

表 2 电导率值的最大允许分布极限值($\text{m} / \Omega \cdot \text{mm}^2$)

分布情况	正常分布	极限分布
在 1 个零件上的最大分布	1	1.5
在 1 批零件上的最大分布	1.5	2

(2) 混料分选: 根据其电导率值必然有差异这一基本概念, 不仅可进行不同牌号铝合金的分选, 也可进行同一牌号, 不同热处理条件下的混料分选。

(3) 化学成分含量的检验: 这主要可应用于同一合金、同一状态下的主要强化元素。例如对 LY12 合金, 当其中铜含量相差 0.79% 时, 其电导率值可相差 1.3% IACS。

四、影响因素的控制及修正方法

电导率涡流检测法虽然具有许多优点，但由于其灵敏度高，故易受许多干扰因素（如表面粗糙度、试样厚度、曲率、磁场、环境温度等）的影响，所以恰当地控制及处理干扰因素是将涡流检测技术成功地应用于实际中的前提条件。由于人力、物力等条件的限制，在确定电导率验收极限值时，要将所有的因素影响均包括进去是不可能的，但对某些重要影响因素的控制或修正，必须统一认识，否则会造成判废标准不一致，从而影响该项技术的推广应用。我们在试验过程中采取的做法是：

1.固定条件:如要求加工零件表面粗糙度不低于 2.3 级,测试时探头、标块和零件温差不超过 $\pm 3^{\circ}\text{C}$ 等。

2.随机抽样:对不同成分含量、不同规格、不同炉批号的零件采取随机抽样的方法,以求取得较大的复盖率,尽量减少人为误差。

具有双程记忆功能的 Fe-Ni-Co-Ti 合金

形状记忆合金因其具有特异的形状记忆功能而引起许多国家材料工作者的注意,成为竞相研究的热门。下面介绍两种联邦德国近期研究成功的 Fe-Ni-Co-Ti 系双程记忆合金。

合金 I 及合金 II 的准确化学成分见表 1。这两种合金是用电弧炉在氩气保护气氛中熔炼的。铸块经两次热轧, 厚度减少 40%。每次热轧后水淬。第一次热轧后, 在 1150℃ 退火。随后在 1250℃ 下保温 25 小时进行均匀化处理, 水淬。最后在 600℃ 进行 15 小时人工时效。所研究的合金先制成直径 4mm 的圆棒, 再制成试样。试样的抛光表面不得留有变形层。

对合金 I 一个加热冷却过程的观察表明: Ms 为 -30°C , 针状马氏体在晶界处形成。随着温度的降低, 针状马氏体逐渐加宽变长, 长大到晶界处停止, 其平行排列方向取决于母相晶粒的取向。在大马氏体针之间生成一些很小很薄的马氏体针。试样加热到 115°C 时, 可逆相变开始, 小的马氏体针首先溶解; 加热到 140°C 时, 大的马氏体针开始溶解; 到 180°C , 相变结束, 马氏体全部转变

表1 合金I及合金II的化学成分(wt%)

合金 \ 元素	Ni	Co	Ti	C	O	N	Fe
I	29.8	14.8	3.9	<0.005	<0.004	<0.005	基
II	31.9	14.85	4.0	<0.005	<0.004	<0.005	基

3.采用修正系数:对测试面方向、狭窄表面、板材厚度、曲率效应等影响进行修正。如确定出曲率效应曲线为负指数函数型,修正系数公式为

$$\sigma = \exp \left(-\frac{b}{\Phi} \right)$$

* Q (式中 ϕ 为试样直径, 参数 b 需要由试验确定, 方法是取 1~2 个不同直径的试样进行实际测试, 测试结果代入公式, 反过来即可计算出 b 的取值)。对变形铝合金横截面与纵截面的电导率值的差异进行比较, 确定差异显著性及大小。对狭窄表面和厚度的影响, 可采用 BAC5946 等标准介绍的曲线或“迭加法”进行修正。

在电导率涡流测试方法上,按 HB5356-85《铝合金电导率涡流测试方法》执行。仪器可采用西德 Forster 公司生产的 Sigmatest 2.067 型或航空航天部六二一研究所研制的 8301 型涡流电导仪。标准块采用六二一研究所提供的电导率值在 $14 \sim 15 \text{ m} / \Omega \cdot \text{mm}^2$ 内的标准块。

五、结束语

将电导率涡流检测技术应用于铝合金的质量控制,在国内还未普及。由于对每一种国产材料均需制定出不同规格、不同状态下的验收标准,因此实验工作量是相当大的。就目前国内的发展水平看,虽然有一些单位做了不少工作,但要形成一个大家公认的标准还有一定距离,相信经过各方面的共同努力,这一新型技术会逐渐显示出它的生命力。

本文得到庆安公司张梅芬、魏西、樊世昆、陈少君、杨银霞等同志的大力协助。文中微观结构分析部分得到了西北工业大学何明副教授、张宝昌教授的指导，在此表示诚挚的感谢。

(参考文献略)

为奥氏体；继续升高温度直至 250℃，奥氏体组织不发生任何变化。

与合金 I 相比, 合金 II 由于镍含量较高, 增加了奥氏体的稳定性, 所以其马氏体相变在 -130°C 开始, 到 -196°C 结束。但是, 可逆相变时, 马氏体在 -17°C 全部转变成奥氏体。

合金 I 及合金 II 的相变均为热弹性相变。这是由于它们经过时效处理, 产生析出相 $(\text{Ni}, \text{Co})_3\text{Ti}$, 这些相呈有序排列, 结构为体心立方。在加热或受力诱发马氏体相变过程中, 析出相粒子与马氏体相互剪切形成亚稳定相, 使得系统具有较高的能量。马氏体相变过程只有纯弹性变形存在, 这种弹性变形随马氏体片的长大而增加。因此, 在一定温度下, 当消耗于新相马氏体周围的母相弹性变形所需的应变能及共格界面能增加到和相变的化学驱动力相等时, 新相和母相即达到一种热弹性平衡状态。如果略微冷却, 便导致马氏体形成和长大; 如果略微加热, 便导致马氏体溶解即发生逆向转变。这种微观结构上的正、逆向转变, 便产生宏观上的双程形状记忆功能。这种功能具有很大的研究、开发和应用价值。

(张峰)