

形变非晶合金的力学和电学性能

何 华 春

(昆明贵金属研究所)

1987年7月10日收到

用特制装置测量了Pd基、Cu基、Ni基和Fe基的十五种非晶合金在弹性和范性形变过程中的电阻相对变化 $\Delta R/R$ 。同时测定了某些非晶合金丝的密度 D ，电阻率 ρ 和比例极限强度 σ_p 随面缩率 ψ 的变化。实验结果表明，在 $p-\epsilon$ 和 $\Delta R/R-\epsilon$ 曲线上存在弹性、滞弹性和范性形变三个阶段。在第一、二阶段应力 p 和 $\Delta R/R$ 随应变 ϵ 线性增加。密度、电阻率和比例极限强度随 ψ 的变化是显著的，当 $\psi > 3\%$ 后它们的变化很小。最后，讨论了非晶合金的范性流变机制。

一、引 言

Kimura, Masumoto^[1]和Spaepen, Taub^[2]等人对非晶态合金的力学性能和形变机制作了详尽的评述。关于非晶合金的范性流变机制可以概括为粘滞性流变^[3-6]和位错模型^[7,8]。这两种模型都涉及到膨胀效应，范性形变的累积现象和剪切带的发展与流变膨胀有密切的联系。因此，从实验上如何验证形变过程中的体积膨胀并探讨这些过量体积产生的原因是很有意义的问题。本文从力学和电学性能方面综合地进行研究，证实了流变膨胀的存在。

二、实 验 方 法

应用自制电阻-应变测量装置测量了各种非晶合金在形变过程中的电阻变化，其结构如图1所示。试样平直地放在两端夹头中，其标距长267.22mm。微微转动螺旋拉伸试



图1 电阻-应变测量装置

1为试样； 2为夹头； 3为框架； 4为引线； 5为百分表

样，用GB 1219-15型百分表测量伸长，每间隔0.1mm拉伸一次，直至断裂。夹头两端分别焊接两对电流和电位引线，试样在伸长时的电阻变化用QJ-19型双臂电桥进行测量。

采用熔体射流喷丝法制备直径小于0.5mm的 $\text{Pd}_{77.5}\text{Cu}_6\text{Si}_{16.5}$ 和 $\text{Pd}_{77.5}\text{Ag}_6\text{Si}_{16.5}$ 合金丝

材。用砧石模冷拉,变形量从 3—87%, 中间未经退火。采用文献[9,10]介绍的方法测量丝材的密度和电阻率,再由密度计算变形量。

其它非晶合金用单辊自旋技术制备成宽 1—2mm, 薄 0.02—0.05mm 的细条带,经 X 射线分析证明所用试样为非晶态。

三、实验结果

1. 应力-应变图

我们应用 FPZ-100 型电子拉伸机测绘了原始淬火态和加工态 PdAgSi 合金的 $p-\Delta L$ 曲线,如图 2 所示。起始直线阶段,属于弹性变形。当应力超过一定值(称为比例极限强度 σ_p)后由于滞弹性变形曲线略微偏离直线,经过很小的塑性伸长,试样突然断裂。

在负荷为 3kg 的摆锤式拉力机上拉伸加工态 PdAgSi 丝材,每间隔 100 或 200g 加一次负荷,用 JSX-1 型读数显微镜测量伸长,其 $p-\epsilon$ 曲线示于图 3。该曲线可分为三个

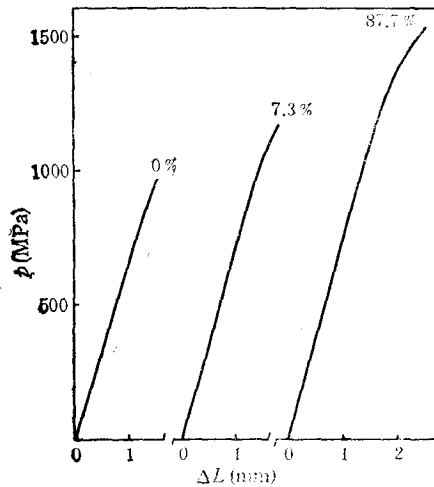


图 2 Pd_{77.5}Ag₆Si_{16.5} 合金的拉伸曲线
应变率 $3.3 \times 10^{-3}/s$; 标距长 100mm

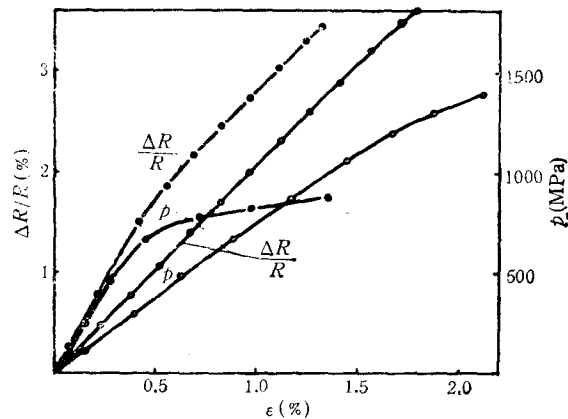


图 3 应力、电阻相对变化与应变的关系
○ 为 Pd_{77.5}Ag₆Si_{16.5}, 非晶合金,加工态 $\psi > 38\%$;
● 为 PtW_{8.5}, 晶态合金,退火态

阶段: 1. 弹性形变区; 2. 滞弹性形变区, 其应力仍随应变线性增加; 3. 范性形变区, 曲线偏离线性关系。弹性至滞弹性的临界应变为 0.7%, 滞弹性至范性的临界应变 1.5%, 范性应变 0.15%, 总延伸率 2.1%。将此试样在 360℃ 退火 20min 后, $p-\epsilon$ 曲线仍具有类似特征。

2. 在拉伸变形过程中的电阻变化

我们测量了 Pd₈₀Si₂₀, Pd_{77.5}Cu₆Si_{16.5}, Pd_{77.5}Ag₆Si_{16.5}, Pd_{24.5}Zr_{75.5}, Cu₇₁Ti₂₉, Cu₅₇Zr₄₃, Ni₇₈Si₁₀B₁₂, Fe_{77.2}P₁₈Si_{4.8}, Fe₄₁Ni₄₀P₁₃B₆ 等十五种非晶合金在拉伸断裂过程中的电阻变化, 其典型曲线如图 3, 4 所示。从图 3 可见, PdAgSi 合金的 $\Delta R/R-\epsilon$ 与 $p-\epsilon$ 曲线是相似的, 同样存在三个阶段, 但是对 PtW_{8.5} 晶态合金仅存在弹性和范性形变两个分明的阶段。图 4 是淬火态试样典型的 $\Delta R/R-\epsilon$ 曲线, 对加工态和退火态试样也有类似的图形。在弹

性极限内,电阻相对变化与应变呈线性关系,电阻应变系数 k_e 为一常数。图3和图4表明,在应变率低的情况下非晶合金的滞弹性效应变得十分明显,由此而引起的电阻变化也是应变的线性函数,其电阻应变系数 k'_e 略大或略小于 k_e 。在范性区 $\Delta R/R-\epsilon$ 的关系是非线性的, k_p 值比 k'_e 小。

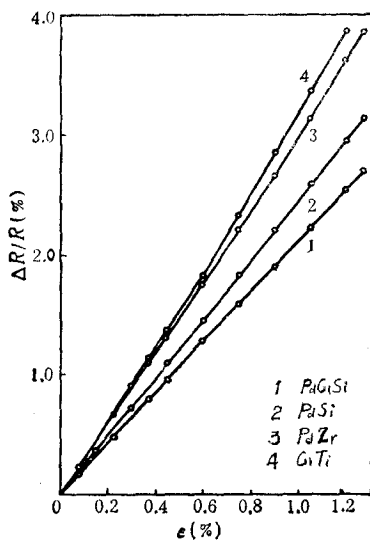


图4 淬火态非晶合金电阻相对变化与应变的关系

1 为PdCuSi; 2 为PdSi; 3 为PdZr; 4 为CuTi

3. 冷变形对电阻率、密度和强度的影响

冷变形对非晶合金电阻率、密度和强度的影响不同于晶体金属。由图5可知,在面缩率8%左右 ρ 达到最小,而 D 和 σ_p 最大,大约30%以后变化较小。

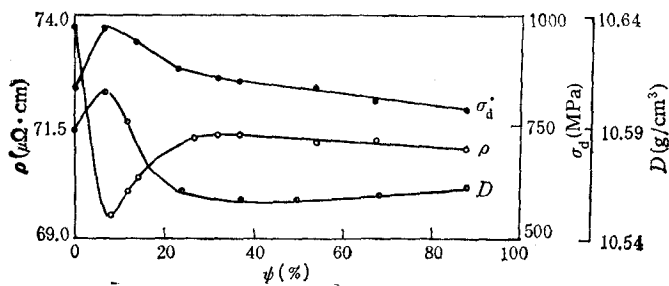


图5 冷变形对PdAgSi合金电阻率、密度和比例极限强度的影响

四、讨 论

弹性变形时,电阻应变系数表示为

$$k_e = (1 + 2\nu) + c(1 - 2\nu), \quad (1)$$

式中 c 为常数; ν 为泊松比。

第二阶段的 $\Delta R/R-\epsilon$ 曲线类似于弹性区的关系, 所以在滞弹性变形时也应产生体积膨胀, 类似地有

$$k'_e = (1 + 2\nu') + c(1 - 2\nu'), \quad (2)$$

ν' 表示滞弹性变形的泊松比。因为 k_e 和 k'_e 相差甚小, 所以 ν' 和 ν 相近 (≈ 0.4)。 k_e 值略小于 k'_e , 一般不等于 2, 因而 $\nu_p < 0.5$ 。由此可以推断, 非晶合金在范性形变时存在流变膨胀效应。

实验证明, 淬火态合金在较小的压缩程度下就能产生明显的密度增加和电阻率减小。这种变化是由于淬火凝固时进入试样的微观气孔和缩孔被压固所致。无微观气孔的未变形试样的真正密度和电阻率可利用 $\log D-\phi$ 和 $\log \rho-\phi$ 曲线外推法求得。真正的 D 和 σ_p 随 ϕ 增加而减小, 而 ρ 则是增加。如微观气孔被压固了, 则变形时的密度减小应归咎于体积膨胀。压缩 50% 时 PdAgSi 的真正密度减小 4×10^{-3} , PdCuSi 的减小 3×10^{-3} ^[11]。这些数值与玻璃转变温度的热膨胀 4×10^{-3} ^[12] 相符合。显然, 这么大的体积膨胀不可能用晶体中的位错和空位解释。

真正电阻率随冷变形量而增加, 这表明合金中产生了缺陷。根据非晶态合金的结构特点, 可能存在两种极端类型的结构缺陷。一是线尺度小于 20Å 的原子规则排列有序区。在外力作用下这些亚稳原子集团容易被破坏, 由有序变为无序, 构成局部膨胀区。另一类缺陷是孔穴区。孔穴无非是特别大的间隙, 只要有大的间隙位置就可以找到稳定的孔穴。孔穴周围的原子没有固定的位置, 较基体平均无序状态而言, 它们更加无序。孔穴及其最邻近原子构成一个活动性较高的体积元, 称为孔穴区。在外力作用下, 孔穴与近邻原子以及孔穴与孔穴之间交互作用而产生体积膨胀。膨胀的结果导致粘滞性急剧下降, 膨胀区迅速变成滑移带。

若借用 Argon 的理论^[13]来处理短程有序区和空穴区, 那么缺陷的尺度是 4 至 5 个原子大小并且孤立的单个的变形缺陷不能引起膨胀, 至少需要两个以上近邻的变形缺陷相接触时才能形成局部的体积膨胀区。增高冷变形使愈来愈多的体积缺陷遭受变形, 缺陷成为近邻接触的几率增大, 膨胀区数目增多, 从而更有利于范性形变, 所以合金延展性增加, σ_p 减小, 当冷变形高于 30%, 体积膨胀达到 4×10^{-3} 左右时足以产生范性流变, 即使再增加变形量, 缺陷密度增加无几, 因而合金物理-机械性能变化不大。

五、结 论

1. 非晶合金当变形率很低时, 在 $p-\epsilon$ 和 $\Delta R/R-\epsilon$ 曲线上存在弹性、滞弹性和范性形变三个阶段, 第一、二阶段电阻随应变线性增加, 两者的电阻应变系数略有不同, 范性形变区的电阻应变系数一般不等于 2。

2. 在面缩率 8% 附近, 电阻率最小, 而密度和比例极限强度最大, 当 $\phi > 30\%$ 时, 它们变化不大。

冯本政和郑福前提供非晶态合金, 刘亚洲和张明德制备合金丝材, 特表谢意。

- 1 H. Kimura, T. Masumoto, Amorphous Metallic Alloys, BMM, Ed. F. E. Luborsky, (1983), p. 187—230.
- 2 F. Spaepen A. I. Taub, *ibid.*, p. 231—282.
- 3 M. H. Cohen, D. Turnbull, *J. Chem. Phys.*, **31**(1959), 1164.
- 4 D. Turnbull, M. H. Cohen, *J. Chem. Phys.*, **34**(1961), 120.
- 5 D. Turnbull, M. H. Cohen, *J. Chem. Phys.*, **52**(1970), 3038.
- 6 F. Spaepen, D. Turnbull, *Scripta Met.*, **8**(1974), 563.
- 7 J. J. Gilman, *J. Appl. Phys.*, **44**(1973), 675.
- 8 J. C. M. Li, in Metallic Glasses, Eds J. J. Gilman and H. J. Leany, P224, American Society of Metals Cleveland, Ohio (1976).
- 9 何华春、卢邦洪, 贵金属, **2**(1981), 40.
- 10 何华春、刘 雄, 贵金属, **4**(1983), 30.
- 11 邓德国、卢邦洪, *Scripta Met.*, **17**(1983), 515.
- 12 何华春, 稀有金属, **2**(1983), 210.
- 13 A. S. Argon, L. T. Shi, *Acta Met.*, **31**(1983), 499.

MECHANICAL AND ELECTRICAL PROPERTIES OF DEFORMED AMORPHOUS ALLOYS

HE HUA-CHUN

(Institute of Noble Metals, Kunming)

ABSTRACT

The resistance changes, $\Delta R/R$, of fifteen different kinds of Pd-, Cu-, Ni-, and Fe-based amorphous alloys in the presence of elastic and plastic deformations have been measured.

The resistivity ρ , density d and proportional limit σ_p for several amorphous alloys as functions of shrinkage ϕ have also been determined. The results on the curve of p - ϵ and $\Delta R/R$ - ϵ indicate the existence of elastic, anelastic, and the plastic regions. Stress p and $\Delta R/R$ increase linearly with strain ϵ in the first two regions. Density, resistivity and proportional limit vary with ϕ obviously, however, their changes are very small after $\phi > 30\%$. Mechanism of the plastic deformation occurring in amorphous alloys is also discussed.