

变形机理图的研究进展及发展趋势

Development and Prospect for Deformation Mechanism Map

东北大学材料与冶金学院 周 舸 曹富荣 丁 桦

[摘要] 变形机理图又称为塑性变形的相图,它对材料变形过程的预报对于材料成形科学基础研究具有重要的意义。文中分别对 Ashby、Langdon-Mohamed、Ruano-Wadsworth-Sherby、含位错数量的 R-W-S 变形机理图的构建方法、使用条件及特点进行了介绍。为变形机理图在实际生产中的应用提供了理论基础。

关键词: 变形机理图 Ashby Langdon-Mohamed Ruano-Wadsworth-Sherby R-W-S 机理图构造方法

[ABSTRACT] Deformation mechanism map, i.e. plastic deformation map, is effective to predict the material deformation during processing, which is very important for basic research on material processing. The constructing method, applying conditions and characteristics for the four deformation mechanism maps are introduced, for example, Ashby, Langdon-Mohamed, Ruano-Wadsworth-Sherby and dislocation R-W-S, respectively. The deformation mechanism map is the basic theory for application on production.

Keywords: Deformation mechanism map Ashby Langdon-Mohamed Ruano-Wadsworth-Sherby R-W-S Method of drawing deformation mechanism map

变形机理图又称为塑性变形的相图,其基础是本构方程。本构方程的显微基础是位错动力学理论和金属学理论。从定量意义上来说,现有的变形机理图是塑性力学应力与金属学晶粒尺寸等微观定量数据的融合。机理图的构造属于塑性力学应力、应变速率等数据与金属学晶粒尺寸等微观数据的集中定量问题。变形机理图的用途是根据材料超塑性、蠕变等变形过程中的应力、应变速率、晶粒尺寸和温度之间的变化关系,预报并揭示材料变形过程中如扩散蠕变、晶界滑动、位错蠕变、动态再结晶等机理。目前变形机理图广泛应用于不锈钢、铝及铝基复合材料、镁合金、镍及镍合金、钛及钛合金等^[1-4]。根据不同合金变形的特点选择不同类型的变形机理图可以准确预报不同变形工艺下的变形机理。

因此,变形机理图理论预报不仅对材料成形科学的基础研究具有重要的意义,而且还为材料实际生产过程中热加工工艺的制定及优化提供了重要的理论依据。

96 航空制造技术·2011年第16期

1 变形机理图的构建方法

以柏氏矢量补偿的晶粒尺寸为纵坐标、以模量补偿的流动应力为横坐标构建不同温度下的应变速率控制的高温变形机理图。每种变形机理都可以用一个本构方程来表达。服从下式:

$$\dot{\gamma}_{ij} = f_{ij}(\sigma, T, S_i, P_j) \quad (1)$$

其中, S_i 为状态变量,描述当前的显微状态。 P_j 是材料性能诸如点阵参数、原子体积、结合能、模量、速控过程的扩散系数等。通常, S_i 状态变量随变形过程而改变,随时间 t 的变化关系为:

$$\frac{dS_i}{dt} = f_{ij}(\sigma, T, S_j, P_j) \quad (2)$$

对时间积分可得到加载历史。这是一般材料的高温速控变形机理。具体来说,每一速控变形机理可用如下形式的本构方程来描述^[5]:

$$\dot{\epsilon}_i = A_i \left(\frac{b}{d_i} \right)^p \frac{D}{b^2} \left(\frac{\sigma_i}{G} \right)^{1/m} \quad (3)$$

式中, $\dot{\epsilon}_i$ 是稳态蠕变速率; A_i , m 和 P 是材料常数,其取值依机理不同而取不同的值; σ 是蠕变应力; G 是切变模量; d_i 是晶粒尺寸; b 是柏氏矢量; D 是扩散系数(或等于晶格扩散系数 D_L ,或等于位错管扩散系数 D_p ,或等于晶界扩散系数 D_{gb})。

将上述参数代入(1)(2)(3)式,求解3个方程组可以得到不同机理区分界线和节点数据,然后根据计算出的归一化晶粒尺寸和应力数据用计算机软件画图,从而得到变形机理图。

2 变形机理图的种类及应用

变形机理图主要有以下4种类型:

(1) Ashby[A]^[6]构造了恒定晶粒尺寸下归一化应力和温度的机理图,首先预报了纯银的蠕变变形机理;(2) Langdon-Mohamed[L-M]^[7-8]构造了归一化晶粒尺寸与温度和应力的机理图,预报了纯铝蠕变变形机理。近些年 Megumi Kawasaki 和 Terence G. Langdon 等人^[9]在前人研究的基础上构造了 Zn-Al 共析合金超塑性拉伸过程中的变形机理;(3) Ruano-Wadsworth-Sherby[R-W-S]^[5]构造了归一化晶粒尺寸与应力的机理图,预报了奥氏体

不锈钢(25Cr-20Ni)超塑性晶界滑移机理。(4)曹富荣、丁桦和周舸等人在上述3种机理图的基础上将晶粒内部位错通过模型引入到R-W-S机理图中,分别以双相镁-锂合金^[10]及TC21合金为例构建了一种恒定温度下包含位错数量的新型机理图。

2.1 Ashby 机理图的应用

M. E Ashby^[6]首先构造了纯银在晶粒尺寸为32 μm ,应变速率为 $10^{-8}/\text{s}$ 下的归一化应力和温度的变形机理图,如图1所示。

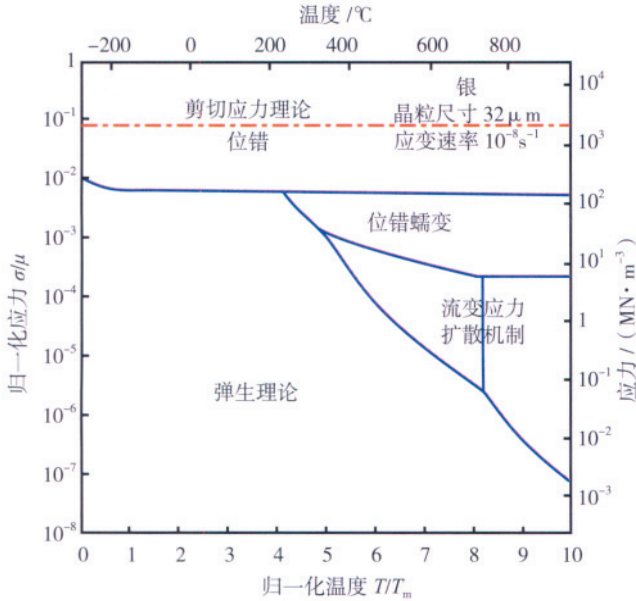


图1 纯银在晶粒尺寸为32 μm 应变速率为 $10^{-8}/\text{s}$ 下的变形机理图^[6]
Fig.1 Deformation mechanism map for pure silver of grain size 32 μm at a critical strain rate of $10^{-8}/\text{s}$

图1中纵坐标为归一化应力,横坐标为变形温度。图中共有4个区域分别代纯银的4种变形机制,从上到下依次为:位错滑移区、位错蠕变区、流动扩散区、弹性区域。从图1中可以看出,当纯银的晶粒尺寸为32 μm ,变形速率为 $10^{-8}/\text{s}$ 时归一化应力落入位错滑移区,因此变形机理为位错滑移。

2.2 Langdon-Mohamed 机理图

Megumi Kawasaki 和 Terence G. Langdon 等人^[11]对经过高压扭转变形(High-Pressure Torsion)和等通道转角挤压(Equal Channel Angular Pressing)制备的Zn-Al共析合金进行超塑性拉伸试验,构建L-M变形机理图预报Zn-Al共析合金超塑性拉伸过程中的变形机理,如图2所示。

图2中横坐标为模量补偿的应力,纵坐标为柏氏矢量补偿的晶粒尺寸。图中共有5个区域分别代表不同的变形机理,依次为哈泊当蠕变区、Coble扩散蠕变区、

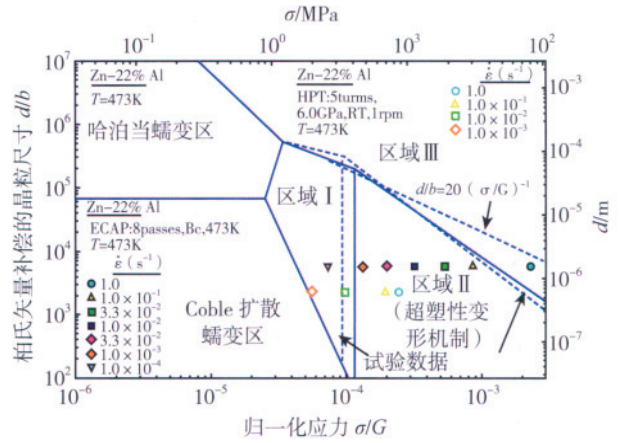


图2 Zn-22Al合金在473K下归一化晶粒尺寸与归一化应力的变形机理图^[11]
Fig.2 Deformation mechanism map of normalized grain size versus normalized stress for Zn-22Al alloy tested at 473K

超塑性区(I II III),其中I区为扩散蠕变、II区为经典超塑性、III区为位错蠕变。每个区域中的特征参数如表1所示。图2实际为两个变形机理图的叠加,实线部分代表位错滑移诱导的晶界滑动机制,而虚线部分代表位错滑移诱导的蠕变机制。在图2中,下方4个试验数据点是通过HTP方法制备而成的Zn-22Al合金,其上方7个数据点是通过ECAP方法制备而成的Zn-22Al合金。

图2结合表1可以得出,通过ECAP方法制备而成的Zn-22Al合金随着应变速率的增加变形机制发生了改变,由扩散蠕变I区改变为位错蠕变III区。然而通过HTP方法制备而成的Zn-22Al合金随着应变速率的增加变形机制没有发生改变。

表1 Zn-22Al合金变形机理图参数^[11]

变形机制	A	D	p	n
哈泊当蠕变机制	28	D_L	2	1
Coble扩散蠕变	66.8	D_{gb}	3	1
试验数据				
区域I	1.2×10^{16}	D_L	2.4	3.77
区域II	1.6×10^5	D_{gb}	2.4	2.17
区域III	6.5×10^7	D_L	0	5
理论值				
区域II	10	D_{gb}	2	2
校正理论值				
区域I	2.4×10^{12}	D_L	2	3.77
区域III	4.2×10^6	D_L	0	5

2.3 Ruano-Wadsworth-Sherby 机理图

S.W. Chung、K. Higashi、W.J. Kim 等人^[12]构造了 AZ61 镁合金在 673K 下的变形机理图,如图 3 所示。图中横坐标为模量补偿的应力、纵坐标为晶粒尺寸值。

从图 3 中可以看出, AZ61 镁合金经过变形后分别落入晶界滑移区和位错滑移区,说明该合金的变形机理为应力指数为 2 的晶界滑移和应力指数为 5 的位错滑移。

2.4 包含位错的 R-W-S 机理图的应用

曹富荣等人^[10]运用包含位错的 R-W-S 机理图预报了双相镁-锂合金及 TC21 合金的变形机理,如图 4 所示。

将不同作者的试验数据经处理汇集后如表 2 所示。表 2 列出的是双相镁-锂合金在一定温度和应变速率条件下的应力、晶粒尺寸和位错数。这些参数确定了某一双相合金在一定温度和应变速率下变形的应力和微观组织结构特征。

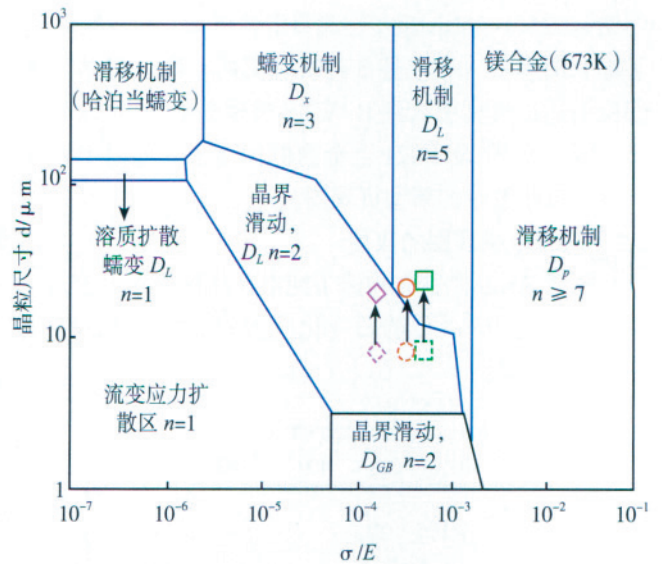


图3 AZ61合金在673K下的变形机理图^[12]
Fig.3 Deformation mechanism map for AZ61 alloy at 673K

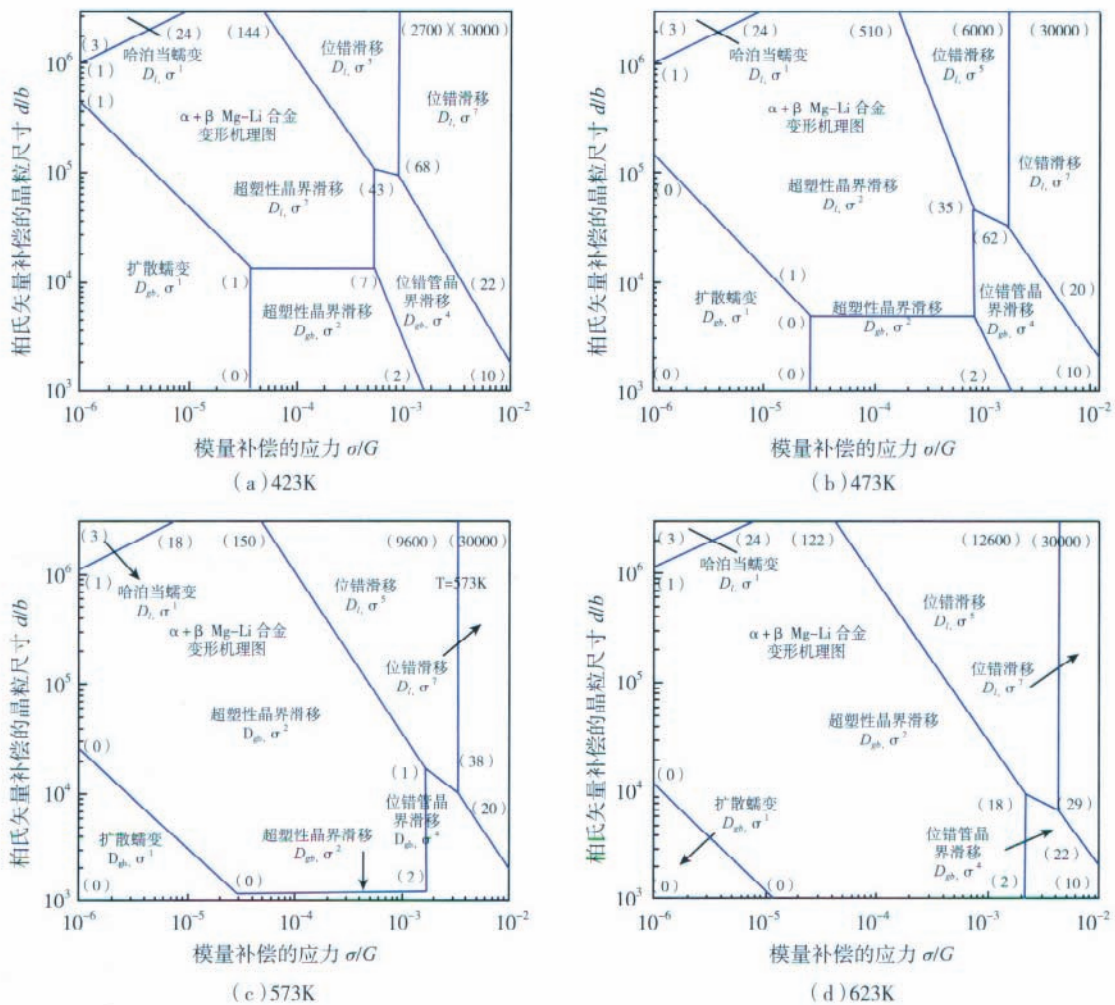


图4 双相镁-锂合金在423-623K温度下构建的速控变形机理图^[10]

Fig. 4 Rate controlling deformation mechanism maps for two-phase magnesium lithium alloy constructed at 423-623K

表2 双相超轻屈服度合金超塑变形的实验数据和计算结果^[12-16]

合金	T/K	柏氏矢量补偿的归一晶粒尺寸 (<i>dlb</i>) × 10 ⁻⁴	模量补偿的归一流体应力 (<i>o/G</i>) × 10 ⁴	应变速率 / (10 ⁻⁴ · s ⁻¹)	计算位错数 [*] / <i>n</i>	数据源
Mg9Li	423	2.34	2.1~22.4	0.7~1800	5~52	[19]
Mg9Li	473	1.94	6.5~44	0.7~1800	13~85	[19]
Mg8.3Li1Zn	573	10.62	1.37	3	15	[20]
Mg8Li	573	3.3~6.6	1.6~4.4	0.83~17	5~29	[21]
Mg8Li	623	4.3~7.8	2.0~3.3	8.3	9~26	[22]
Mg8Li1Zr	623	6.5	2.22	8.3	14	[22]
Mg8.5Li	623	7.29	2.5~7.8	4	18~57	[23]

根据表2的数据结合图4(a)、(b)可知,在423K、473K下, Mg9Li合金变形机理的变化趋势均为随着应变速率的增大从应力指数为2的晶格扩散控制的晶界滑移机理区逐渐向应力指数为4的位错管扩散控制的位错管晶界滑移机理区转化。

根据表2的数据结合图4(c)、图4(d)可知,在623K、573K下, Mg9Li合金变形机理的变化趋势均为:

应力指数为2的晶格扩散控制的晶界滑移机理。

图5为双相钛合金在1103~1283K温度下的热变形机理图。表3为TC21合金热压缩模拟实验数据的计算结果。

根据表3以及图5可知:

在温度为1103K时,当应变速率较低时试验数据落入位错多边形(0)(30)(6)(0)(0)中,说明该区域

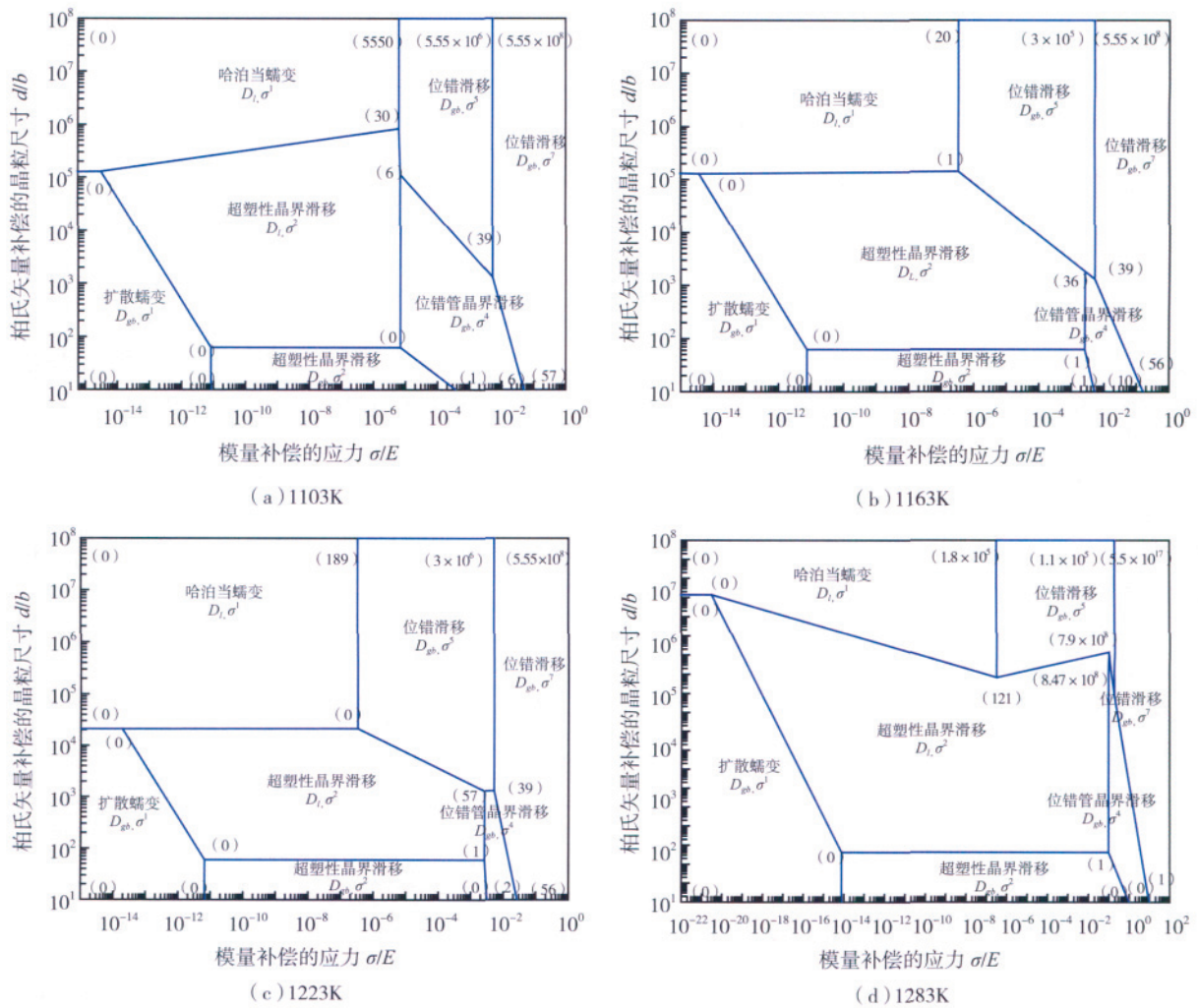


图5 双相钛合金在1103~1283K温度下构建的热变形机理图

Fig.5 Thermal deformation mechanism maps for two-phase titanium alloy constructed at 1103~1283K

表3 TC21合金热变形实验数据计算结果

合金	T/K	柏氏矢量补偿的晶粒尺寸 (d/b) $\times 10^{-4}$	模量补偿的流动应力 (σ/G) $\times 10^4$	应变速率/ ($10^{-4} \cdot s^{-1}$)	计算位错数 n
TC21	1103	1.7~0.52	5.1~56.1	5~100	7~22
TC21	1163	3.8~0.57	5.5~44.2	5~100	12~31
TC21	1223	4.7~0.92	4.6~24.1	5~80	27~52
TC21	1283	5.1~1.04	4.4~41.5	5~100	113~269

的应力指数为 2, 变形机理为晶格扩散控制的超塑性晶界滑移。而当应变速率较大时试验数据落入 (6) (39) (6) (1) (0) 的位错多边形中, 说明该区域的应力指数为 4, 变形机理为位错管晶界滑移。

在温度为 1163K 时, 试验数据落入位错多边形 (0) (0) (1) (36) (1) 中, 说明该区域的应力指数为 2, 变形机理为晶格扩散控制的超塑性晶界滑移。

在温度为 1223K 时, 试验数据此时落入位错多边形 (0) (0) (1) (5) (0) 中, 说明该区域的应力指数为 2, 变形机理为晶格扩散控制的超塑性晶界滑移。

在温度为 1223K 时, 试验数据落入位错多边形 (0) (0) (1) (7.9×10^8) (121) 中, 说明该区域的应力指数为 2, 变形机理为晶格扩散控制的超塑性晶界滑移。

3 几种不同变形机理图的比较

A、L-M、R-W-S、含位错数量的 R-W-S 变形机理图这 4 种变形机理图在构建思路及机理上大致相同, 只是根据不同需要在 A 机理图上进行了相应的改进和补充。

Ashby 首先提出了构建变形机理图的构想, 但是 A 机理图仅能预报恒定晶粒尺寸下的变形机理, 然而在金属热变形过程中往往会出现晶粒尺寸的变化, 这样就要根据不同的晶粒尺寸绘制出相应的变形机理图, 从而大大增加了计算量。与此同时, 以晶粒尺寸为恒定量进行变形机理的预报, 会经常出现由于计算晶粒尺寸的偏差而导致预报失准现象。因此, 该方法不利于对一个完整变形过程的变形机理进行预报分析与比较。这也大大限制了该方法在实际中的应用。L-M、R-W-S 在 A 的基础上回避了恒定晶粒尺寸的问题。R-W-S 构造了归一化晶粒尺寸与应力的机理图, 而 L-M 构造了归一化晶粒尺寸与温度和应力的机理图, 这样相对于前两种方法, L-M 不但在图上可以反映出更多的信息, 还能很好地解决 A 机理图使用中的局限性问题。曹富荣等人在上述 3 种机理图的基础上, 充分考虑了位错在变形过程中所起到的重要的作用, 将在变形过程中晶粒内部所产生的位错通过模型引入到 R-W-S 机理图中构造出含位错数量的变形机理图。这样在机理图上除了能反映出

上述信息外, 还能定量地给出不同变形机理区内的位错数量, 从而可以通过与透射电镜的配合更加清晰准确地把握变形过程中位错的作用。

4 变形机理图的发展展望

随着新材料的不断发展, 检测手段的不断提高, 人们对变形过程中变形机理的研究也随之深入。材料工作者已经开始从单一的寻找合理的变形工艺向探求合理工艺下的变形机理转变, 预报材料整个变形过程中不同工艺制度下的变形机理已经成为材料工作者的研究重点。

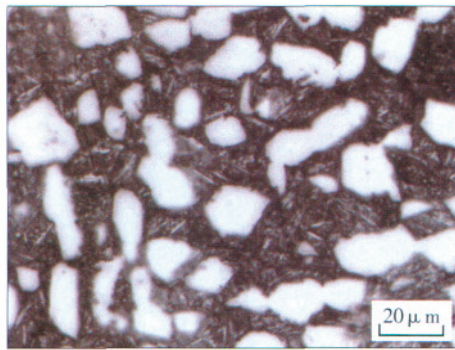
在上述几种变机理图的基础上, 合理地引入对变形过程起到重要作用的因子, 从而使得变形机理图上的信息更加丰富。近来, 国外学者^[17-22] 为寻求构造机理图的本构方程, 在层错能数据和弹性模量数据的获得上做了卓有成效的工作。通过合理准确的理论计算及数学推导, 简化变形机理图的计算过程, 运用计算机编程技术及相关计算软件对复杂的数据进行求解。

此外, 还可将变形机理图与基于动态模型的热加工图和先进的材料检测手段相结合, 构建变形过程中变形机理 - 变形工艺 - 微观组织相结合的综合评价体系。充分运用这一有利工具, 广泛积累不同材料、不同合金的变形机理图, 建立工业生产中常见材料的变形机理图数据库, 可在实际生产过程中真正达到在可靠理论指导下的工艺最优化。

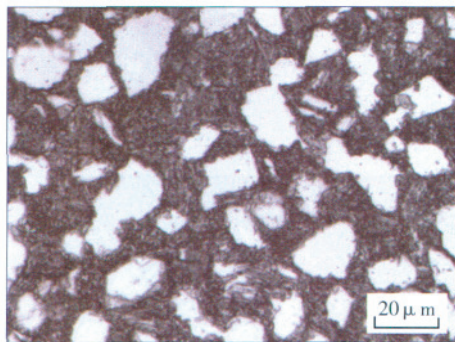
参考文献

[1] Mishra R S, Mukerjee A K. The rate controlling deformation mechanism in high strain rate superplasticity. Mater Sci Eng, 1997, 234-236A: 1023-1025.
 [2] Sajjadi S A, Nategh S. A high temperature deformation mechanism map for the high performance Ni-base superalloy GTD-111. Mater Sci Eng, 2001, A307: 158-164.
 [3] Tanaka H, Yamada T, Sato E, et al. Distinguishing the ambient-temperature creep region in a deformation mechanism map of annealed CP-Ti. Scr Mater, 2006, 54: 121-124.
 [4] Chung S W, Higashi K, Kim W J. Superplastic gas pressure forming of fine-grained AZ61 magnesium alloy sheet. Mater Sci Eng, 2004,

(下转第 104 页)



(a) 基体组织



(b) 交界处 0.5mm 范围内组织

图7 基体和热影响区交界处0.5mm范围内微观组织变化
Fig.7 Variation of microstructure between base metal and heat-affected zone within 0.5mm

状 α 晶粒非常短(图 7(b))。这种现象可能是由于 2.2.3 节中提到的原因,也可能是由于焊接冷却时,不稳定的 β 相析出的 α' 相,与经过退火处理的基体相比,没有经过一定时间的保温,所以晶粒尺寸较基体小。

3 结论

(1) 电子束焊接接头由于输入能量大、高温停留时间短、冷却速度较快,在毫米范围内造成了极大的温度梯度,因此焊缝中心至热影响区微观组织差异极大。

(2) TC11 电子束焊接接头从基体到焊缝显微硬度逐渐升高,焊缝中心处等轴晶硬度值最高。

(3) 基体和热影响区交界处 0.5mm 范围内显微硬度先降低,然后再升高。

参考文献

[1] 白晓环,冯永琦,韦韦琪,等. 飞机结构用 TC11 钛合金异型锻件的组织与性能. 钛工业进展,2005,22(5):37-40.
[2] 李兴无,沙爱学,张旺峰. TA15 合金及其在飞机结构中的应用前景. 钛工业进展,2003(20):4-5.
[3] Messler R W. Electron beam weldability of advanced titanium alloys. Welding Journa, 1981(5):78-84.
[4] 钛合金文集编辑组钛合金文集. 上海:上海科学技术情报出版社,1978. 38-39.

(责编 良辰)

(上接第 100 页)

A372: 15-20.

[5] Ruano O A, Wadsworth J, Sherby O D. Deformation mechanisms in an austenitic stainless steel (25Cr-20Ni) at elevated temperature. J Mater Sci,1985,20:3735.

[6] Ashby M F. A first report of deformation mechanism map. Acta Metal, 1972, 20:887.

[7] Mohamed F A, Langdon T G. Deformation mechanism maps based on grain size. Metal Trans A, 1974,5:2339.

[8] Langdon T G, Mohamed F A. A new type of deformation mechanism map for high-temperature creep. Mater Sci Eng, 1978, 32:103.

[9] Megumi Kawasaki, Sangmok Lee, Terence G. Langdon. Constructing a deformation mechanism map for a superplastic Pb - Sn alloy processed by equal-channel angular pressing. Scripta Materialia, 2009, 61: 963-966.

[10] 曹富荣,丁桦,李英龙,等. 镁锂合金含位错的高温变形机理图理论预报. 材料与冶金学报,2008,7(3):206-210.

[11] Chung S W, Higashi K, Kim W J. Superplastic gas pressure forming of fine-grained AZ61 magnesium alloy sheet. Materials Science and Engineering, 2004, 372: 15-20.

[12] Metenier P, Gonzalez-Doncel G, Ruano O A, et al. Superplastic behavior of a fine-grained two-phase Mg-9wt% Li-5 wt% B4C composite. J Mater Res, 1990, 5(7): 1359-1361.

[13] Jojima Y, Inoue M, Tanno O. Superplasticity of Mg-Li alloy. J Jpn Inst Met, 1990, 54(3): 354.

[14] Fujitani W, Furushiro N, Hori S. Microstructural change during superplastic deformation of the Mg-8mass%Li alloy. J Jpn Inst Light Met, 1992, 42(3): 125.

[15] Fujitani W, Higashi K, Furushiro N, et al. Effect of Zr addition on superplastic deformation of the Mg-8%Li eutectic alloy. J Jpn Inst Light Met, 1995, 45(6): 333.

[16] Higashi K, Wolfenstine J. Microstructural evolution during superplastic flow of a binary Mg-8.5wt% Li alloy. Mater Lett, 1991, 10(7-8): 329.

[17] Sajjadi S A, Nategh S. A high temperature deformation mechanism map for the high performance Ni-base superalloy GTD-111. Materials Science and Engineering, 2001, 307: 158-164.

[18] Tanaka H, Yamada T, Sato E, Itaru Jimbo. Distinguishing the ambient-temperature creep region in a deformation mechanism map of annealed CP-Ti. Scripta Materialia, 2006, 56: 121-124.

[19] Mishra R S, Mukherjee A K. The rate controlling deformation mechanism in high strain rate superplasticity. Materials Science and Engineering, 1997, 234: 1023-1025.

[20] Farghalli A. Mohamed. Deformation mechanism maps for micro-grained, ultrafine-grained, and nano-grained materials. Materials Science and Engineering, 2011, 528: 1431-1435.

[21] KIM W J, CHUNG S W, CHUNG C S, et al. Superplasticity in thin magnesium alloy sheets and deformation mechanism maps for magnesium alloys at elevated temperatures. Acta Materialia, 2001, 49: 3337-3345.

[22] Terence G. Langdon. Grain boundary sliding revisited: Developments in sliding over four decades. J Mater, 2006, 1: 597-609.

(责编 小城)