,提高装备的整体性能和可靠性,进一步减轻装备重量提高效能,应对近年来在航空航天领域铝合金材料面临更加轻量化树脂基复合材料的巨大挑战,以美国铝业公司、德国铝业公司为代表,与国际上著名的波音、空客飞机制造公司合作,成功开发了大型整体式铝合金构件,用于取代传统中由多种不同成分的铝合金散件拼装而成的组合式飞机构件,赢得了 10% -20% 的减重效果,降低了成本,提高了部件的整体性能。随着现代飞机制造用大型化、整体化结构件尺寸的不断增大,大厚度制品在淬火过程中表现出较高的淬火敏感性。7075、7050、7055 合金的成分设计只能满足厚度在 120mm 以下结构件制造的要求,在厚度大于 120mm 之后,制品表面与心部性能差异较大,难以满足航空航天对超大截面铝合金材料的需求。因此,为解决航空工业对整体式结构件日益紧迫的需要同超高强度铝合金制品性能不均一之间的矛盾,必须开发适用于生产大型、整体化结构件的低淬火敏感性合金,提高铝合金构件的淬透深度。

[0004] 针对淬火敏感性的难题,各主要航空用铝合金生产和研究企业投入大量资金,详细研究了铝合金的淬火敏感性,通过调整主合金元素(Zn、Mg、Cu)的成分配比、减少淬火敏感性合金元素(Cu、Cr 等)含量、进一步降低和控制杂质元素(Fe、Si)含量等手段,在开展常规厚度超高强高韧铝合金研制工作的同时,着重开展了适于超大截面尺寸工件生产的、具有优良综合性能的新型低淬火敏感性超高强铝合金的研究工作。

[0005] 与目前大量使用的 7050 及 7150 合金相比,以 7085、7081 合金为代表的新一代低淬火敏感性合金提高了合金中主合金元素 Zn 的含量,降低了 Mg 和 Cu 的含量,同时对合金微量元素 Zr 也进行了小幅调整。但是由于 7085 合金中主合金元素 Mg 的含量偏低,与 7050 合金相比,其强度性能并无优势,因此,7085 合金也不能成为全面取代 7x50 合金的升级换代产品。

[0006] 7xxx 铝合金是典型的时效强化合金,其强化效果与 η' 相的析出形态有直接关系,细小均匀的 η' 析出相能起到很好的弥散强化作用。有研究表明,高 Zn/Mg 比能提高 GPII 的比例并且提高 GPII 向 η' 的相变趋势,低合金元素总含量、低 Cu 含量、用 Zr 代替 Cr 能有效降低合金的淬火敏感性。另一方面,在冷却速率较小时,仍有出大平衡的 η 相在

Al₃Zr 上析出,降低溶质过饱和度,削弱后续时效强化效果,这是淬火敏感性产生的主要原因。另外有研究表明,Er 在 Al-Mg 和 Al-Zn-Mg 合金中能形成 Al₃Er 相,Al₃Er 相与 Al₃Sc、Al₃Zr 性质相似,均与基体共格或半共格,强化机制主要有细晶强化、沉淀强化及亚结构强化。在稀土铝合金研究中,考虑到成本原因,Er 是继 Sc 之后有望改变铝合金性能的有效合金元素,但是 Er 的加入量不能太高,否则会影响材料的性能。

发明内容

[0007] 本发明目的是提供一种新的合金,在不影响其他性能的条件下,其淬透性有较明确的提高,尤其针对 7085 合金牺牲强度换取淬透性提升的这一缺憾,通过对比调整锌镁比、铜含量和添加微合金元素 Er 等手段,使合金在尽可能保证强度的情况下,降低淬火敏感性,增加淬透深度,本发明优选合金成分使其厚板综合性能达到最佳。

[0008] 为实现上述目的,本发明的技术方案为,一种超高强高淬透性 Al-Zn-Mg-Cu 合金,其特征在于,该合金为 Al-10.0Zn-1.6Mg-1.4Cu-0.12Zr。

[0009] 本发明的技术方案的优点:在 Al-Zn-Mg-Cu 合金中,正确选择主合金元素的比值可以让淬透性提高。针对 7085 合金强度性能不足的问题,通过适当调整 Zn/Mg 比例,控制淬火敏感元素 Cu 的含量,提高新型超高强度铝合金的淬透性。通过调整合金元素含量,本发明合金的淬硬度下降 3.3%的情况下,淬透深度提升 32%,微量合金元素对淬透性的改善作用不明显,提高锌镁比和控制铜含量可以在不显著提高成本的情况下降低合金的淬火敏感性。

附图说明

[0010] 图 1 棒材制备示意图;

[0011] 图 2 端淬示意图;

[0012] 图 3 样品切割示意图;

[0013] 图 4 对比例 1 的 Al-10.0Zn-1.9Mg-1.7Cu-0.12Zr 合金的端淬曲线;

[0014] 图 5 对比例 2 的 Al-10.0Zn-1.9Mg-1.7Cu-0.12Zr-0.06Er 合金的端淬曲线;

[0015] 图 6 本发明 Al-10.0Zn-1.6Mg-1.4Cu-0.12Zr 合金的端淬曲线;

[0016] 图 7 三种合金的端淬曲线对比。

具体实施方式

[0017] 在 Al-Zn-Mg-Cu 合金中,正确选择主合金元素的比值可以让淬透性提高。针对 7085 合金强度性能不足的问题,通过适当调整 Zn/Mg 比例,控制淬火敏感元素 Cu 的含量,加入微量合金元素 Er 等方法,提高新型超高强度铝合金的淬透性。第一种合金比起 7085,适当提高了主强化元素 Mg 的含量,同时提高 Zn 含量来保证高锌镁比。第二种合金在此基础上相比加入微合金元素 Er;本发明合金在此基础上减少了镁含量,并降低了铜含量,使得总合金元素的含量降低。先后经过固溶、端淬和时效等热处理得到三种合金的端淬曲线,对比结果可以看出选择最优的合金成分即为本发明的合金。

[0018] 1) 主合金元素对淬透性的影响:对比例 1 合金 1 的成分为 Al-10.0Zn-1.9Mg-1.7Cu-0.12Zr(质量百分数)。本发明合金

3 (Al-10.0Zn-1.6Mg-1.4Cu-0.12Zr, 质量百分数) 在此基础上, 保持高锌含量不变, 减少 Mg 含量来获得更高的锌镁比, 同时降低了淬火敏感元素 Cu 的含量;

[0019] 2) 微合金元素对淬透性的影响: 对比例 2 成分 (Al-10.0Zn-1.9Mg-1.7Cu-0.12Zr-0.06Er) 的合金 2 相对于对比例 1, 主合金元素含量保持不变, 通过添加 0.06% 的 Er, 来抑制低冷却速度下的再结晶形核和长大, 降低材料的淬火敏感性;

[0020] 3) 对三种合金固溶处理后进行末端淬火, 经过人工时效再测试硬度绘制端淬曲线, 对结果进行对比讨论得到通过调整合金元素含量, 本发明淬硬度下降 3.3% 的情况下, 淬透深度提升 32%; 微量合金元素对淬透性的改善作用不明显, 提高锌镁比和控制铜含量可以在不显著提高成本的情况下降低合金的淬火敏感性。

[0021] 淬透性实验方案:

[0022] 1) 材料制备: 选择的三种合金成分分别为对比例 1 的 Al-10.0Zn-1.9Mg-1.7Cu-0.12Zr、对比例 2 的 Al-10.0Zn-1.9Mg-1.7Cu-0.12Zr-0.06Er、本发明的 Al-10.0Zn-1.6Mg-1.4Cu-0.12Zr (质量百分数), 将挤压态合金 (挤压比为 15.4 : 1), 沿挤压方向 (L) 切割成 $\phi 25\text{mm} \times 140\text{mm}$ 圆棒状试样, 参见图 1 的棒材制备示意图。

[0023] 2) 固溶处理: 将切割好的试样进行固溶热处理, 固溶机制为 $470^\circ\text{C} \times 3\text{h}$;

[0024] 3) 末端淬火: 淬火转移时间不超过 10 秒, 淬火介质为室温水, 端淬喷水嘴 $\phi 15\text{mm}$, 水柱自由高度为 100 ~ 110mm, 水流量足够大与端淬面垂直, 不能飞溅碰到棒材侧面, 端淬时间为 300 秒; 见图 2 的端淬示意图。

[0025] 4) 时效处理: 淬火完成之后在 8h 之内进行 T6 峰值时效, 时效机制为 $120^\circ\text{C} \times 24\text{h}$, 时效完成后随炉冷却到室温;

[0026] 5) 性能测试: 采用线切割的方法, 将圆棒试样每隔 10mm 等间距截取成 14 个小圆柱体, 从淬火端面开始测试截面的硬度值, 样品切割见示意图 3, 每个截面随机选取十个点测试硬度, 去掉最高值和最低值, 剩下八个值求平均作为该截面的硬度;

[0027] 6) 结果分析: 绘制硬度 - 离淬火端距离的端淬曲线, 规定硬度下降 10% 为淬透深度, 分别测定三种成分合金的淬透深度。

[0028] 对比例 1

[0029] 合金 Al-10.0Zn-1.9Mg-1.7Cu-0.12Zr 的棒材经固溶、端淬、时效和切割等步骤后, 测试截面的硬度, 其对比结果如表 1 所示。水淬端硬度 216HV, 最远端硬度为 187HV, 硬度下降绝对值为 29, 下降百分比为 13.4%, 单端淬透深度约为 62mm。

[0030] 表 1 Al-10.0Zn-1.9Mg-1.7Cu-0.12Zr 的端淬硬度测试结果

[0031]

距离 mm	0	10	20	30	40	50	60	70	80	90	100	110	120	130
时效状态														
T6 时效	216	210	207	205	200	196	194	193	192	192	191	190	189	187

[0032] 对比例 2

[0033] 将合金 Al-10.0Zn-1.9Mg-1.7Cu-0.12Zr-0.06Er 的棒材经过同样的方法处理, 得到其端淬硬度值如表 2 所示。水淬端硬度 214HV, 最远端硬度为 187HV, 硬度下降绝对值为

27HV, 下降百分比为 12.6%, 单端淬透深度约为 63mm。

[0034] 表 2Al-10.0Zn-1.9Mg-1.7Cu-0.12Zr-0.06Er 的端淬硬度测试结果

[0035]

距离 mm \ 时效状态	0	10	20	30	40	50	60	70	80	90	100	110	120	130
T6 时效	214	207	204	202	198	195	193	191	190	190	189	189	188	187

[0036] 实施例 1

[0037] 将合金 Al-10.0Zn-1.6Mg-1.4Cu-0.12Zr 的棒材经过同样的方法处理, 得到其端淬硬度值如表 3 所示。水淬端硬度 209HV, 最远端硬度为 186HV, 硬度下降绝对值为 23, 下降百分比为 11.0%, 单端淬透深度约为 82mm。

[0038] 表 3Al-10.0Zn-1.6Mg-1.4Cu-0.12Zr 的端淬硬度测试结果

[0039]

距离 mm \ 时效状态	0	10	20	30	40	50	60	70	80	90	100	110	120	130
T6 时效	209	203	202	199	199	193	193	189	188	187	187	187	187	186

[0040] 对比例 1 合金的端淬曲线见图 4, 对比例 2 合金的端淬曲线见图 5, 本发明合金的端淬曲线见图 6, 三种合金的端淬曲线对比见图 7。

[0041] 三种合金在有效的硬度范围内 (硬度损失 10%), 对比例 1 和对比文件 2 的深度为 60mm, 而本发明的深度大于 80mm, 并且在更深度距离本发明硬度变化趋势相对于对比例 1 和例 2 平缓。

[0042] 通过上面三种成分的合金的端淬硬度结果可以看到, 高锌含量 (10% wt) 可以让合金均有较高的硬度, 微合金元素对于淬透性的改善不明显, 适当控制强化元素 Mg 的含量可以在 Zn 含量不变的情况下增加 Zn/Mg 比, 同时适当降低淬火敏感元素 Cu 的含量可以让合金的淬透性得到较明显的提升, 硬度的损失并不明显, 达到综合性能的最优化, 因此认为三种合金中 Al-10.0Zn-1.6Mg-1.4Cu-0.12Zr 的成分设计是最为合理的。

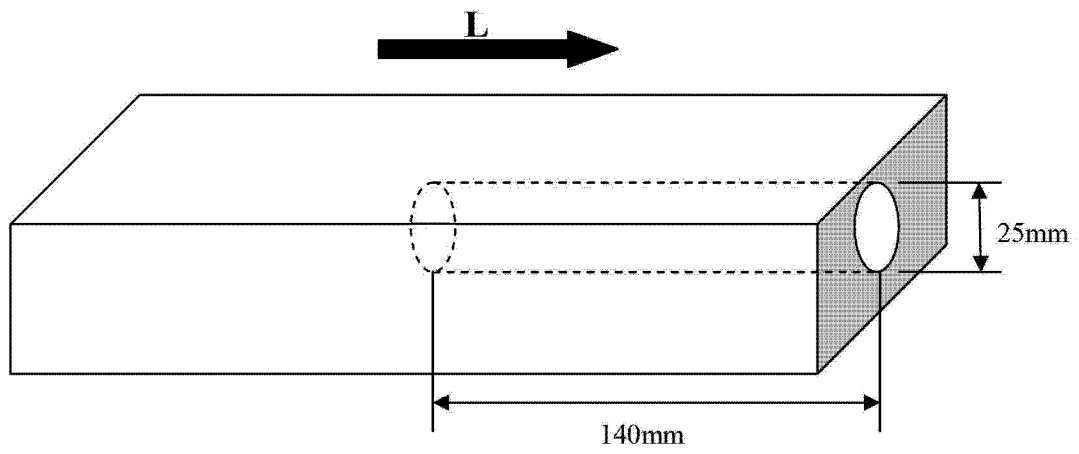


图 1

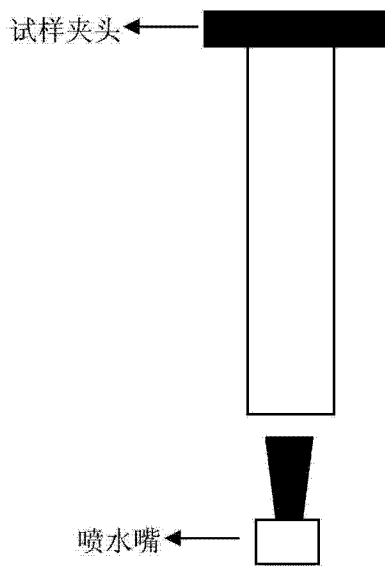


图 2

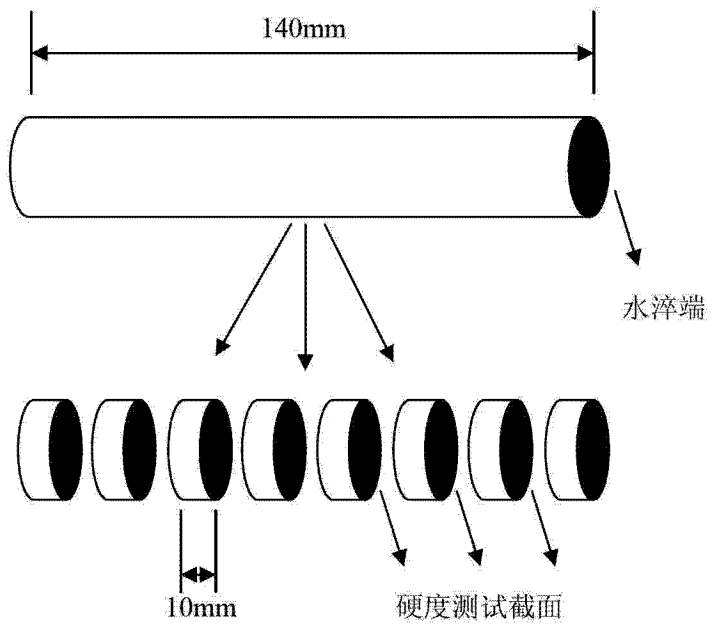


图 3

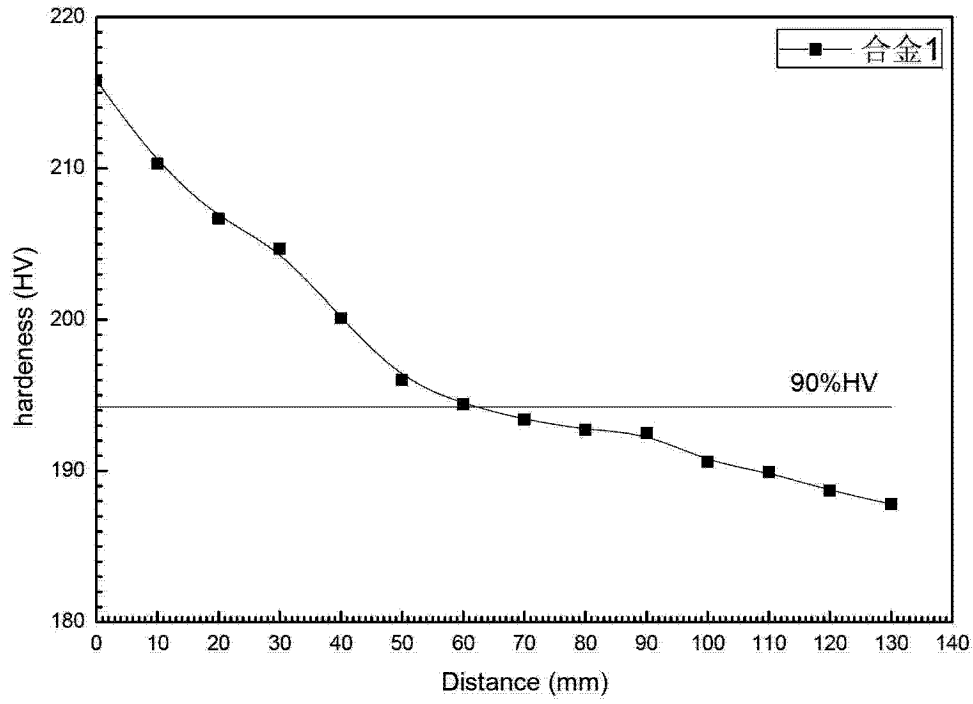


图 4

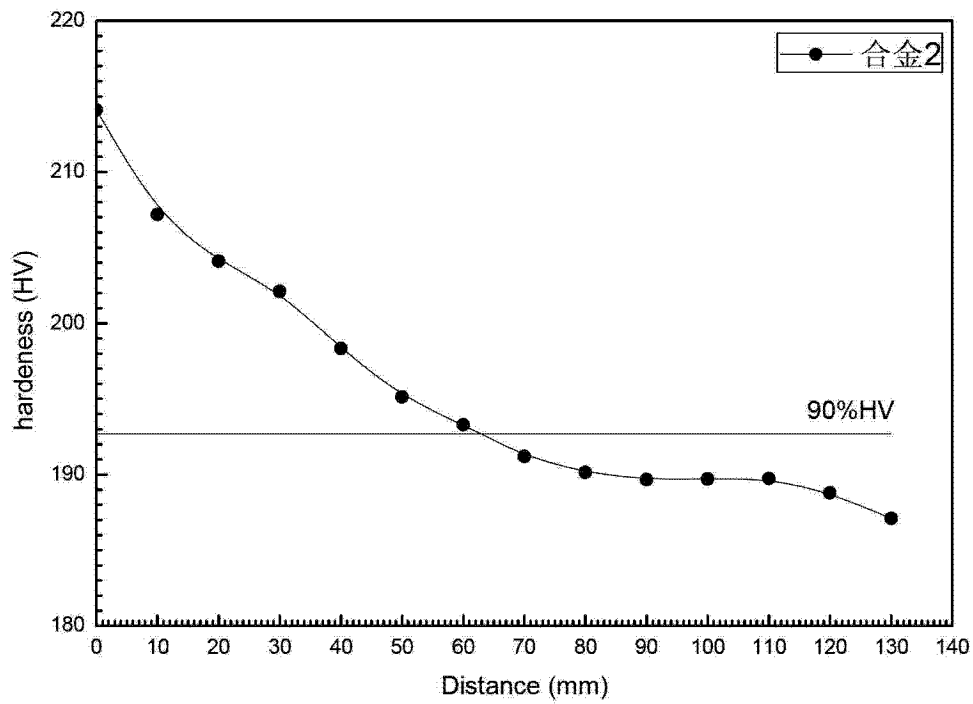


图 5

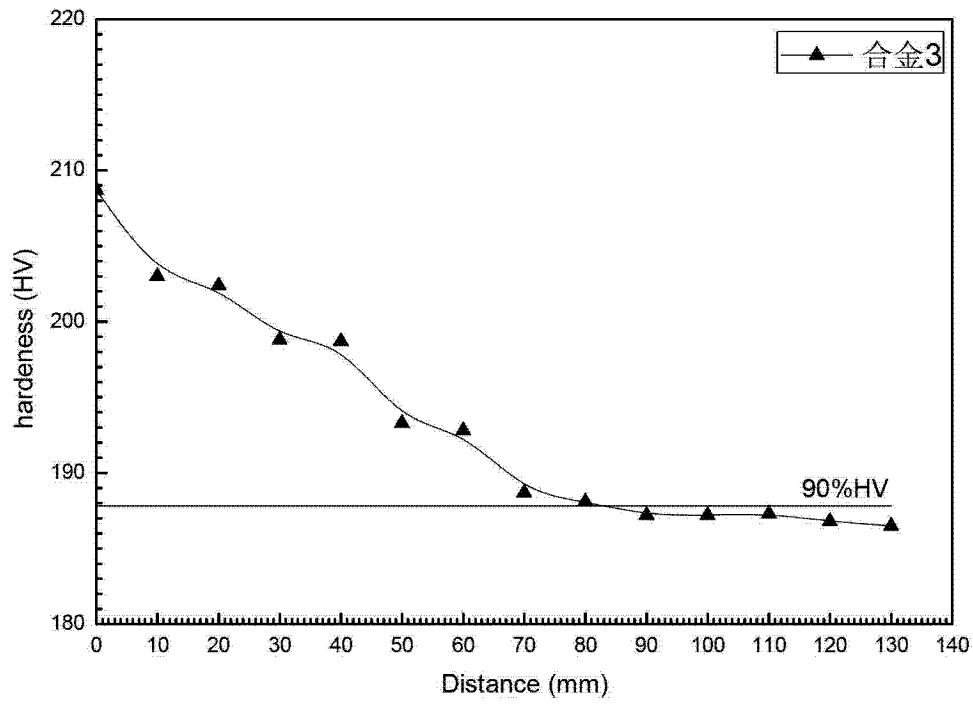


图 6

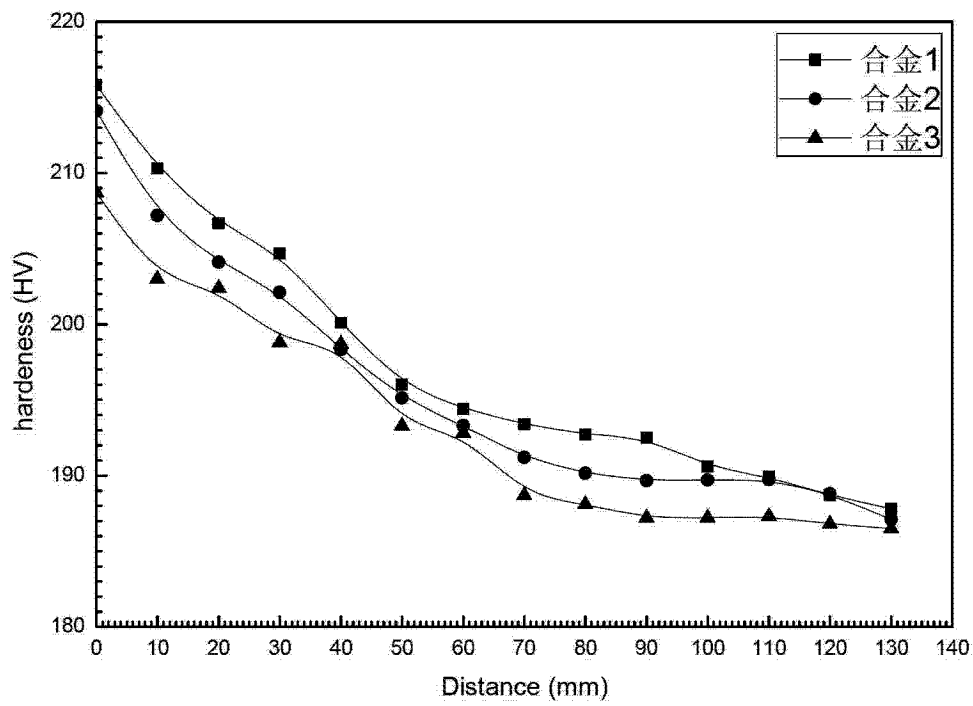


图 7