

热循环对不同相变温度 CuZnAl 形状记忆合金性能的影响

司乃潮¹, 刘海霞¹, 司松海²

(1. 江苏大学 材料科学与工程学院, 镇江 212013;

2. 镇江忆诺唯记忆合金有限公司, 镇江 212009)

摘要: 研究了预应变、热处理工艺和循环介质对不同相变温度 CuZnAl 形状记忆合金形状记忆效应的影响。结果表明: 尽管预应变、热处理工艺及训练介质均不同, 但回复率均随循环次数的增加先上升而后下降, 相变温度(361 K 以上)高的合金回复率偏低; 随着冷热循环训练次数的增加, 合金的马氏体转变开始温度(M_s)和奥氏体转变结束温度(A_f)均有所提高, 其 M_f 和 A_s 均有所降低; 经过热循环之后, 相变温度(361 K 以上)高的合金的相变温度的幅度提高较大, 且具有较大的热滞。

关键词: CuZnAl 形状记忆合金; 预应变; 相变温度; 记忆效应; 冷热循环; 热处理工艺

中图分类号: TG 139.6

文献标识码: A

Effect of thermal cycling on properties of CuZnAl shape memory alloys with different transformation temperatures

SI Nai-chao¹, LIU Hai-xia¹, SI Song-hai²

(1. School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China;

2. Zhenjiang Innov Alloy Co. Ltd., Zhenjiang 212009, China)

Abstract: The effects of different pre-strains, heat treatments and mediums on the shape memory effect of CuZnAl alloys with different transformation temperatures were studied. The results show that the recovery rate increases firstly, then decreases with increasing cycling number, although the pre-strain, heat treatment and medium vary, respectively. The recovery rate is relatively low when the transformation temperature is higher than 361 K. The Martensite transformation starting temperature M_s and Austenite transformation finish temperature A_f increase with increasing cycling number. But both M_f and A_s decline. After thermal cycling, for the alloy with high transformation temperature (above 361K), the range of transformation temperature is enlarged, and the thermal hysteresis is large.

Key words: CuZnAl shape memory alloys; pre-strain; transformation temperature; shape memory effect; thermal cycling; heat treatment process

近年来, 随着基本解决 CuZnAl 形状记忆合金晶粒粗大, 以及马氏体稳定化后^[1-5], CuZnAl 形状记忆合金得到广泛的研究和发展, 并逐步进入工程应用领域^[6-7]。如利用 CuZnAl 形状记忆合金所具有的感温和驱动双重功能, 制作柴油发动机水箱中的控温元件以

及在阻尼方面的应用^[8-9]。但在实际工作中形状记忆合金需要承受外力和温度的复合作用, 同时预变形量对其形状回复率有很大的影响。目前国内外有人研究了形状记忆合金在冷热循环过程中形状记忆效应的变化规律, 不同相变温度的合金在冷热循环过程中的变化

基金项目: 江苏省科技型中小企业技术创新基金资助项目(BC2007144); 镇江市工业科技攻关资助项目(GY2007023); 江苏大学“科技创新团队”资助项目

收稿日期: 2008-07-30; 修订日期: 2008-12-15

通讯作者: 司乃潮, 教授, 博士; 电话: 0511-88780191; E-mail: sncc@ujs.edu.cn

规律,同时研究了合金在冷热循环过程中相变温度的波动范围,并进行了微观组织分析^[10-14]。但对综合工艺的研究并不深入,本文作者采用不同的预应变量、不同热处理工艺和循环介质对不同相变温度(315~398 K)CuZnAl 形状记忆合金记忆效应的影响进行了研究,这一研究结果对该合金的应用推广有一定的指导意义。

1 实验

合金的制备方法详见文献[1]。实验合金的基本成分为 Zn26、Al4、Ni1、复合 RE(La+Ce) 0.01~0.10、余量为 Cu(质量分数,%)。通过严格控制调整化学成分所得试样的相变温度分别为 315、326、339、347、361 和 398 K。相变温度测定在自制的电阻率-温度曲线测量仪上进行,试样尺寸为 1.5 mm×4 mm×100 mm。双向记忆性能的训练采用约束加热法,热循环介质及温度分别为:373 K 水与室温水,423 K 油与室温油。预应变量分别为 1.3%、1.7%、2.6%、3.9%和 8.5%;试样尺寸为 0.3 mm×4 mm×80 mm,解除约束后进行冷热循环,并测量样品开口弦长在热循环中的变化。显微组织观察在 MM6 型金相显微镜和 JXA-840A 型扫描电子显微镜上进行,尺寸为 d 15 mm×10 mm。采用 D-5000 型 X 射线衍射仪和 JEM-2000E 型透射电子显微镜分别观察相结构和马氏体界面形貌, X 射线衍射试样尺寸为 d 15 mm×1 mm,透射电镜试样先冷轧至 0.3 mm,再机械减薄至 0.1 mm,然后采用双喷电解减薄。热处理工艺如下:1) 1 123 K,保温 15 min+室温油淬+ 423 K,时效 15 min+323 K,水保温 10 min(两级时效);2) 1 123 K,保温 15 min+423 K 油淬,

保温 15 min(分级淬火)。

2 热循环对合金形状记忆效应的影响

2.1 热循环对合金形状记忆效应的影响规律

以预应变量为 1.3%与 3.9%为例。不同相变温度的试样经不同热处理工艺后,在不同训练介质中训练并测其形状记忆回复率与循环次数的关系(见图 1~4)。本研究中图中 N 均代表循环次数。从图 1~4 中可以得出如下结论。

1) 尽管相变温度、预应变量、热处理工艺及训练介质均不同,但合金的形状回复率均随循环次数的增加先上升而后下降。前 50 次训练为约束训练,目的是使试样达到双程记忆效应,故在一定的预应变条件下,回复率呈上升趋势。解除约束后回复率则随循环次数的增加而下降。

2) 相变温度 347 K 以下的合金,其形状回复率均高于相变温度 361 K 以上的合金,一般高出 20%~40%。

3) 两级时效处理的合金,其形状回复率高于分级淬火处理的合金,一般高出 10%~30%。

4) 在低预应变量($\epsilon=1.3\%$)的情况下,形状回复率高于在高预应变量($\epsilon=3.9\%$)的情况,一般高出 25%~45%。

5) 在油中回复率比在水中回复率高出 10%~30%。

2.2 热循环对合金形状记忆效应影响规律的分析

图 5 所示为相变温度 361 K 的合金试样热循环后的金相组织。由图 5 可看出,随着热循环次数的增加,矛头状马氏体逐渐减少,在晶界处出现许多残留马氏

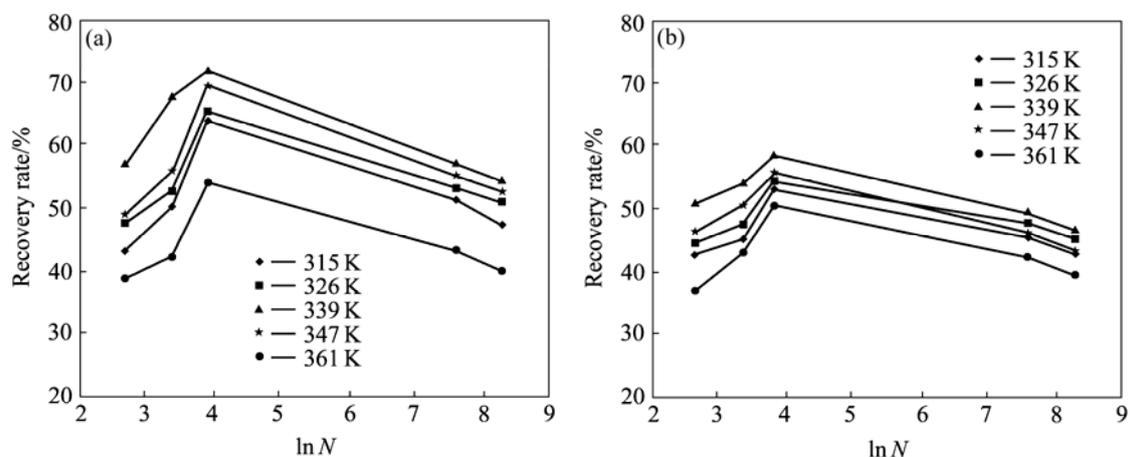


图 1 ϵ 为 1.3% 时合金在水中循环次数与回复率的关系

Fig.1 Relationship between cycling number and recovery rate at strain of 1.3% in water: (a) Two-step ageing; (b) Step quenching

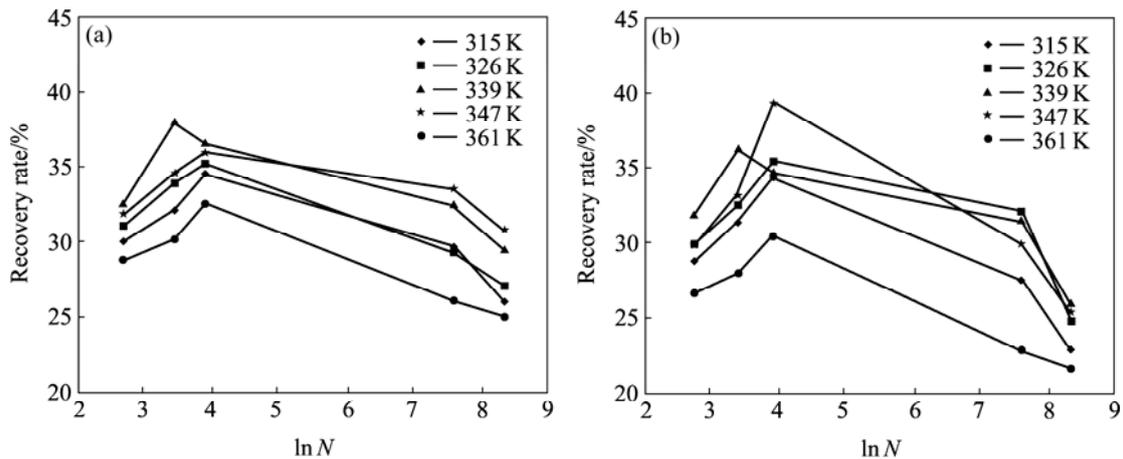


图 2 ϵ 为 3.9% 时合金在水中循环次数与回复率的关系

Fig.2 Relationship between cycling number and recovery rate of alloy at strain of 3.9% in water: (a) Two-step ageing; (b) Step quenching

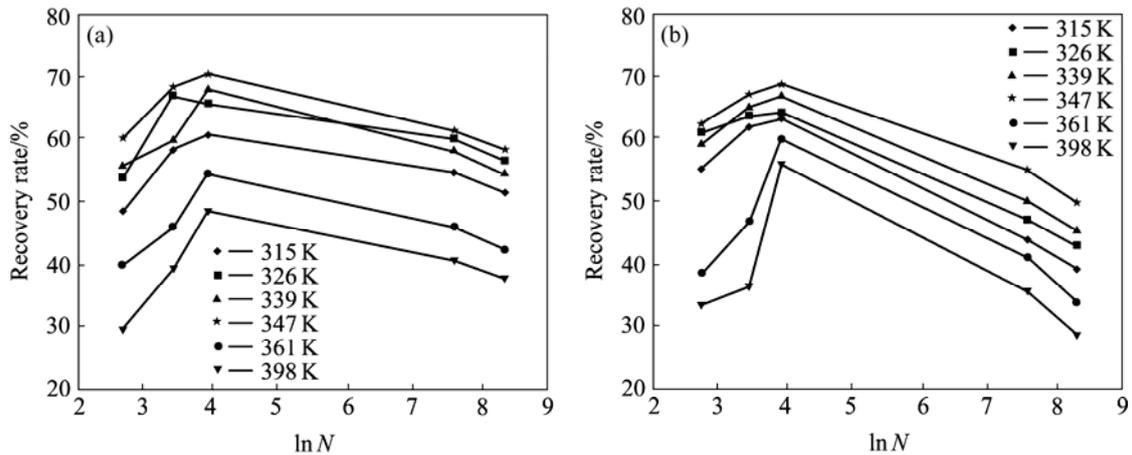


图 3 ϵ 为 1.3% 时合金在油中循环次数与回复率的关系

Fig.3 Relationship between cycling number and recovery rate at strain of 1.3% in oil: (a) Two-step ageing; (b) Step quenching

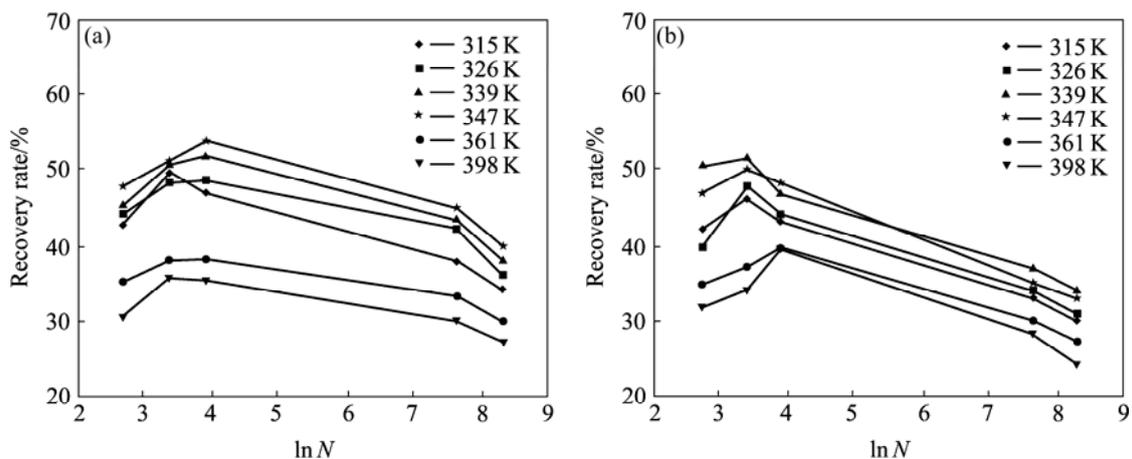


图 4 ϵ 为 3.9% 时合金在油中循环次数与回复率的关系

Fig.4 Relationship between cycling number and recovery rate at strain of 3.9% in oil: (a) Two-step ageing; (b) Step quenching

体, 使晶界变宽。

采用透射电镜对马氏体条内的组织结构进行了分析, 结果如图 6 所示。由图 6 可知, 当热循环次数较

少时, 在马氏体条内出现细小平行针状组织(见图 6(a))。随着热循环次数的增加, 马氏体条内出现平行台阶状变体和交叉状变体(见图 6(b)), 在同样放大倍

数下同一视场中显示马氏体条内的位错密度也逐渐增高。图 6(c)和(d)所示为热循环后围绕 C 轴旋转所获得的一组电子衍射花样。这组电子衍射花样表明, 该合金马氏体为 M18R 结构。在这组电子衍射花样中, 沿 C 轴方向出现拖痕(见图 6(c)); 且随热循环次数的增加, 沿 C 轴方向出现的拖痕强度增加(见图 6(d)), 这正是层错所造成的衍射效应, 可见该合金马氏体亚结构为基面上的层错, 且随热循环次数的增加, 层错的密度和数量大大增加。

在热循环过程中, 记忆性能衰减的同时其内部组织也发生了相应变化, 随着热循环次数的增加, 矛头状马氏体的自协作性逐渐变差, 马氏体条内出现的新变体及位错缠结网络, 破坏了马氏体原来良好的边界匹配关系, 增加了基体中的内应力。这些位错缺陷的存在造成原子相互迁移产生错排, 导致马氏体的有序度下降, 这与 X 射线衍射测定的有序度变化结果相一致(见图 7)。由图 7 可看出, 随着热循环次数的增加, $(\bar{1}210)$ 与 $(20\bar{1}0)$ 两对衍射峰相互靠拢, $(\bar{1}210)$ 与

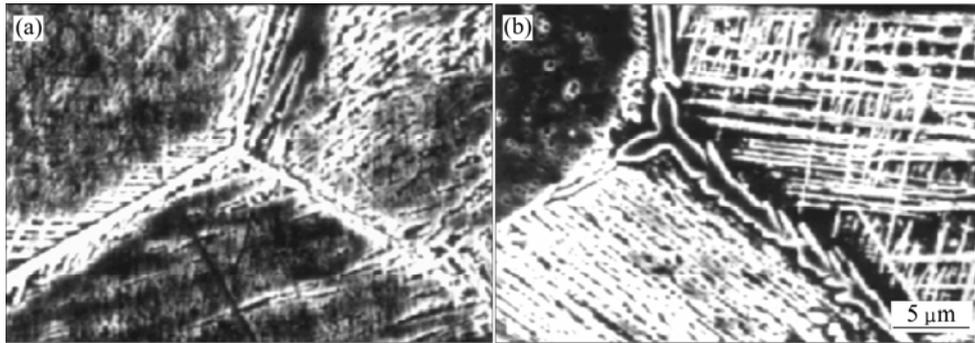


图 5 热循环后试样的金相组织
Fig.5 Metallographs of samples after thermal cycling: (a) $N=500$; (b) $N=4000$

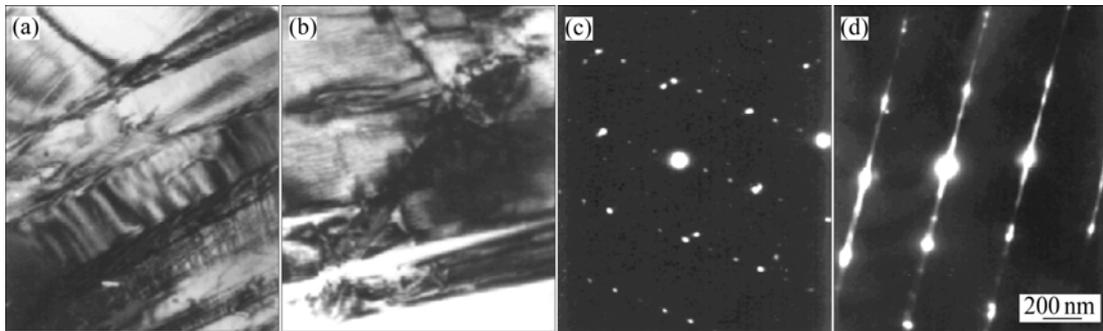


图 6 热循环后试样的 TEM 像及衍射花样
Fig.6 TEM images((a), (b)) and diffraction patterns((c), (d)) of samples after thermal cycling: (a) $N=50$; (b) $N=4000$; (c) $N=50$; (d) $N=4000$

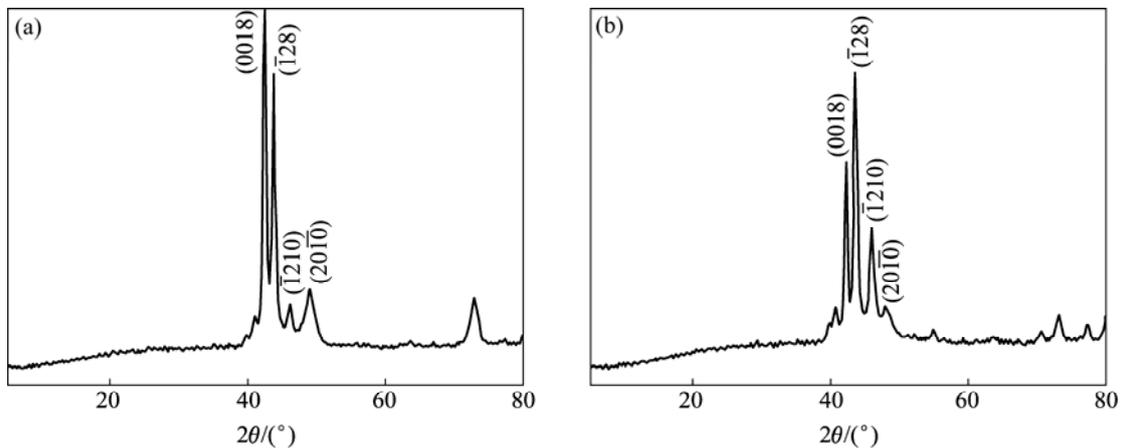


图 7 热循环后试样的 XRD 谱
Fig.7 XRD patterns of samples after thermal cycling: (a) $N=50$; (b) $N=4000$

(20 $\bar{1}0$) 衍射峰的相对距离 $\Delta 2\theta$ 是 M18R 马氏体基面原子排列六次对称性和晶胞单斜角 β 的量度^[15], 它的减小意味着 M18R 马氏体基面原子排列趋向于六角形, β 角趋向 90°, 合金的有序度降低。马氏体有序度的降低, 必然影响晶体学可逆性, 导致记忆性能下降。同时, 大量位错的积累也使部分马氏体难以逆变而残留下来, 导致可逆马氏体量减少, 记忆效应进一步衰减。

本研究采用单线条法来确定试样中马氏体的相对含量。只需通过测量混合样品中欲测相(M18R)某根线的强度, 一般取衍射峰最强的线作为测量线, 对比它们之间的强度, 并由此推断物相含量的变化。在 CuZnAl 形状记忆合金中, 马氏体的主要衍射线为 (0018)M18R 和 ($\bar{1}28$)M18R 两条线。由图 7 可以看出, 经过 4 000 次热循环之后, (0018)M18R 和 ($\bar{1}28$)M18R 两条线的衍射峰强度明显减弱, 这就说明随着循环次数的增加, 位错密度增大, 会使一部分热弹性马氏体的可逆转变量下降, 从而使记忆性能降低。

3 热循环对合金相变温度的影响

3.1 热循环对合金相变温度的影响规律

对相变温度的测定分别是: 在未循环之前、达到稳定双程回复率之后、进入无约束循环之后, 每循环 500 次测定一次, 总的循环次数是 4 000 次。其循环条件为, 热处理工艺为两级时效, 预应变量为 2.6%, 循环介质为油。表 1~6 所列为不同温度时冷热循环前后合金的相变温度。由表 1~6 可以看出, 随着冷热循环

表 1 315 K 时冷热循环前后合金的相变温度

Table 1 Transformation temperatures of alloy before and after thermal cycling at 315 K

Condition	A_s/K	A_f/K	M_s/K	M_f/K	$(A_f-M_s)/K$
Before cycling	313	321	315	307	6
After reaching stable recovery rate	312	325	319	305	6
After 500 cycle	311	329	320	302	9
After 1 000 cycle	311	330	320	301	10
After 2 000 cycle	311	330	320	301	10
After 3 000 cycle	311	329	320	302	9
After 4 000 cycle	311	331	321	301	10

表 2 326 K 时冷热循环前后合金的相变温度

Table 2 Transformation temperatures of alloy before and after thermal cycling at 326 K

Condition	A_s/K	A_f/K	M_s/K	M_f/K	$(A_f-M_s)/K$
Before cycling	323	331	326	318	5
After reaching stable recovery rate	322	333	327	316	6
After 500 cycle	321	337	329	313	8
After 1 000 cycle	321	339	330	312	9
After 2 000 cycle	321	339	330	312	9
After 3 000 cycle	321	339	330	312	9
After 4 000 cycle	321	340	331	312	9

表 3 339 K 时冷热循环前后合金的相变温度

Table 3 Transformation temperatures of alloy before and after thermal cycling at 339 K

Condition	A_s/K	A_f/K	M_s/K	M_f/K	$(A_f-M_s)/K$
Before cycling	334	343	339	330	4
After reaching stable recovery rate	334	344	339	329	5
After 500 cycle	333	346	341	327	5
After 1 000 cycle	333	348	342	327	6
After 2 000 cycle	334	349	342	327	7
After 3 000 cycle	334	349	342	327	7
After 4 000 cycle	334	349	342	327	7

表 4 347 K 时冷热循环前后合金的相变温度

Table 4 Transformation temperatures of alloy before and after thermal cycling at 347 K

Condition	A_s/K	A_f/K	M_s/K	M_f/K	$(A_f-M_s)/K$
Before cycling	339	352	347	335	5
After reaching stable recovery rate	338	353	348	333	5
After 500 cycle	337	355	350	332	5
After 1 000 cycle	338	357	351	332	6
After 2 000 cycle	337	357	351	331	6
After 3 000 cycle	337	358	351	331	7
After 4 000 cycle	337	359	352	331	7

表5 361 K 时冷热循环前后合金的相变温度

Table 5 Transformation temperatures of alloy before and after thermal cycling at 361 K

Condition	A_s/K	A_f/K	M_s/K	M_f/K	$(A_f-M_s)/K$
Before cycling	361	366	361	346	5
After reaching stable recovery rate	351	373	365	342	8
After 500 cycle	349	378	367	338	11
After 1 000 cycle	348	380	368	337	12
After 2 000 cycle	348	380	368	337	12
After 3 000 cycle	346	380	368	335	12
After 4 000 cycle	346	380	368	335	12

表6 398 K 时冷热循环前后合金的相变温度

Table 6 Transformation temperatures of alloy before and after thermal cycling at 398 K

Condition	A_s/K	A_f/K	M_s/K	M_f/K	$(A_f-M_s)/K$
Before cycling	390	403	398	385	5
After reaching stable recovery rate	389	415	405	379	10
After 500 cycle	388	425	408	371	17
After 1 000 cycle	388	425	408	371	17
After 2 000 cycle	388	427	409	371	18
After 3 000 cycle	388	427	409	370	18
After 4 000 cycle	388	427	409	370	18

训练次数的增加,合金的 M_s 和 A_f 有所提高,主要分两种情况,一是相变温度在 347 K 以下的合金, M_s 一般提高 5~6 K,热滞一般增加 3~4 K;二是相变温度在 361 K 以上的合金, M_s 点一般提高 7~11 K,热滞一般增加 8~18 K,主要都是在冷热循环 500 次之前。也就是说在已有预应变量的情况下进行冷热循环训练时,合金的相变温度提高幅度较大。冷热循环 1 000 次之后,合金的相变温度变化幅度很小,但合金的 M_f 和 A_s 有所降低。

3.2 热循环对合金相变温度的影响规律结果分析

文献[16]认为,在 CuZnAl 合金马氏体中,热循环产生了 $1/2[1, 1, 2, 0]$ 位错。它对应于母相中的 $1/4[1, 1, 1]$ 位错,即使马氏体逆变后它仍可保留在母相中。 $1/2[1,$

$0]$ 位错由 $1/3[1, 0, 0]$ 与 $1/2[1/3, 1/2, 0]$ 两个半位错反应生成, $1/3[1, 0, 0]$ 位错运动不破坏合金有序状态,而 $1/2[1/3, 1, 2, 0]$ 位错运动则同时破坏 nn 有序与 nnn 有序。当 nn 有序遭破坏时, M_s 上升,而 nnn 有序遭破坏时, M_s 下降。另外合金在冷热循环中的位错积累,不断破坏合金的有序结构,也使 M_s 上升。正是由于位错的存在,阻碍马氏体界面移动,因而马氏体相变开始温度 M_s 升高。

马氏体相变时,体系的自由能由下式组成:

$$G = G_{ch} + \theta_{cl} \quad (1)$$

式中 G 为体系自由能; G_{ch} 为化学自由能; θ_{cl} 为体积能。

因此,发生马氏体相变时的自由能差可以写成

$$\Delta G^{\beta \rightarrow M} = \Delta G_{ch}^{\beta \rightarrow M} + \Delta \theta_{cl}^{\beta \rightarrow M} \quad (2)$$

由于马氏体相变温度范围较小,可以将相变焓差 $\Delta H^{\beta \rightarrow M}$ 和熵差 $\Delta S^{\beta \rightarrow M}$ 看作与温度无关的常数,因此,式(3)可写成:

$$\Delta G^{\beta \rightarrow M} = \Delta H^{\beta \rightarrow M} - T \Delta S^{\beta \rightarrow M} + \Delta \theta_{cl}^{\beta \rightarrow M} = \Delta H^{\beta \rightarrow M} \left(1 - \frac{T}{T_0} \right) + \Delta \theta_{cl}^{\beta \rightarrow M} \quad (3)$$

式中 T_0 由 $\Delta G_{ch} = 0$ 确定。对热弹性马氏体,可以假设第一批马氏体形成时,化学自由能差刚好和相变体积能差抵消,即对应的温度 T 就是马氏体相变温度 M_s ,则由式(3)可得

$$\frac{M_s}{T_0} = 1 + \frac{\Delta \theta_{cl}^{\beta \rightarrow M}}{\Delta H^{\beta \rightarrow M}} \quad (4)$$

马氏体发生相变时,合金材料中的体积能 ($\Delta \theta_{cl}^{\beta \rightarrow M}$) 是由弹性能 ($\Delta \theta_{\Gamma}^{\beta \rightarrow M}$) 和界面能 ($\Delta \theta_G^{\beta \rightarrow M}$) 组成,即

$$\Delta \theta_{cl}^{\beta \rightarrow M} = \Delta \theta_{\Gamma}^{\beta \rightarrow M} + \Delta \theta_G^{\beta \rightarrow M} \quad (5)$$

将式(5)代入式(4)得

$$M_s = \left(1 + \frac{\Delta \theta_{\Gamma}^{\beta \rightarrow M} + \Delta \theta_G^{\beta \rightarrow M}}{\Delta H^{\beta \rightarrow M}} \right) T_0 \quad (6)$$

一般来说,弹性能 ($\Delta \theta_{\Gamma}^{\beta \rightarrow M}$) 不随位错的增加而变化,而界面能 ($\Delta \theta_G^{\beta \rightarrow M}$) 则不同,由于位错的增加,阻碍了马氏体界面移动,从而导致界面能 ($\Delta \theta_G^{\beta \rightarrow M}$) 升高,因而提高了马氏体相变温度。

一般的马氏体相变时, 每个晶粒均快速长大, 但继续降低温度和延长时间, 马氏体也不会进一步长大, 这一过程是非热弹性的。而对于热弹性马氏体, 已有的马氏体晶核随温度的降低以一定的速度长大, 然而在升温时又会进行收缩, 再降低温度则又会长大, 如同橡胶受力变形一样。由于这样的特征, 热弹性马氏体相变时所需能量, 必须小到忽略不计, 也就是说发生马氏体相变时不但结构变化要小, 而且体积变化也要小。马氏体正转变和逆转变均存在一个界面推移过程, 在推移过程中存在着一个摩擦力, 这种摩擦力阻碍界面的推移, 这就是热滞^[17]。一般认为热滞正是衡量这一特性的一种方法, 热滞小, 合金记忆性能好。这种界面摩擦和宏观滑动摩擦相似, 都是不可逆的热力学过程, 也都是消耗能量并全部转化为不可逆的热损失, 因此在热弹性马氏体转变过程中, 界面总面积小, 逆转变阻力小, 转变温度区间就小。众所周知, CuZnAl 形状记忆合金具有形状记忆效应的动作温度范围是 173~413 K, 接近该温度范围的下限或上限情况下, 马氏体在热循环的转变过程中可能会造成过饱和和空位没有足够的时间和温度进行扩散、反应, 达到平衡浓度, 易形成空位簇。因而对马氏体/母相的界面和马氏体/母相的界面有钉扎作用, 从而使界面的推移变得困难, 因此具有高温相变温度的合金经过热循环之后不仅合金的相变温度提高幅度较大, 而且也具有较大的热滞。

4 结论

1) 尽管预应变量, 热处理工艺及训练介质均不同, 但回复率均随循环次数的增加先是上升而后下降。随热循环次数的增加, 形状记忆效应下降, 从微观组织来看, 破坏了马氏体原来良好的边界匹配关系, 增加了基体中的内应力, 位错缺陷的存在造成原子相互迁移产生错排, 导致马氏体的有序度下降。

2) 随着冷热循环训练次数的增加, 合金的 M_s 和 A_f 有所提高。但 M_f 和 A_s 有所降低。这主要是由于位错的增加, 阻碍了马氏体界面移动, 从而导致界面能 ($\Delta\theta_G^{\beta \rightarrow M}$) 升高。

3) 具有高温相变温度的合金经过热循环之后, 不仅合金的相变温度提高幅度较大, 也具有较大的热滞。相变温度在 347 K 以下的合金, M_s 一般提高 5~6 K, 热滞一般增加 3~4 K; 相变温度在 361 K 以上的合金,

M_s 一般提高 7~11 K, 热滞一般增加 7~13 K, 都是主要在冷热循环 500 次之前。因此, 选择的合金最好是相变温度低于 361 K 以下的。

REFERENCES

- [1] SI Nai-chao. CuZnAl shape memory alloy refined with composite rare earths La+Ce[J]. Journal Of Rare Earths, 1999, 17(4): 275-279.
- [2] 司乃潮, 赵国旗, 杨道清. 复合稀土对 CuZnAl 形状记忆合金力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(2): 393-398. SI Nai-chao, ZHAO Guo-qi, YANG Dao-qing. Effects of mischmetal on mechanical properties of CuZnAl Shape Memory Alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(2): 393-398.
- [3] LAI M O, LU L, LEE W H. Influence of heat treatment on properties of copper-based shape-memory alloys[J]. Journal of Material Science, 1996, 31(6): 1537-1542.
- [4] 宋锦柱, 吴齐伟. 复合添加 Ti、混合稀土对 CuZnAl 记忆合金晶粒度、性能的影响[J]. 江苏冶金, 2006, 34(6): 16-20. SONG Jin-zhu, WU Qi-wei. Effect of the compound addition of Ti and misch metal on grain size and property of CuZnAl shape memory alloy[J]. Jiangsu Metallurgy, 2006, 34(6): 16-20.
- [5] 司乃潮, 贾志宏, 孙少纯. CuZnAl(RE)形状记忆合金马氏体稳定化的研究及解决措施[J]. 中国稀土学报, 2002(S): 141-144. SI Nai-chao, JIA Zhi-hong, SUN Shao-chun. Researches on martensitic stability of CuZnAl (RE) shape memory alloys[J]. Journal of Rare Earths, 2002(S): 141-144.
- [6] 中国机械工程学会, 中国材料研究学会, 中国材料工程大典编委会. 中国材料工程大典[M]. 北京: 化学工业出版社, 2006. Chinese Mechanical Engineering Society, Chinese Materials Research Society, Editorial Board of China Materials Engineering Canon. China Materials Engineering Canon[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006.
- [7] SHABALOVSKAYA S, RYHNEN J, YAHIA L H. Bioperformance of nitinol: surface tendencies[J]. Materials Science Forum, 2002, 394/395: 131-138.
- [8] 谭树松, 彭坤, 曾欲晓, 谭立新, 桂嘉年, 王仁卉. CuZnAl 记忆元件的“台阶”效应[J]. 中国有色金属学报, 2001, 11(3): 356-360. TAN Shu-song, PENG Kun, ZENG yu-xiao, TAN Li-xin, GUI Jia-nian, WANG Ren-hui. Plateau effect of CuZnAl memory elements[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001, 11(3): 356-360.
- [9] MORONI M O, SALDIVIA R, SARRAZIN M, SEPULVEDA A. Damping characteristics of a CuZnAlNi shape memory alloy[J].

- Mater Sci Eng A, 2002, 335(1): 313-319.
- [10] 李 宁, 黄姝珂, 莫华强, 胥永刚. 预变形量和热与应变循环对 CuZnAl 合金形状记忆性能的影响[J]. 四川大学学报: 工程科学版, 2005, 37(3): 73-76.
LI Ning, HUANG Shu-ke, MO Hua-qiang, XU Yong-gang. Effect of pre-strain and thermal-strain cycle on the shape memory effect of CuZnAl alloy[J]. Journal of Sichuan University: Engineering Science Edition, 2005, 37(3): 73-76.
- [11] 司乃潮, 刘海霞, 祁隆飙. 冷热循环对 CuZnAl 形状记忆合金性能的影响[J]. 应用科学学报, 2003, 21(1): 107-110.
SI Nai-chao, LIU Hai-xia, QI Long-biao. Effects of thermal cycles on the properties of CuZnAl shape memory alloys[J]. Journal of Applied Sciences, 2003, 21(1): 107-110.
- [12] 沈阿妮, 李 宁, 文玉华. 热处理工艺对 CuZnAl 形状记忆合金相变温度的影响[J]. 四川大学学报: 工程科学版, 2002, 34(2): 48-55.
SHEN A-ni, LI Ning, WEN Yu-hua. Effect of heat treatment on phase transformation temperatures of CuZnAl shape memory alloy[J]. Journal of Sichuan University: Engineering Science Edition, 2002, 34(2): 48-55.
- [13] YANG Da-zhi. Shape memory alloy and smart hybrid composites advanced materials for the 21st century[J]. Materials and Design, 2000, 21(6): 503-507
- [14] 解光亮, 丁秀香, 杨 红. Cu-Zn-Al 合金形状记忆效应的机理分析[J]. 山西大学学报: 自然科学版, 2003, 26(2): 147-149.
XIE Guang-liang, DING Xiu-xiang, YANG Hong. The mechanism analysis on the shape memory effect of Cu-Zn-Al alloy[J]. Journal of Shanxi University: Natural Science Edition, 2003, 26(2): 147-149.
- [15] WANG Ming-pu, LIU Gin-wen. On the stablization of thermoelastic martensite in Cu-Zn-Al alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1990, 3A(6): 439-441.
- [16] TADAKI T, TAKAMORI M. Thermal cycling effect in Cu-Zn-Al shape memory alloys with B2 and DO3 type ordered structure in parent phase[J]. Trans JIM, 1987, 28(2): 120-128.
- [17] 邓永瑞. 马氏体转变理论[M]. 北京: 科学出版社, 1993.
DENG Yong-rui. The theory of Martensitic transformation[M]. Beijing: Science Press, 1993.

(编辑 李艳红)