

多向锻造 AZ80A 镁合金的静态再结晶行为

姜 俊¹, 李慧中^{1,2,3}, 欧阳杰¹, 梁霄鹏², 李 轶¹, 刘楚明^{1,3}

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;

2. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083;

3. 中南大学 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室, 长沙 410083)

摘 要: 采用实验观察和理论计算相结合研究经多向锻造后 AZ80A 镁合金等温退火过程中的显微组织演变与再结晶动力学。结果表明: 经多向锻造后的 AZ80A 镁合金在 150 °C 退火处理时, 随着退火时间的延长, 再结晶晶粒逐渐增多, 退火时间为 3600 s 时, 发生再结晶的体积分数约为 88%; 175 °C 退火时, 合金在 1800 s 时已经发生了完全再结晶, 且有部分晶粒发生长大; 200 °C 退火时, 合金在 360 s 时的再结晶体积分数约为 70%, 900 s 时再结晶晶粒发生长大; 250 °C 退火时, 退火 360 s 后, 再结晶晶粒已经发生了部分长大。利用 Avrami 再结晶动力学方程计算可得到多向锻造态 AZ80A 镁合金的再结晶激活能为 71.48 kJ/mol, 合金在 150、175、200 和 250 °C 退火时再结晶完成的时间分别为 4160、1387、485 和 85.6 s; 计算结果与实验结果一致。

关键词: AZ80A 镁合金; 等温退火; 静态再结晶; 再结晶动力学;

中图分类号: TG146.2; TG156

文献标志码: A

Static recrystallization behavior of multi-directional forged AZ80A magnesium alloy

JIANG Jun¹, LI Hui-zhong^{1,2,3}, OUYANG Jie¹, LIANG Xiao-peng², LI Yi¹, LIU Chu-ming^{1,3}

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

2. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China;

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

Abstract: The microstructure evolution and the kinetics analysis of static recrystallization during annealing of multiple forged AZ80A magnesium alloy were studied by experimental observation and theoretical calculation. The results show that, with the extension of annealing time, the recrystallized grains increase gradually at the annealing time of 3600 s, the volume fraction of recrystallization is about 88% after annealing heat treatment at 150 °C; when the annealing temperature is 175 °C and the annealing time is 1800 s, the fully static recrystallization occurs and some grains grow up; at the annealing temperature of 200 °C, the volume fraction of recrystallized grains is about 70% at the annealing time of 360 s, and some of the recrystallized grains grow up at annealing time of 900 s. At the temperature of 250 °C, the recrystallized grains grow up after 360 s. Based on the Avrami kinetics analysis of static recrystallization process, the full recrystallization times at 150, 175, 200 and 250 °C are 4160, 1387, 485 and 85.6 s, respectively. The recrystallization energy for multiple forged AZ80A magnesium alloy is 71.48 kJ/mol, and calculated results are consistent with the experimental ones.

Key words: AZ80A magnesium alloy; isothermal annealing; static recrystallization; recrystallization kinetics

镁合金具有密度低、比强度高和抗屏蔽性好等优异性能,可用于3C、汽车和航空航天等领域,目前受到越来越多的关注^[1-3]。由于镁合金为密排六方(HCP)结构,室温下只有两个独立的滑移系,塑性较差,因此,为了使镁合金能得到更广泛的应用,寻找合适工艺来提高镁合金的塑性成为变形镁合金研究的热点之一。其中,细化晶粒作为提高镁合金塑性的重要手段,不仅能在一定程度上提高镁合金的塑性,还能增强其强度^[4-5]。再结晶作为一种重要的晶粒细化机制,对控制镁合金变形微观组织和改善其塑性具有十分重要的意义^[6-7]。与高层错能金属相比,镁合金在热变形过程中极易发生动态再结晶,且强应变诱发动态再结晶导致晶粒细化的程度极高^[8]。因此,许多学者研究了不同系列镁合金在热变形过程中的动态再结晶行为。然而,想要通过动态再结晶严格控制再结晶的程度及晶粒大小在工艺上存在一定的技术难度,具有动态再结晶的热变形组织往往存在再结晶不完全或者部分晶粒长大的问题^[9-11]。通过对热变形后的合金进行等温退火处理,使其发生静态再结晶能够更容易地控制再结晶体积分数以及晶粒大小,这样不仅可以使合金的塑性和强度得到合适的匹配,而且可以为合金的进一步加工提供理想的组织状态。

Mg-Al系作为典型的变形镁合金,具有良好的强度、塑性和耐腐蚀性能,其变形能力高于ZK系变形镁合金的,近年来,随着人们对镁合金综合性能要求不断提高,AZ80镁合金更是成为变形镁合金的热点之一^[12-14]。本文作者以多向锻造变形后的AZ80A镁合金为研究对象,通过实验研究和理论计算得到AZ80A镁合金再结晶过程的动力学方程和再结晶动力学曲线,为利用静态再结晶退火工艺来改善合金变形组织、细化晶粒提供依据。

1 实验

实验所用材料为经过多向锻造的AZ80A镁合金,其化学成分(质量分数)为8.2%Al, 0.55%Zn, 0.32%Mn, 0.05%Cu, 0.1%Si, 0.005%Ni, 0.005%Fe, 余量Mg。合金经熔炼铸造后得到 $d 60\text{ mm} \times 100\text{ mm}$ 的铸锭,并进行机加工去除表面氧化皮。在变形前对铸锭进行 $410\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、25 h的均匀化退火热处理。

多向锻造实验在变形速度恒定的锻压机上进行。锻造温度为 $420\text{ }^{\circ}\text{C}$,变形速度为 4 mm/s ,通过改变每道次的变形方向实现多向锻造,每道次变形量为20%,当原始圆锭的轴向变形达到40%时,停止锻造,并进

行水淬,经多向锻造后的样品尺寸为 $60\text{ mm} \times 65\text{ mm} \times 70\text{ mm}$ 。

淬火后的样品沿最后一道次压缩轴的平行方向取样。在150、175、200和 $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下,分别进行360、900、1800和3600 s的退火处理。退火后试样经机械抛光,在4.3%苦味酸+0.7%正磷酸+95%乙醇的混合溶液中侵蚀。金相(OM)组织观察在Leica EC3型显微镜下进行。再结晶体积分数的统计,根据查阅相关文献,统一将尺寸小于 $10\text{ }\mu\text{m}$ 的晶粒视为再结晶晶粒。

2 结果与讨论

2.1 退火前合金的显微组织

图1所示为经多向锻造前后合金的金相显微组织。从图1(a)可以看出,多向锻造前合金晶粒呈均匀的等轴晶粒,其平均晶粒尺寸为 $80\text{ }\mu\text{m}$ 。经多向锻造后合金晶粒呈现沿变形方向流动的特征,且变形后的晶粒得到细化。但是,变形后的晶粒大小并不均匀,部分大晶粒尺寸达到 $50\sim 60\text{ }\mu\text{m}$,而一些细小的晶粒尺寸只有 $12\text{ }\mu\text{m}$ 左右(见图1(b))。这是合金在多向锻造过程中发生动态再结晶不完全导致的。在多向锻造过程中,每道次变形量较小,且各道次的变形方向不同,

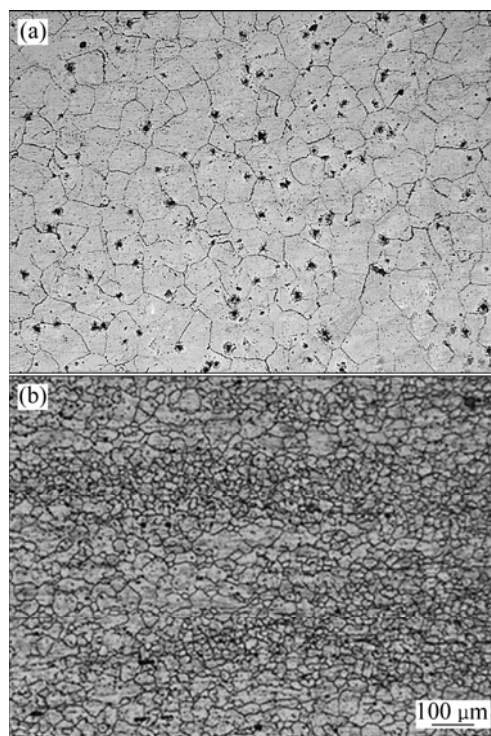


图1 AZ80A镁合金多向锻造前后的金相显微组织
Fig. 1 Optical microstructures of AZ80A magnesium alloy before (a) and after (b) multiple forging

使得合金在变形过程中来不及发生完全再结晶, 从而导致变形后晶粒尺寸不均匀。

2.2 退火后的金相显微组织

图2所示为多向锻造合金经150℃不同时间等温退火后的金相显微组织。由图2可以看出, 退火后, 合金发生了静态再结晶, 且随着退火时间的延长, 再结晶晶粒逐渐增多。当退火时间分别为360和900s时(见图2(a)和(b)), 晶粒并未发生明显变化, 只出现少量的再结晶晶粒; 随着退火时间的延长, 再结晶晶粒增多, 晶粒也逐渐趋于均匀等轴; 当退火时间为1800s时, 可以明显地看到大量细小的再结晶晶粒, 但是仍存在部分尺寸较大的晶粒(见图2(c))。当退火时间为3600s时, 合金已经基本趋于均匀等轴的再结晶组织, 只有少量尺寸较大的晶粒存在, 对其进行再结晶晶粒体积分数统计, 得到其再结晶体积分数为88.3%。由此可见, 当退火温度为150℃时, 合金多向锻造后发生完全静态再结晶所需时间大于3600s。由图2可发现, 静态再结晶优先在某些区域发生, 这是由于在变形过程中产生了大量的位错, 在随后的退火过程中, 再结晶会优先在位错密集区域形核^[15]。

图3所示为多向锻造合金经175℃不同时间等温退火后的金相显微组织。由图3可以看出, 当退火时

间分别为360和900s时, 合金已经发生部分静态再结晶(见图3(a)和(b)), 且再结晶晶粒数量明显多于150℃退火360和900s时的再结晶晶粒数量。经再结晶晶粒体积分数统计, 175℃退火360s时, 再结晶晶粒体积分数为15.9%, 而900s时再结晶晶粒体积分数为67%。可见, 随着退火温度的提高, 合金发生静态再结晶的速度提高, 这是由于随着温度的升高, 原子活性增大, 其扩散速率也加快, 导致静态再结晶速度加快。当退火时间为1800s时, 合金已经发生完全再结晶, 并且有部分晶粒发生长大(见图3(c)), 所以, 当退火温度为175℃时, 多向锻造后的合金发生完全静态再结晶所需时间在900~1800s之间。其后, 随着退火时间的延长, 再结晶晶粒发生明显长大(见图3(d))。

图4所示为多向锻造合金经200℃等温退火不同时间后的金相显微组织。由图4可见, 随着退火温度的升高, 合金发生再结晶的时间急剧缩短, 在退火时间为360s时, 合金大部分晶粒已经完成静态再结晶, 只存在少量未发生再结晶的晶粒(见图4(a))。经再结晶晶粒体积分数统计, 200℃退火360s时, 再结晶晶粒体积分数为77.1%。当退火时间为900s时, 合金已经发生完全静态再结晶, 并且部分再结晶晶粒发生长大(见图4(b))。以上实验结果表明, 退火温度为200℃时, 多向锻造后的合金发生完全静态再结晶所需时间

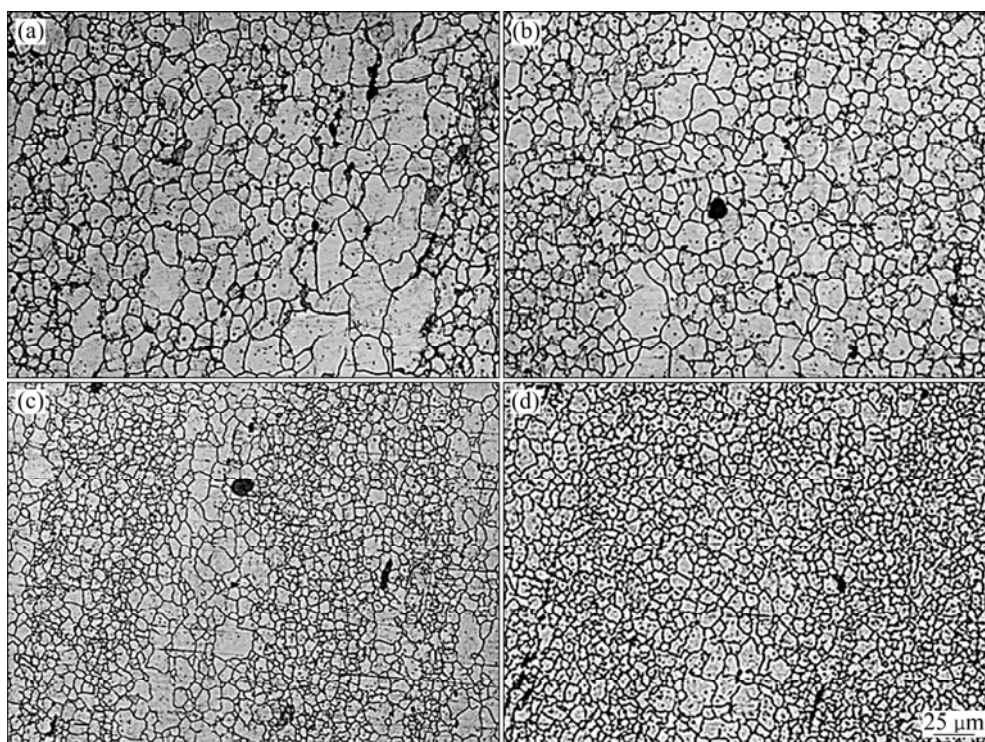


图2 经150℃退火不同时间后AZ80A镁合金的金相显微组织

Fig. 2 Optical microstructures of AZ80A magnesium alloy annealed at 150 °C for different times: (a) 360 s; (b) 900 s; (c) 1800 s; (d) 3600 s

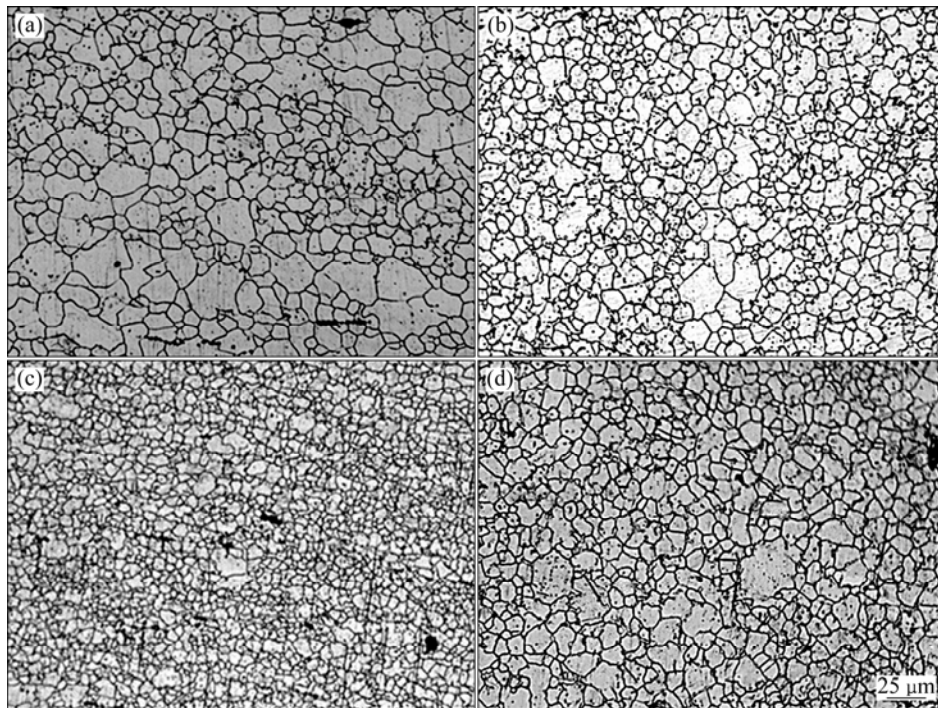


图 3 经 175 °C 退火不同时间后 AZ80A 镁合金的金相显微组织

Fig. 3 Optical microstructures of AZ80A magnesium alloy annealed at 175 °C for different times: (a) 360 s; (b) 900 s; (c) 1800 s; (d) 3600 s

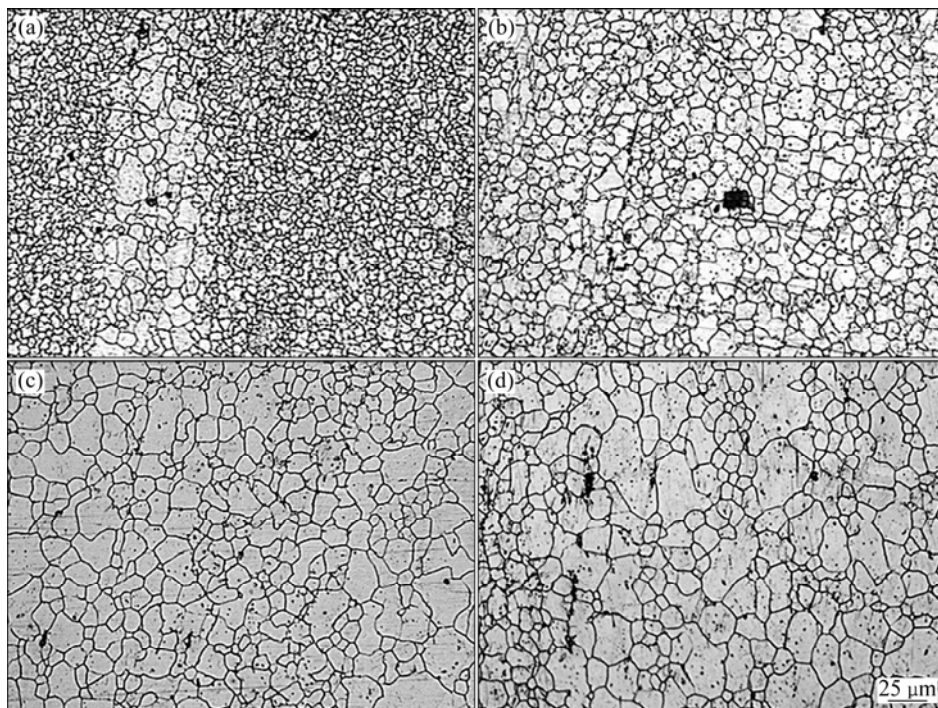


图 4 经 200 °C 退火不同时间后 AZ80A 镁合金的金相显微组织

Fig. 4 Optical microstructures of AZ80A magnesium alloy annealed at 200 °C for different times: (a) 360 s; (b) 900 s; (c) 1800 s; (d) 3600 s

间在 360~900 s 之间。另外，在 200 °C 退火 3600 s 时，部分晶粒发生了异常长大(见图 4(d))。

图 5 所示为多向锻造的合金经 250 °C 等温退火不同时间后的金相显微组织。当退火时间为 360 s 时，

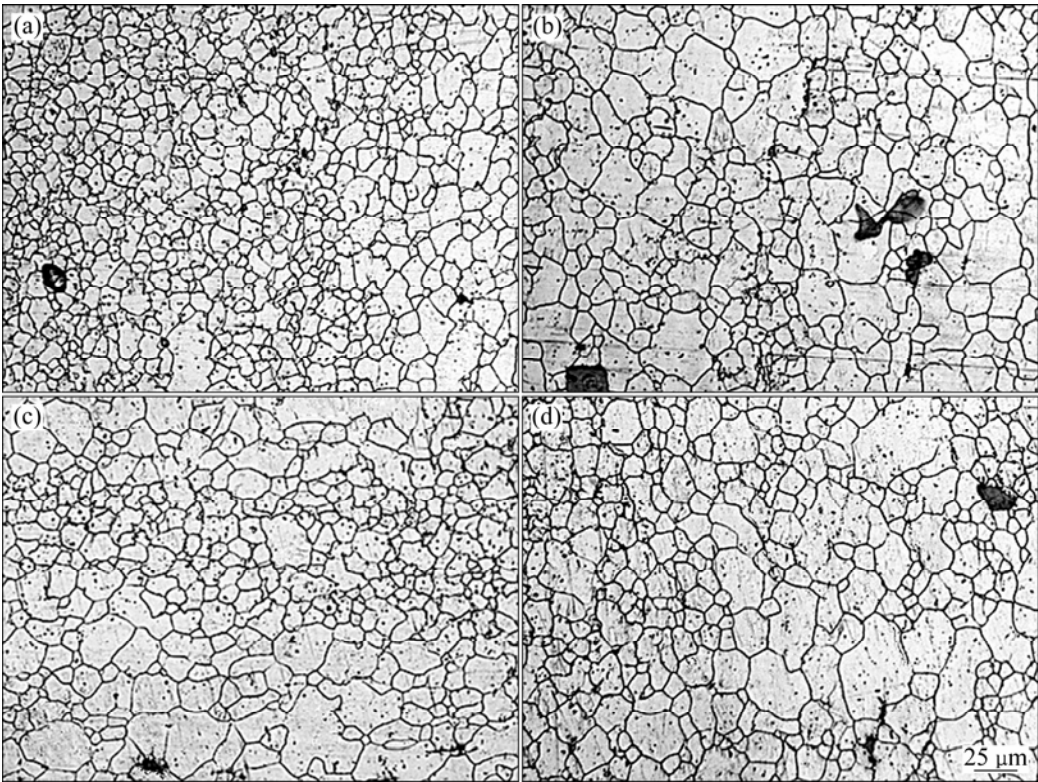


图 5 经 250 °C 退火不同时间后 AZ80A 镁合金的金相显微组织

Fig. 5 Optical microstructures of AZ80A magnesium alloy annealed at 250 °C for different times: (a) 360 s; (b) 900 s; (c) 1800 s; (d) 3600 s

合金组织中只有少量未长大的再结晶晶粒, 其余晶粒已经发生长大(见图 5(a))。可见, 在 250 °C 退火时, 合金发生完全静态再结晶所需时间少于 360 s。当退火时间分别为 900、1800 和 3600 s 时, 合金晶粒发生粗化(图 5(b)~(d))。对比退火温度为 175 和 200 °C 再结晶晶粒长大的速度可以发现, 退火温度越高, 合金晶粒长大的速度越快。这是由于退火时, 随着温度的升高, 新生晶粒晶界的迁移速率加快, 晶界弥散相扩散速度也加快, 所以晶粒增长速度显著增加^[16]。

2.3 静态再结晶动力学

再结晶是通过再结晶形核及其生长来完成的, 这一过程主要受到形核率和线生长速度的影响。不同退火温度下不同时间的再结晶晶粒体积分数统计数据如表 1 所列。由表 1 可以看出, 随着退火温度的升高, 发生静态再结晶的时间越来越短。

图 6 所示为经 150 °C 退火后合金中的再结晶晶粒体积分数与退火保温时间的关系曲线。由图 6 可以看出, 该曲线呈 S 型, 符合 JONESON 等^[17]和 AVIRAMI^[18]提出的描述再结晶过程动力学的 JMAK 模型。因

表 1 经不同温度下退火不同时间后 AZ80A 镁合金的再结晶晶粒体积分数

Table 1 Volume fraction of recrystallized grains of AZ80A magnesium alloy annealed at different temperatures for different times

Temperature/°C	Volume fraction/%				
	360 s	900 s	1800 s	2700 s	3600 s
150	1.1	8.4	35.3	66.9	88.3
175	15.9	67	—	—	—
200	77.1	—	—	—	—
250	—	—	—	—	—

“—” means recrystallization grain size growing up, impossible to calculate.

此, 再结晶晶粒体积分数 φ 与时间的关系可以用式(1)表示:

$$\varphi=1-\exp(-At^n)$$

(1)

式中: φ 为再结晶晶粒体积分数; A 为与晶粒形状相

关的参数; t 为再结晶时间; n 为 Avrami 常数, 将式(1)两边取对数可得:

$$\ln \left[\ln \left(\frac{1}{1-\varphi} \right) \right] = \ln A + n \ln t \quad (2)$$

由式(2)可见, $\ln \left[\ln \left(\frac{1}{1-\varphi} \right) \right]$ 与 $\ln t$ 成线性关系,

且 n 为 $\ln \left[\ln \left(\frac{1}{1-\varphi} \right) \right] - \ln t$ 直线的斜率; 将 150 °C 下不同退火时间对应的再结晶体积分数代入式(2)并进行线性拟合, 可以得到 150 °C 再结晶时 $\ln \left[\ln \left(\frac{1}{1-\varphi} \right) \right]$ 与 $\ln t$ 的关系曲线(见图 7)。由图 7 可以看出,

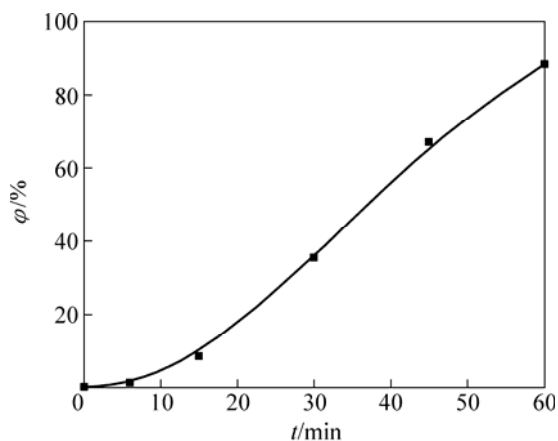


图 6 150 °C 再结晶晶粒体积分数与退火保温时间的关系

Fig. 6 Relationship between fraction of recrystallized grains and annealing time at 150 °C

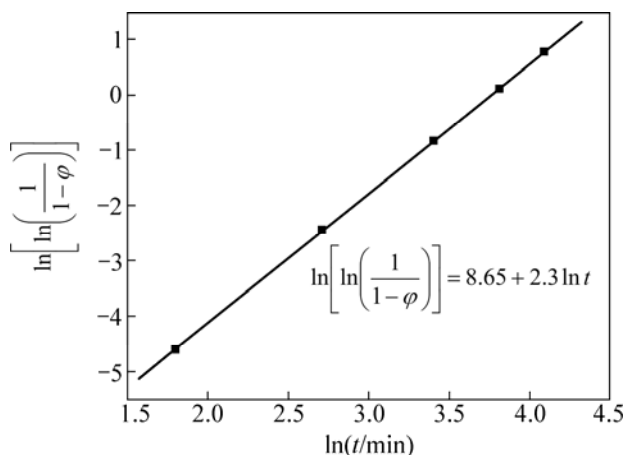


图 7 150 °C 退火时合金的 $\ln \left[\ln \left(\frac{1}{1-\varphi} \right) \right] - \ln t$ 曲线

Fig. 7 Curve of $\ln \left[\ln \left(\frac{1}{1-\varphi} \right) \right] - \ln t$ of alloy annealed at 150 °C

$\ln \left[\ln \left(\frac{1}{1-\varphi} \right) \right]$ 与 $\ln t$ 具有很好的线性关系, 说明用

Avrami 方程可以较好地描述 AZ80A 镁合金多向锻造后 150 °C 等温退火处理的再结晶过程。由拟合方程的斜率可知 $n=2.3$ 。

先前的研究表明, 再结晶速率与温度的关系满足 Arrhenius 方程^[19]:

$$v_R = B \exp \left(\frac{-Q}{RT} \right) \quad (3)$$

式中: v_R 为再结晶速率, 它与产生一定量的再结晶晶粒体积分数所需的时间 t 成反比, 即 $v_R = \varphi/t$; B 为常数; R 为摩尔气体常数; Q 是再结晶激活能; T 为退火温度。

所以, 式(3)可表示为

$$\frac{\varphi}{t} = B \exp \left(-\frac{Q}{RT} \right) \quad (4)$$

对式(4)两边取对数可得:

$$\ln \left(\frac{\varphi}{t} \right) = \ln B - \frac{Q}{R} \cdot \frac{1}{T} \quad (5)$$

由式(5)可以看出, 合金发生再结晶速度与温度的例数呈线性关系。由表 1 可知, 150 °C 退火 2700 s, 175 °C 退火 1800 s 和 200 °C 退火 360 s 对应的再结晶体积分数分别为 66.9%、67% 和 77.1%, 均处于稳定再结晶阶段, 将该再结晶体积分数对应的退火条件代入式(5), 并进行线性拟合, 结果如图 8 所示。

图 8 的斜率(-8.598)即为 $-\frac{Q}{R}$, 截距(12.015)为

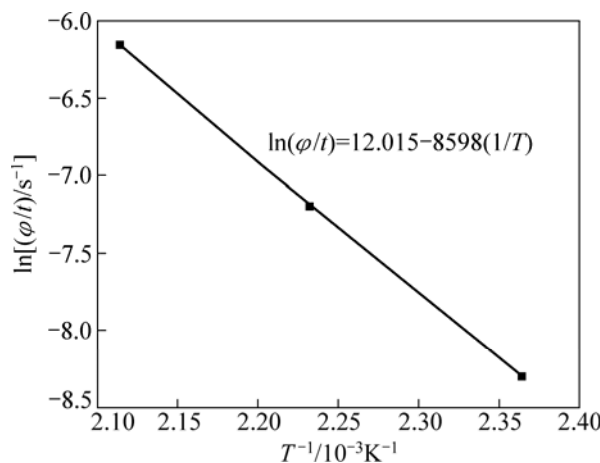


图 8 合金 $\ln(\varphi/t)$ 与 $1/T$ 的关系

Fig. 8 Plot of $\ln(\varphi/t)$ against $1/T$ of alloy

$\ln B$ 的值, 因此可得到合金的再结晶激活能 $Q=8.598 \times 8.314 \times 1000=71.48 \text{ kJ/mol}$ 。该激活能低于纯镁的激活能 92 kJ/mol ^[20]。这是由于在变形过程中会产生位错和空位, 而随着变形量的增大, 尤其是强变形将使得位错和空位的数量增多。再结晶晶核优先在晶界的位错和空位等缺陷处形成, 而位错和空位等结构缺陷处的原子引力较小, 使得再结晶时克服原子引力所消耗的能量减少, 从而降低了再结晶激活能^[21]。

一般来说, 当再结晶晶粒体积分数为 95%(0.95) 时便可定义为合金发生了完全再结晶, 因此, 由式(1)可以计算得 150°C 完成再结晶所需的时间为 4160 s 。若再结晶晶粒体积分数一定, 则根据式(4)可以得到不同温度下完成相同再结晶晶粒体积分数所需时间的比值:

$$\frac{t_1}{t_2} = \exp \left[-\frac{Q}{R} \left(\frac{1}{T_2} - \frac{1}{T_1} \right) \right] \quad (6)$$

式中: t_1 和 t_2 分别为退火温度 T_1 和 T_2 时完成相同再结晶晶粒分数所对应的时间。将 150°C (423 K) 时不同再结晶晶粒体积分数所对应的时间分别代入 t_1 。由此, 将 T_2 为 175°C (448 K)、 200°C (473 K) 和 250°C (523 K) 分别代入式(6)可得到 175°C 、 200°C 和 250°C 时完成不同再结晶晶粒体积分数所需的时间, 结果如表 2 所列。

由表 2 可知, 经计算得到的 175°C 、 200°C 和 250°C 完全再结晶所需时间与实验结果一致。根据表 2 可以绘制出不同温度下合金再结晶动力学曲线, 结果如图 9 所示。由图 9 可以看出, 随着退火温度的升高, 再结晶形核孕育时间变化不明显, 但完成再结晶的时间急剧减少, 这是由于温度越高, 原子活性越高, 其扩散速率越快。该曲线可为制定 AZ80A 镁合金退火处理工艺提供参考。

表 2 不同温度下退火完成不同体积分数再结晶所需的时间

Table 2 Annealing times for different volume fractions of recrystallized grains at different temperatures

Temperature/ $^\circ\text{C}$	Annealing time/s					
	1.1%	8.4%	35.3%	66.9%	88.3%	95%
150	360	900	1800	2700	3600	4160
175	120	300	600	900	1200	1387
200	42	105	210	315	420	485
250	7.4	18.5	37	55.5	74	85.6

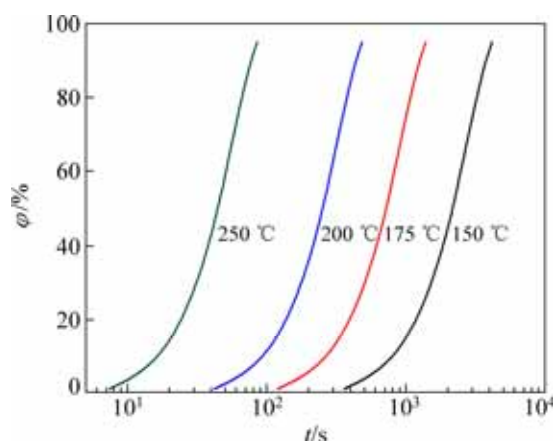


图 9 AZ80A 镁合金的再结晶动力学曲线

Fig. 9 Recrystallization kinetic curves of AZ80A magnesium alloy

3 结论

1) 经多向锻造后 AZ80A 镁合金在退火过程发生静态再结晶现象, 随着退火时间的延长, 再结晶晶粒逐渐增多; 随着退火温度的升高, 发生静态再结晶的时间缩短。发生完全再结晶后, 随着时间的延长和温度的升高, 再结晶晶粒发生长大。

2) 经多向锻造后 AZ80A 镁合金在 150°C 退火 3600 s 时, 再结晶体积分数为 88% ; 175°C 退火 1800 s 时, 发生完全再结晶, 且有部分晶粒长大; 200°C 退火 360 s 时, 再结晶体积分数达到 77% ; 250°C 退火 360 s 时, 再结晶晶粒已经发生长大。

3) 利用再结晶动力学方程计算得到经多向锻造 AZ80A 镁合金的再结晶激活能为 71.48 kJ/mol , 合金在 150°C 、 175°C 、 200°C 和 250°C 退火时发生完全再结晶的时间分别为 4160 、 1387 、 485 和 85.6 s 。

REFERENCES

- [1] 余 琨, 黎文献, 王日初, 马正青. 变形镁合金的研究、开发及应用[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(2): 277-288.
YU Kun, LI Wen-xian, WANG Ri-chu, MA Zheng-qing. Research, development and application of wrought magnesium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(2): 277-288.
- [2] WANG Y N, HUANG J C. The role of twinning and untwinning in yielding behavior in hot-extruded Mg-Al-Zn alloy[J]. Acta Mater, 2007, 55(3): 897-905.

- [3] 杨媛, 李加强, 宋宏宝, 刘鹏成. 镁合金的应用及其成形技术研究现状[J]. 热加工工艺, 2013, 42(8): 24–27.
YANG Yuan, LI Jia-qiang, SONG Hong-bao, LIU Peng-cheng. Research situation on application of magnesium alloys and its forming technology[J]. Hot Working Technology, 2013, 42(8): 24–27.
- [4] YANG X Y, MIURA H, SAKAI T. Recrystallization behaviour of fine-grained magnesium alloy after hot deformation[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2007, 17(6): 1139–1142.
- [5] VINOGRADOV A, ORLOV D, DANYUK A, ESTRIN Y. Effect of grain size on the mechanisms of plastic deformation in wrought Mg-Zn-Zr alloy revealed by acoustic emission measurements[J]. Acta Materialia, 2013, 61(6): 2044–2056.
- [6] YANG X Y, JI Z S, MIURA H, SAKAI T. Dynamic recrystallization and texture development during hot deformation of magnesium alloy AZ31[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2009, 19(1): 55–60.
- [7] WANG S R, SONG L H, KANG S B, CHO J Y, WANG Y Z. Deformation behavior and microstructure evolution of wrought magnesium alloys[J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering, 2013, 26(3): 437–447.
- [8] 汪凌云, 黄光胜, 范永革, 黄光杰. 变形 AZ31 镁合金的晶粒细化[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(3): 594–598.
WANG Ling-yun, HUANG Guang-sheng, FAN Yong-ge, HUANG Guang-jie. Grain refinement of wrought AZ31 magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(3): 594–598.
- [9] 栾娜, 李落星, 李光耀, 钟志华. AZ80 镁合金的高温热压缩变形行为[J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(10): 1678–1684.
LUAN Na, LI Luo-xing, LI Guang-yao, ZHONG Zhi-hua. Hot compression deformation behavior of AZ80 magnesium alloy at elevated temperature[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(3): 594–598.
- [10] HE Yun-bin, PAN Qing-lin, CHEN Qin, ZHANG Zhi-ye, LIU Xiao-yan, LI Wen-bin. Modeling of strain hardening and dynamic recrystallization of ZK60 magnesium alloy during hot deformation[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(2): 246–254.
- [11] 刘楚明, 刘子娟, 朱秀荣, 周海涛. 镁及镁合金动态再结晶研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2006, 16(1): 1–12.
LIU Chu-ming, LIU Zi-juan, ZHU Xiu-rong, ZHOU Hai-tao. Research and development progress of dynamic recrystallization in pure magnesium and its alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16(1): 1–12.
- [12] JIANG Wen-yong, CHEN Tian, WANG Li-ping, FENG Yi-cheng, ZHU Yan, WANG Kai-feng, LUO Jia-peng, ZHANG Shou-wei. Microstructure in the semi-solid state and mechanical properties of AZ80 magnesium alloy reheated from the as-cast and extruded states[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2013, 26(4): 473–482.
- [13] KIM J, OKAYASU K, FUKUTOMI H. Deformation behavior and texture formation in AZ80 magnesium alloy during uniaxial compression deformation at high temperatures[J]. Materials Transactions, 2013, 54(2): 192–198.
- [14] SHI B Q, CHEN R S, KE W. Effects of forging processing on the texture and tensile properties of ECAPed AZ80 magnesium alloy[J]. Mater Sci Eng A, 2012, 546: 323–327.
- [15] HUANG Xin-sheng, SUZUKI K, CHINO Y. Different annealing behavior of warm rolled Mg-3Al-1Zn alloy sheets with dynamic recrystallized microstructure and deformation microstructure[J]. Mater Sci Eng A, 2013, 560: 232–240.
- [16] 杨续跃, 孙争艳. 强变形 AZ31 镁合金的静态再结晶[J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(8): 1366–1371.
YANG Xu-yue, SUN Zheng-yan. Static recrystallization of magnesium alloy AZ31 after severe deformation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(8): 1366–1371.
- [17] JOHNSON W A, MEHL R F. Reaction kinetics in processes of nucleation and growth[J]. Trans AIME, 1939, 135: 416–458.
- [18] AVRAMI M. Kinetics of phase change. II—Transformation time relations for random distribution of nuclei[J]. Journal of Chemical Physics, 1940, 8: 212–224.
- [19] CHAO H Y, SUN H F, CHEN W Z, WANG E D. Static recrystallization kinetics of a heavily cold drawn AZ31 magnesium alloy under annealing treatment[J]. Materials Characterization, 2011, 62: 312–320.
- [20] OYARZÁBAL M, MARTÍNEZ-DE-GUERENU A, GUTIÉRREZ I. Effect of stored energy and recovery on the overall recrystallization kinetics of a cold rolled low carbon steel[J]. Mater Sci Eng A, 2008, 485: 200–209.
- [21] 彭聪辉, 常辉, 胡锐, 樊江昆, 柏广海, 傅恒志. Haynes230 高温合金的静态再结晶动力学[J]. 航空材料学报, 2011, 31(2): 8–12.
PENG Cong-hui, CHANG Hui, HU Rui, FAN Jiang-kun, BO Guang-hai, FU Heng-zhi. Static recrystallization kinetics of Haynes230 superalloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2011, 31(2): 8–12.

(编辑 陈卫萍)