

高低温循环对 EW94 镁合金组织与力学性能的影响

唐昌平^{1,2}, 张新明^{1,2}, 邓运来^{1,2}, 李理^{1,3}, 周洋^{1,2}, 赵凤景^{1,2}, 许理^{1,2}, 张国义^{1,2}

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;

2. 中南大学 教育部有色金属材料科学与工程重点实验室, 长沙 410083;

3. 湖南工学院 机械工程系, 衡阳 421002)

摘要: 研究高低温循环热处理对 EW94 合金挤压-T6 态板材组织与力学性能的影响。结果表明: 在(-196 °C, 12 h)+(RT, 12 h)制度下, 循环热处理对合金的力学性能无明显影响; 经(-196 °C, 12 h)+(≤200 °C, 12 h)循环热处理 $N(N \leq 15)$ 次后, 样品抗拉强度有所提高; 经(-196 °C, 12 h)+(200 °C, 12 h)循环 4 次后, 样品抗拉强度达到峰值, 为 413 MPa; 经(-196 °C, 12 h)+(250 °C, 12 h)循环处理后, 样品抗拉强度略有下降, 伸长率略有提高; 而经(-196 °C, 12 h)+(300 °C, 12 h)循环处理后, 样品抗拉强度急剧下降至 307 MPa, 但伸长率由 2.8% 提高到 5.6%; 随循环次数的增加, 合金力学性能基本保持稳定。合金在高低温循环过程中的相变是影响其力学性能的主要因素。

关键词: 高低温循环; 时效; 析出相; 断裂; 伸长率

中图分类号: TG 146.2

文献标志码: A

Effects of high-low temperature cycle on microstructures and mechanical properties of EW94 magnesium alloy

TANG Chang-ping^{1,2}, ZHANG Xin-ming^{1,2}, DENG Yun-lai^{1,3}, LI Li^{1,3}, ZHOU Yang^{1,2},
ZHAO Feng-jin^{1,2}, XU Li^{1,2}, ZHANG Guo-yi^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2. Key Laboratory of Nonferrous Metal Materials Science and Engineering, Ministry of Education, Central South University, Changsha 410083, China;

3. Department of Mechanical Engineering, Hunan Institute of Technology, Hengyang 421002, China)

Abstract: The effects of high-low temperature cycle on microstructures and mechanical properties of EW94 alloy with extruded-T6 temper were investigated. The results indicate that there is no effect on the mechanical properties when the aged alloy is held at -196 °C and ambient temperature. There is some increment in ultimate strength of the alloy when it is treated by (-196 °C, 12 h)+(≤200 °C, 12 h) regime for $N(N \leq 15)$ times, the maximum ultimate strength of 413 MPa is derived when the alloy was treated by (-196 °C, 12 h)+(200 °C, 12 h) for 4 times. There was some decrease in ultimate strength but some increment in elongation when treated by (-196 °C, 12 h)+(250 °C, 12 h). However, the ultimate strength abruptly decreases to 307 MPa and the elongation increases to 5.6% when the samples are treated by (-196 °C, 12 h)+(300 °C, 12 h), and the mechanical properties are stable at this level as the number of cycles increases. The phase transformation during the heat-treatment at alternate temperature is the key factor of the variation in mechanical properties.

Key words: high-low temperature cycle; ageing; precipitation; fracture; elongation

镁-稀土合金由于具有优异的室温及高温力学性能而在航空航天领域得到了广泛的应用^[1-4]。该系合金

为典型的时效强化型合金, 时效强化被认为是其主要的强化机制^[5]。近年来, 大量研究人员对该系合金的

析出行为进行了研究, 自从 NIE 和 MUDDLE^[6-7]首次在 WE54 合金中发现 β_1 相以来, 大多数镁-稀土合金的时效析出序列被确定为 $\text{ssss} \rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta_1 \rightarrow \beta$ ^[8-11]。 β'' 相通常形成于时效热处理的早期, 为 DO_{19} 结构, 在 $\{11\bar{2}0\}$ 或 $\{10\bar{1}0\}$ 面上析出^[12]; β' 相通常存在于峰值时效状态的样品中, 是该系合金的主要强化相, 具有 BCO 结构($a=0.64$ nm, $b=2.22$ nm, $c=0.52$ nm)。随着时效时间的延长, β' 相转变为与基体非共格的 β_1 相, 同时伴随着合金力学性能的下降, β_1 相在 β' 相与基体的界面上形核, β_1 相为 FCC 结构($a=0.74$ nm); 随着时效时间的进一步延长, β_1 相将原位转变为平衡相 β , β 相也为一种具有 FCC 结构($a=2.2$ nm)且与基体不共格的相。上述对镁-稀土合金时效行为的研究, 为探明时效热处理对合金力学性能的影响规律及制定合理的时效制度奠定了理论基础。

当前对 Mg-Gd-Y-Zr 合金析出行为的研究均是针对未经时效处理的固溶态样品进行的, 但航天器构件所用材料通常为经时效处理的产品, 且构件是在复杂的高低温交变温度场中服役, 在外界温度场的作用下合金中已有强化相的类型及分布等有可能将发生改变。因此, 研究服役过程中合金的相转变规律及其对合金力学性能的影响具有重要意义。本文作者通过模拟航天器服役的温度条件, 研究经 T6 处理的 EW94 合金挤压材在交变温度场中的组织演变规律及其对合金力学性能的影响, 为该合金的工程应用提供依据。

1 实验

用于高低温循环热处理的试验料为经 T6 处理的 EW94 合金挤压材。图 1 所示为高低温循环试验的过程。首先将合金试样用丝线吊入液氮罐内, 保温 12 h, 然后将丝线取下, 将样品移入不同温度(室温、150、200、250 和 300 °C)的加热炉内, 保温 12 h 后取出并淬火, 再用丝线将样品吊入液氮罐内保持 12 h, 样品转移时间小于 5 min, 如此处理一次为一个循环。然后对循环不同次数的样品取样进行力学性能测试及微观组织分析。

样品的硬度测试在 HV-10B 型小负荷维氏硬度仪上进行, 加载力为 30 N, 保持时间为 30 s, 文中所提供硬度值为 9 个测试点的统计结果。室温拉伸试样为板状样, 其平行长度部分的宽度约为 10 mm, 厚度约为 2 mm, 标距长度约为 25 mm。室温拉伸实验在 CSS-44100 型万能电子拉伸机上进行, 夹头移动速率为 1 mm/min。拉伸后的断口形貌观察在 Quanta-200

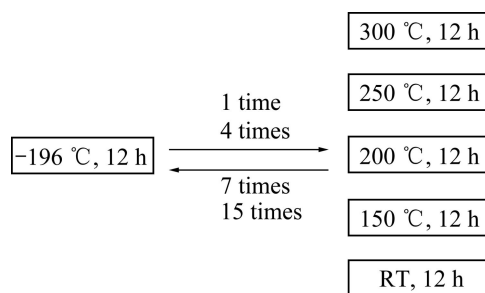


图 1 高低温循环热处理示意图

Fig.1 Schematic diagram showing high-low temperature cycle treatment

型扫描电镜上进行。用于透射电镜观察的试样在砂纸上缓慢预先减薄至 80 μm 左右, 然后冲成直径为 3 mm 的小圆片, 再用 GATAN DIMPLE GRINDER 656 凹坑仪和 GATAN PIPS 691 离子减薄仪进一步减薄至满足要求。TEM 观察在 Tecnai G2 20 型透射电镜上进行。

2 结果与分析

2.1 T6 态样品的组织与性能

挤压材经固溶处理后, 在 215 °C 条件下进行时效, 选择经峰值时效处理的状态作为循环试验的初始态。对其进行室温拉伸试验, 测得其抗拉强度 $\sigma_b=386$ MPa, 伸长率 $\delta=2.8\%$ 。该状态样品的 TEM 像如图 2 所示。由图 2 可见, 样品中形成了大量细小弥散的析出相; SAED 结果表明, 该时效析出相为 Mg-Gd-Y-Zr 合金峰值时效状态中常有的 β' 相^[9-10], 其与基体的位向关系为 $[001]_{\beta'} // [0001]_{\alpha}$, $(100)_{\beta'} // (2\bar{1}\bar{1}0)_{\alpha}$ 。该强化相在 $\{11\bar{2}0\}$ 面上析出, 能有效阻碍基面滑移, 使合金具有较高的强度。

2.2 高低温循环对合金力学性能的影响

图 3 所示为循环处理参数及次数对合金硬度的影响规律。从图 3 中可以看出, 合金经(-196 °C, 12 h)+(RT, 12 h)循环处理后, 随循环次数的增加, 合金硬度始终维持在初始态水平, 说明合金的力学性能在该温度范围内非常稳定。当合金样品经(-196 °C, 12 h)+(150 °C, 12 h)循环处理后, 随循环次数的增加, 合金样品的硬度缓慢上升, 说明循环保温使样品产生了进一步的强化, RIONTINO 等^[13]在研究 WE43 合金的双级时效行为时也发现了类似现象。合金经(-196 °C, 12 h)+(200 °C, 12 h)循环处理后, 硬度变化趋势与(-196 °C, 12 h)+(150 °C, 12 h)循环热处理的情况类似, 但硬度增长

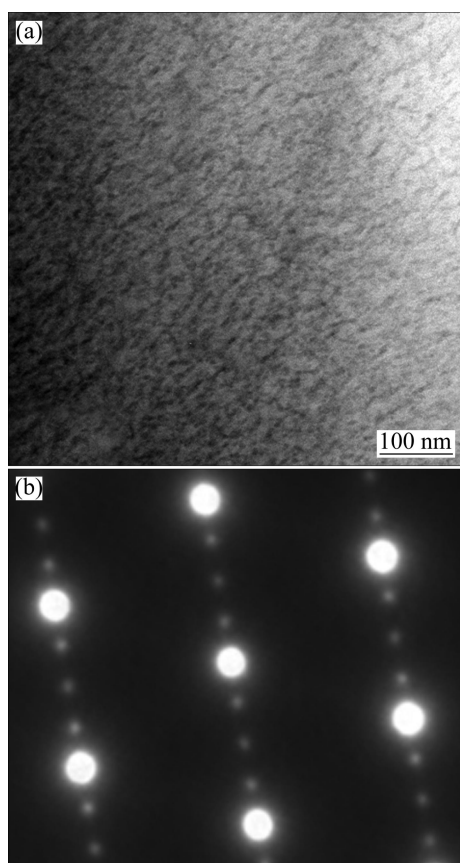


图 2 挤压材经 T6 处理后的 TEM 像及 SAED 结果

Fig.2 TEM image and SAED pattern of extrusion sheet with T6 temper: (a) TEM image; (b) SAED pattern ($B // [\bar{1}2\bar{1}3]$)

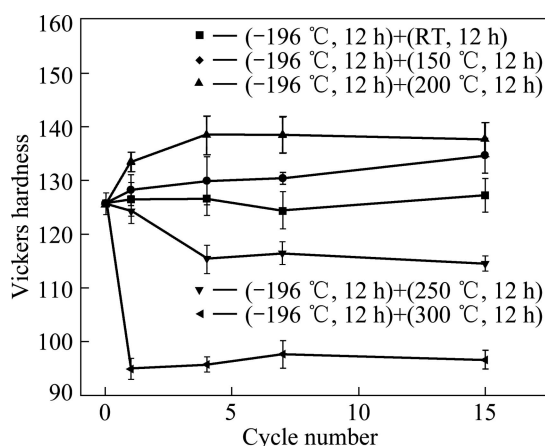


图 3 样品硬度随高低温循环制度及循环次数的变化曲线

Fig.3 Hardness evolution as function of regime and number of high-low temperature cycle

更为明显, 且增长在循环 4 次后达到峰值, 随后出现轻微的降低。与前述几种情况不同, 当经过 $(-196\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})+(250\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})$ 循环 1 次后, 合金硬度轻微下降; 当循环 4 次后, 样品的硬度已下降到较低的水平, 随

着循环次数的继续增加, 硬度下降不明显, 稳定在 115 HV 左右。当经 $(-196\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})+(300\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})$ 循环 1 次后, 样品的硬度便急剧下降至 95 HV, 随后随着循环次数的增加, 硬度始终维持在这一水平。

合金经不同热循环制度处理后的室温拉伸结果如图 4 所示。从图 4 中可以看出, 合金经 $(-196\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})+(\text{RT}, 12\text{ h})$ 循环处理后, 与硬度曲线所反映的趋势一致, 抗拉强度和伸长率均无明显变化, 始终维持在初始态水平。经 $(-196\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})+(150\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})$ 循环处理后, 合金的抗拉强度较初始态有轻微增长。合金经 $(-196\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})+(200\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})$ 循环处理后, 抗拉强度先增加, 后减小, 在循环 4 次时达到峰值, 为 413 MPa, 较初始态的抗拉强度增加了 27 MPa; 随后随着循环次数的增加, 合金的抗拉强度基本维持在这一较高水平。合金经 $(-196\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})+(250\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})$ 循环处理 1 次后, 抗拉强度仍然保持在初始态水平, 但随着循环次数的增加, 合金的抗拉强度开始下降, 循环 15 次后, 下降约 21 MPa。与前述几种高低温循环制度明显不同的是, 合金经 $(-196\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})+(300\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})$ 循环 1 次后, 抗拉强度便急剧下降约 80 MPa, 而伸长率显著提高, 且随着循环次数的继续增加, 抗拉强度不再明显减小, 始终维持在 300 MPa 左右, 伸长率也维持在较高水平。

综上所述, 由 EW94 合金力学性能的变化规律可知: 合金力学性能的变化应归因于热循环过程中的高温保温过程。当热循环高温段的温度低于 $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 合金的力学性能可较长时间维持稳定, 且强度有所提高; 当热循环高温段温度为 $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 在低的循环次数 ($N=1$) 下, 合金的力学性能能够基本维持在初始态水平, 但随循环次数的增加, 亦即高温段保温累积时间的延长, 合金的强度有所下降; 当热循环高温段温度为 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 即使循环次数仅为 1 次, 也将导致合金的强度显著下降而伸长率升高, 但随后进入另一水平的稳定期。

3 讨论

3.1 热循环对合金强度的影响机理

对时效强化型 EW94 合金而言, 时效析出相的类型、数量和分布等是影响合金力学性能的主要因素。因此, 上述热循环对合金力学性能的影响主要是通过影响合金中时效析出相的类型和数量等实现的。

由于 Mg-Gd-Y-Zr 合金时效析出相的成分与基体的成分不同^[14], 因此该合金发生相变的过程, 实际上是一个 Gd、Y、Nd 等稀土原子在合金基体中扩散的

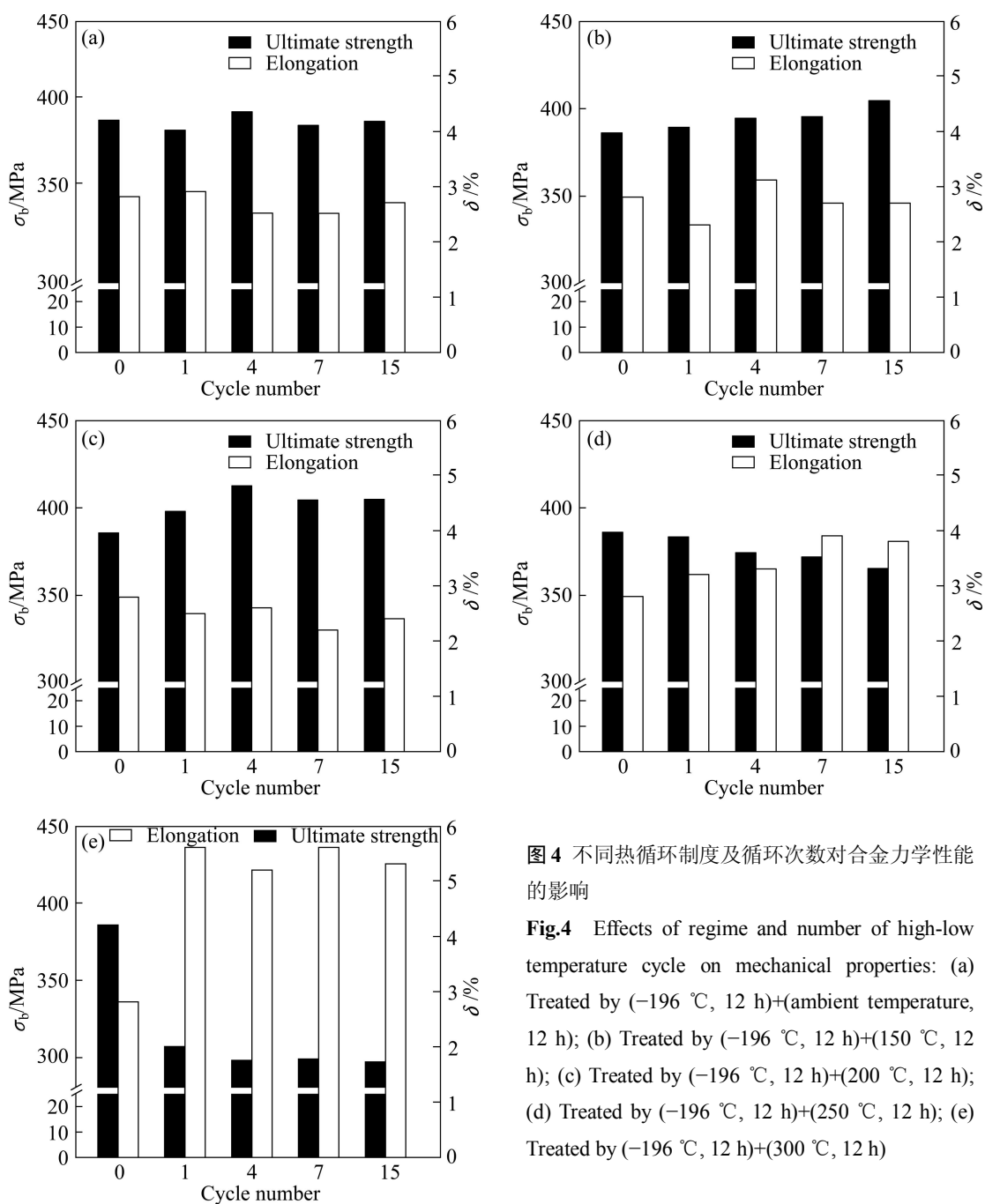


图4 不同热循环制度及循环次数对合金力学性能的影响

Fig.4 Effects of regime and number of high-low temperature cycle on mechanical properties: (a) Treated by $(-196^\circ\text{C}, 12\text{h}) + (\text{ambient temperature}, 12\text{h})$; (b) Treated by $(-196^\circ\text{C}, 12\text{h}) + (150^\circ\text{C}, 12\text{h})$; (c) Treated by $(-196^\circ\text{C}, 12\text{h}) + (200^\circ\text{C}, 12\text{h})$; (d) Treated by $(-196^\circ\text{C}, 12\text{h}) + (250^\circ\text{C}, 12\text{h})$; (e) Treated by $(-196^\circ\text{C}, 12\text{h}) + (300^\circ\text{C}, 12\text{h})$

过程。相转变能否发生以及相转变的快慢也主要受控于稀土原子在基体中的扩散系数。原子在基体中的扩散系数可表示为^[15]

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

式中： D_0 为系数； R 为气体常数； T 为绝对温度； Q 为激活能。激活能反映了相变势垒的高低，且与相变温度有关，相变温度越高，激活能越小；另外，原子尺寸差也是影响扩散系数的一个重要因素。稀土原子

Gd、Y、Nd 与 Mg 原子的半径差分别为 13%、13%和 14%^[3]。因此，这些与镁原子尺寸差大的稀土原子在镁基体中扩散需克服的阻力大，激活能值 Q 相应较高。

由于高低温循环试验前合金为 T6 态，因此可以认为基体中溶质原子浓度处在该合金在 215°C 对应的最大固溶度水平或略高于该温度下的最大固溶度。当在 -196°C 和室温条件下进行热循环时，相对于循环温度，基体仍处于过饱和状态，固溶体具有自发分解的趋势，但由于温度过低，原子热振动能量低，激活能高，原子扩散系数极低，故在 $(-196^\circ\text{C}, 12\text{h}) + (\text{RT}, 12\text{h})$

制度下循环处理时,样品中无明显相变发生,导致力学性能稳定在初始态水平。

当在 $(-196\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})+(200\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})$ 制度下进行循环处理时,在 $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温过程中,由于温度较高,原子热振动能量也较高,已经能够突破发生相变需克服的能垒,扩散系数较 $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和室温条件下的明显提高。初始态合金中已经存在的析出相将长大及朝着平衡相方向转变,降低合金的硬度和强度;又由于合金基体中溶质摩尔浓度在此温度下仍处于过饱和状态,在高温段保温的过程中将发生新相析出,导致合金硬度和抗拉强度升高。这两种作用相互竞争,最终导致样品硬度及强度先随循环次数的增加而增加,在循环4次时达到峰值,随后缓慢下降。图5所示为样品经 $(-196\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})+(200\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})$ 循环4次后的TEM像及SAED结果。从图5中可以看出, β' 相较初始态合金有一定的长大,另外,从SAED结果中可以发现,除

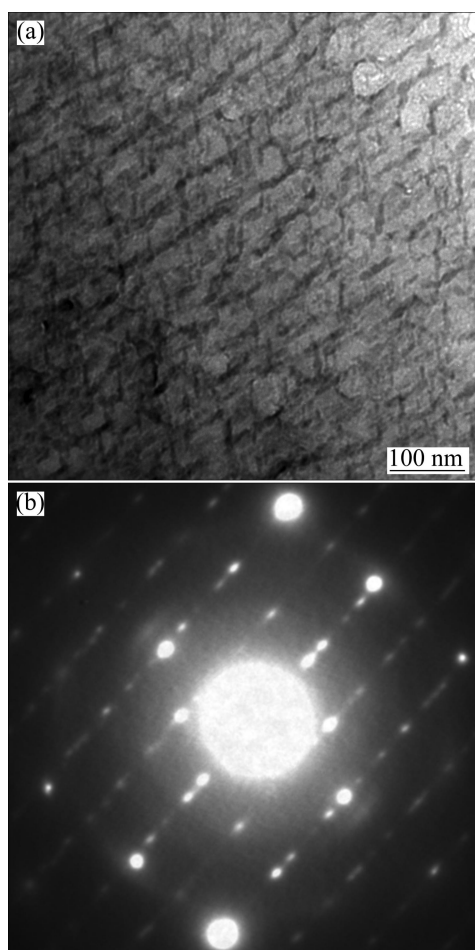


图5 合金经 $(-196\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})+(200\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})$ 循环4次后的TEM像及SAED结果

Fig.5 TEM image and SAED pattern of sample treated by $(-196\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})+(300\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})$ regime for four times: (a) TEM image; (b) SAED pattern(B// $[01\bar{1}2]$)

β' 相的衍射斑点外,还存在 β'' 相的衍射斑点,说明在热循环过程中发生了 β'' 相的析出,进一步强化了合金。在 $(-196\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})+(150\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})$ 制度下热循环时,合金组织的情况与在 $(-196\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})+(200\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})$ 制度下进行循环时的类似,但由于合金在 $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的扩散系数比在 $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的小,初始态中原有析出相 β' 粗化及向平衡相方向转变的速度和基体中新相析出的速度均较在 $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 条件下的更缓慢。因此,样品硬度及抗拉强度随循环次数的增加一直呈增长趋势。

合金样品在 $(-196\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})+(250\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})$ 制度下进行热循环时,基体中的溶质摩尔浓度在该温度下与其最大固溶度相当,将不会发生新相的析出,而仅仅发生原有析出相粗化及向平衡相转变的过程。合金样品在该制度下循环1次后,合金力学性能基本维持在初始态水平,说明该过程中在 $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温时,原有析出相粗化及向平衡相转变的程度不大;当循环次数达到4次时,合金硬度和抗拉强度出现较明显下降,说明原有析出相已经发生了明显改变。

在 $(-196\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})+(300\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})$ 制度下进行热循环时,由于保温温度高于合金初始态的时效温度,合金中溶质的摩尔分数低于其在该温度下的最大固溶度,因此合金中同样不会出现新相形核(见图6(a));另一方面,合金样品在 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 条件下保温时,原子在基体中的扩散系数显著增大,初始态合金中析出相转变为平衡相的相转变速度明显加快(见图6(a)),也将导致合金硬度及抗拉强度显著降低。因此,在该制度下循环1次后,合金样品的硬度及抗拉强度便显著下降。

3.2 热循环对合金伸长率的影响机理

图6(a)所示为合金经 $(-196\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})+(300\text{ }^{\circ}\text{C}, 12\text{ h})$ 循环1次后晶粒内的TEM像以及相应的SAED结果。从图6(a)中可以看出,合金中析出相的尺寸已明显变大,且分布稀疏。其SAED结果表明,这些粗大的析出相为平衡相 β ,其晶体结构为FCC,晶格常数 $a=2.2\text{ nm}$,与基体的位向关系为 $(\bar{1}12)_{\beta} // (1\bar{1}00)_{\alpha}$ 和 $[110]_{\beta} // [0001]_{\alpha}$ 。图6(b)所示为样品晶界处的TEM像。从图6(b)中可以看出,大量粗大析出相在晶界上连续析出,导致晶界附近出现贫溶质区,形成宽度约 $3\text{ }\mu\text{m}$ 的无沉淀析出带。

图7(a)所示为合金初始态样品拉伸断口的SEM像。从图7(a)中可以看出,断口呈明显的穿晶断裂特征。这是因为镁为密排六方金属,在室温下,通常只有 $\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 滑移和孪生能够启动,而在初始态合金中,存在着大量弥散分布的 β' 相(见图2),该析出相为盘状,呈 120° 三叉形分布于 $(11\bar{2}0)$ 面上^[5]。根据

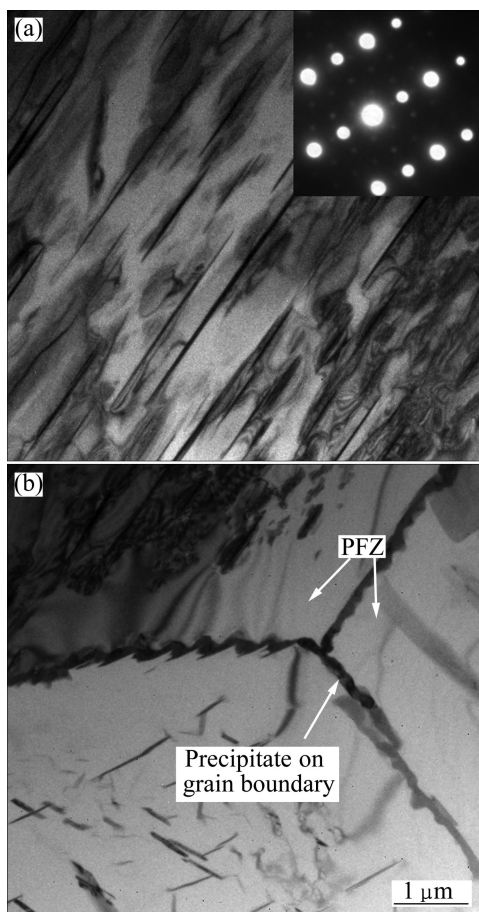


图 6 合金经(-196 °C, 12 h)+(300 °C, 12 h)循环 1 次后的 TEM 像

Fig. 6 TEM images of sample treated by (-196 °C, 12 h)+(300 °C, 12 h) regime for one time: (a) TEM image of inter crystalline; (b) TEM image of grain boundaries

Orowan 机制, 这种呈 120°三叉形弥散分布的 β' 相能有效阻碍位错的滑移, 显著提高基体基面滑移的临界剪切应力^[16], 强化效果明显, 但严重降低其塑性变形能力。因此, 初始态合金具有较高的强度而极低的伸长率。图 7(b)和(c)所示为经过(-196 °C, 12 h)+(300 °C, 12 h)热循环 1 次后样品断口的 SEM 像。从图 7(b)和(c)中可以看出, 样品的断裂方式主要为沿晶断裂, 且晶界上凹凸不平。

晶内稀疏分布的平衡相 β 由于数量少, 与基体不共格, 对位错的阻碍作用有限。因此, 经此循环制度处理后, 合金的强度下降明显(降低约 80 MPa)。经 (-196 °C, 12 h)+(300 °C, 12 h)循环处理后, 样品的伸长率的提高机理如图 8 所示。从图 8 中可以看出, 在外力作用下, 基体中粗大析出相之间的无沉淀相区域由于位错运动所受阻碍较小, 因此能发生较大程度的变形。同理, 晶界周围宽阔的无沉淀析出带也较容易

发生变形, 且无沉淀析出带能够在一定程度上释放晶界处的应力集中, 协调晶粒间的变形, 从而获得较高的伸长率。最后, 变形过程中产生的位错塞积在晶界处, 在晶界上富稀土粒子和粗大析出相与基体的界面处产生裂纹, 并沿晶界扩展, 导致断裂。因此, 在断口的晶界上呈现出凹凸不平的形貌(见图 7(c))。

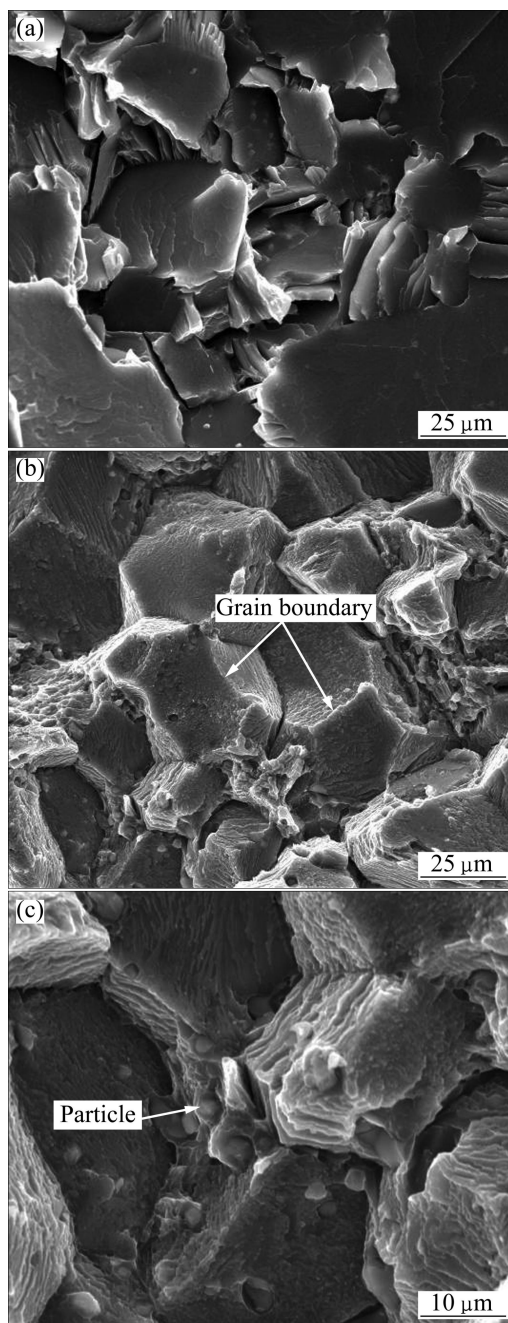


图 7 T6 态样品及经(-196 °C, 12 h)+(300 °C, 12 h)循环 1 次后的断口 SEM 像

Fig.7 SEM images of T6 treated sample and sample treated by (-196 °C, 12 h)+(300 °C, 12 h) regime for one time: (a) Extruded-T6 temper; (b) Treated by (-196 °C, 12 h)+(300 °C, 12 h); (c) Magnified view of Fig. (b)

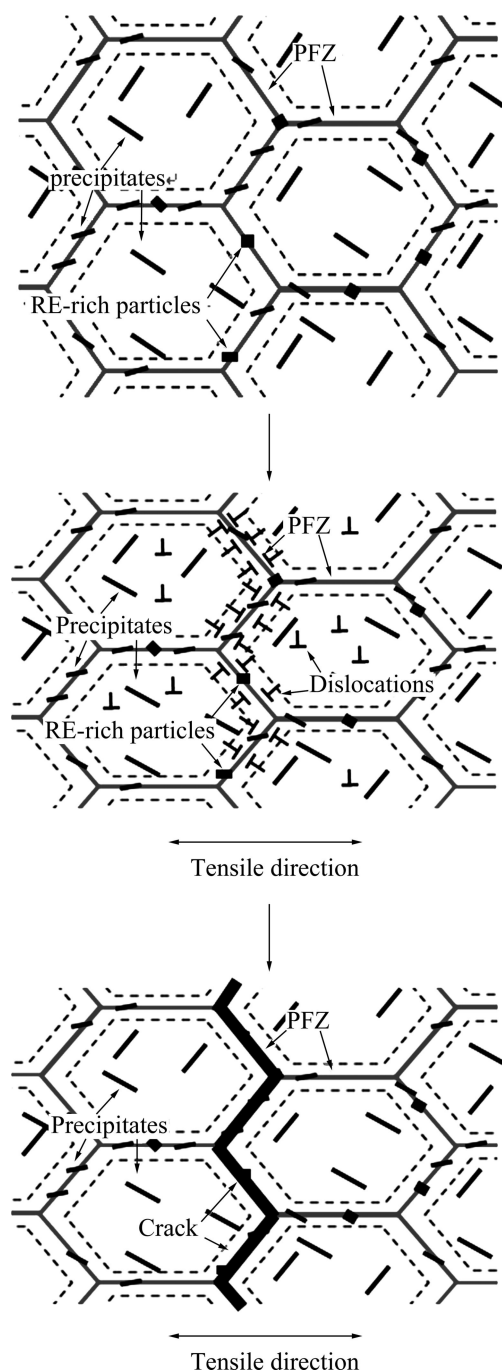


图8 样品经(-196 °C, 12 h)+(300 °C, 12 h)循环处理后的断裂过程示意图

Fig.8 Schematic diagram showing breaking process of samples treated by (-196 °C, 12 h)+(300 °C, 12 h) regime

4 结论

1)EW94 合金挤压 T6 态板材中强化相在 200 °C 以下热稳定性高。经(-196 °C, 12 h)+(≤200 °C, 12 h)热循环 $N(N \leq 15)$ 次后, 合金的力学性能稳定; 经(-196 °C,

12 h)+(250 °C, 12 h)热循环 $N(N \leq 15)$ 次后, 强度略有下降, 伸长率略有提高, 经(-196 °C, 12 h)+(300 °C, 12 h)热循环 $N(N \leq 15)$ 次后, 合金抗拉强度能较长时间稳定在 300 MPa 平台上, 且伸长率较 T6 态的有所提高。

2)挤压材经 T6 处理形成的强化相 β' 在 250 °C 以下的环境中相转变速度较慢, 在 300 °C 以上环境中相转变速度显著加快。

3)经(-196 °C, 12 h)+(300 °C, 12 h)热循环过程后, 合金析出相数量的减少及晶界处宽阔的无沉淀析出带的形成能明显提高合金的伸长率。

REFERENCES

- [1] 肖 阳, 张新明, 陈健美, 蒋浩. Mg-15Gd-0.6Zr 合金的组织与力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2006, 16(11): 1888-1894.
XIAO Yang, ZHANG Xin-ming, CHEN Jian-mei, JIANG Hao. Microstructures and mechanical properties of Mg-15Gd-0.6Zr alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16(11): 1888-1894.
- [2] 肖 阳, 张新明, 陈健美, 蒋 浩, 邓桢桢. 高强耐热 Mg-9Gd-4Y-0.6Zr 合金的性能[J]. 中南大学学报: 自然科学版, 2006, 37(5): 850-855.
XIAO Yang, ZHANG Xin-ming, CHEN Jian-mei, JIANG Hao, DENG Zhen-zhen. Performance of Mg-9Gd-4Y-0.6Zr alloy with high strength and heat resistance[J]. Journal of Central South University: Science and Technology, 2006, 37(5): 850-855.
- [3] ROKHLIN L L. Magnesium alloys containing rare earth metals: structure and properties[M]. London: Taylor & Francis Eds, 2003: 1-2.
- [4] FRIEDRICH H E, MORDIKE B L. Magnesium technology: metallurgy, design data, applications[M]. Berlin: Springer, 2006: 20-28.
- [5] HE S M, ZENG X Q, PENG L M, GAO X, NIE J F, DING W J. Microstructure and strengthening mechanism of high strength Mg-10Gd-2Y-0.5Zr alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2007, 427(1/2): 316-323.
- [6] NIE J F, MUDDLE B C. Characterisation of strengthening precipitate phases in a Mg-Y-Nd alloy[J]. Acta Materialia, 2000, 48(8): 1691-1703.
- [7] NIE J F, MUDDLE B C. Precipitation in magnesium alloy WE54 during isothermal ageing at 250 °C[J]. Scripta Materialia, 1999, 40(10): 1089-1094.
- [8] YANG Z, LI J P, GUO Y C, LIU T, XIA F, ZENG Z W, LIANG M X. Precipitation process and effect on mechanical properties of Mg-9Gd-3Y-0.6Zn-0.5Zr alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 454/455: 274-280.
- [9] GAO X, HE S M, ZENG X Q, PENG L M, DING W J, NIE J F.

- Microstructure evolution in a Mg-15Gd-0.5Zr (wt.%) alloy during isothermal aging at 250 °C[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2006, 431(1/2): 322–327.
- [10] HE S M, ZENG X Q, PENG L M, GAO X, NIE J F, DING W J. Precipitation in a Mg-10Gd-3Y-0.4Zr (wt.%) alloy during isothermal ageing at 250 °C[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2006, 421(1/2): 309–313.
- [11] RIONTINO G, LUSSANA D, MASSAZZA M, BARUCCA G, MENGUCCI P, FERRAGUT R. Structure evolution of EV31 Mg alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, 463(1/2): 200–206.
- [12] ANTION C, DONNADIEU P, PERRARD F, DESCHAMPS A, TASSIN C, PISCH A. Hardening precipitation in a Mg-4Y-3RE alloy[J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(18): 5335–5348.
- [13] RIONTINO G, MASSAZZA M, LUSSANA D, MENGUCCI P, BARUCCA G, FERRAGUT R. A novel thermal treatment on a Mg-4.2Y-2.3Nd-0.6Zr (WE43) alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 494(1/2): 445–448.
- [14] HONMA T, OHKUBO T, HONO K, KAMADO S. Chemistry of nanoscale precipitates in Mg-2.1Gd-0.6Y-0.2Zr (at.%) alloy investigated by the atom probe technique[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 395(1/2): 301–306.
- HONMA T, OHKUBO T, HONO K, KAMADO S. Corrigendum to "Chemistry of nanoscale precipitates in Mg-2.1Gd-0.6Y-0.2Zr (at.%) alloy investigated by the atom probe technique" [*Mater Sci Eng A*, 395 (2005), 301-306][J]. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 404(1/2): 330–331.
- [15] 徐 洲, 赵连城. 金属固态相变原理[M]. 北京: 科学出版社, 2004: 13–14.
- XU Zhou, ZHAO Lian-cheng, Metal-solid phase transition theory[M]. Beijing: Science Press, 2004: 13–14.
- [16] NIE J F. Effects of precipitate shape and orientation on dispersion strengthening in magnesium alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2003, 48(8): 1009–1015.

(编辑 何学锋)