

一种新型 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金的变形行为研究

Investigation on Deformation Behavior of
a New Type Al-Zn-Mg-Cu-Zr Alloy

王胜强,王少华,马志峰,王 强,王建国,陆 政
(北京航空材料研究院,北京 100095)
WANG Sheng-qiang,WANG Shao-hua, MA Zhi-feng,
WANG Qiang,WANG Jian-guo,LU Zheng
(Beijing Institute of Aeronautical Materials,Beijing 100095,China)

摘要: 通过动态镦粗压缩实验的方法研究了一种新型 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金的变形行为。结果表明:Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金在 350℃ 以下变形时,由于变形温度较低,在变形过程中发生动态析出行为,合金晶内析出细小沉淀相,对合金的进一步变形不利;当变形温度高于 400℃ 时,合金没有出现动态析出行为;当变形温度继续升高到 450℃ 时,合金出现了动态再结晶和晶粒长大现象。所以,该 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金的最佳变形温度为 400~420℃,极限变形量为 60%。

关键词: Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金;变形行为;动态镦粗;极限变形量;动态析出

中图分类号: TG146.2 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2012)06-0011-05

Abstract: Deformation behavior of a new Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy is investigated by dynamic upsetting compress test. The results show that, when the deformation temperature of Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy is below 350℃, there is dynamic precipitation behavior during deformation because of low temperature. Further deformation of the alloy will be difficult due to small precipitates in the alloy. When the deformation temperature is above 400℃, there is no dynamic precipitation behavior in the alloy. When the deformation temperature is higher than 450℃, there is dynamic recrystallization and size increase of grain. The results of dynamic upsetting test show that the appropriate forging temperature of Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy is range of 400-420℃, and the maximum deformation is 60%.

Key words: Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy; deformation behavior; dynamic upsetting; maximum deformation; dynamic precipitation

Al-Zn-Mg-Cu-Zr 系变形铝合金,因其具有高强度、低密度和良好的加工性能等优点而广泛应用于航空航天及军事领域^[1-4]。但是该系列合金在热加工过程中变形抗力大,如果变形加工工艺不合理就会出现变形困难或者样品开裂等情况。所以要想提高合金变形加工的成品率,获得组织性能优异的变形产品,就必须弄清楚合金的最佳变形参数,包括最佳变形温度和极限变形量等。

本工作研究的合金是一种新型的 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金,关于该合金变形工艺方面的资料甚少,所以本研究采用动态镦粗压缩实验法来测定合金的最佳变形参数以及变形过程中的组织演变,用以指导该合金的变形工艺。动态镦粗压缩实验法具有实验设备简单、操作方便、实验成本小和结果准确可靠的优点,对

新型变形铝合金的开发具有重要的意义。

1 实验材料及方法

用于动态镦粗压缩实验的材料为 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金普通连铸坯,合金的化学成分如表 1 所示。合金铸锭在实验前首先进行均匀化处理,铸锭均匀化后的显微组织如图 1 所示。截取并加工动态镦粗实验的试样若干块,试样具体尺寸为 $\phi 15\text{mm} \times 20\text{mm}$ 的圆柱。

表 1 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金的化学成分 (质量分数/%)						
Table 1 Chemical composition of the Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy (mass fraction /%)						
Zn	Mg	Cu	Zr	Si	Fe	Al
7.46	1.56	1.51	0.13	0.012	0.013	Bal

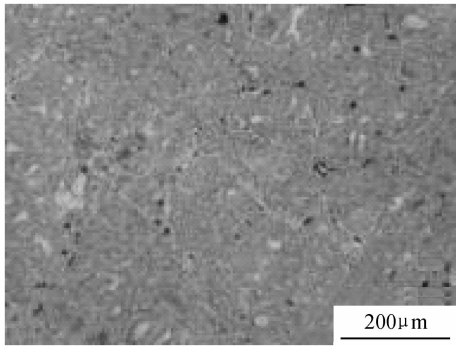


图 1 实验合金均匀化后的微观组织

Fig. 1 Homogenization microstructure of studied alloy

图 2 为自行设计制造的动态镦粗实验机,实验设备和原理比较简单,永磁体吸附重 100kg 的落锤,实验时首先通过电机和钢丝绳把落锤上升到 1.5m 的高度,在落锤正下方的工作平台处放置好钢模具和试样,然后关闭永磁体开关,落锤自由下落(锤头落下时的打击速率为 5.32m/s,相应的应变速率为 271s^{-1}),对试样完成一次动态镦粗实验。升起落锤,取出试样并观察试样的变形情况和外观是否出现裂纹,更换钢模具重复上述实验。控制变形量的钢模具若干块,尺寸为 $90\text{mm}\times 90\text{mm}$,中间有孔可放入试样,模具钢板的高度可控制不同的变形量,本实验所用模具的高度分别为 6,8,10,12mm 和 14mm(见图 2(b))。

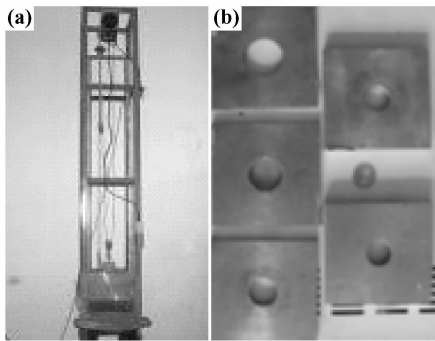


图 2 动态镦粗实验设备图片 (a)实验机;(b)模具

Fig. 2 The pictures of experiment equipment for dynamic upsetting (a)dynamic upsetting experiment machine;(b)die steel plate and gasket

试样在 RJX-8-13 高温箱式电阻炉中加热,温度由 AL808 系列智能型数字调节器控制,保证加热温度偏差小于 $\pm 5^{\circ}\text{C}$ 。试样从出炉到受打击前时间间隔控制在 5s 以内,防止时间过长引起试样温度下降过快,从而影响实验结果的准确性。

为了研究实验合金的热加工性能,对将来的变形工艺做指导,本实验参考了同系列铝合金的热加工工艺,制定的温度区间为 $300\sim 500^{\circ}\text{C}$,具体的实验参数

如表 2 所示。

表 2 动态镦粗压缩实验参数

Table 2 Parameters of dynamic upsetting test

$T/^{\circ}\text{C}$	300, 350, 380, 400, 420, 450, 500
$\delta/\%$	30, 40, 50, 60, 70

2 实验结果

2.1 合金的极限变形量

合金试样在不同变形温度和变形量下的变形情况如表 3 所示,合金在 300°C 变形时,变形量达到 40%时就出现了裂纹。随着变形温度的升高,合金的塑性先上升后下降,合金在 400°C 变形时,变形量达到 70%时才出现裂纹;但当温度升高到 500°C 时,合金变形量在 50%时就出现了裂纹,合金塑性显著下降。

表 3 合金试样不同温度下的变形情况

Table 3 Deformation results of the alloy at different temperatures

$T/^{\circ}\text{C}$	$\delta/\%$				
	30	40	50	60	70
300	Good	Crack	Big crack	—	—
350	Good	Good	Good	Big crack	—
380	—	Good	Good	Crack	Big crack
400	—	—	Good	Good	Big crack
420	—	—	Good	Good	Crack
450	—	—	Good	Good	Big crack
500	—	Good	Crack	Big crack	—

本实验以试样侧面开始出现裂纹前的最大变形程度作为合金在该温度下的极限变形量,极限变形量的数值越大,说明合金在该温度下的变形性能越好。合金在不同温度下的极限变形量如图 3 所示,合金较优的变形温度区间为 $400\sim 450^{\circ}\text{C}$,极限变形量为 60%。

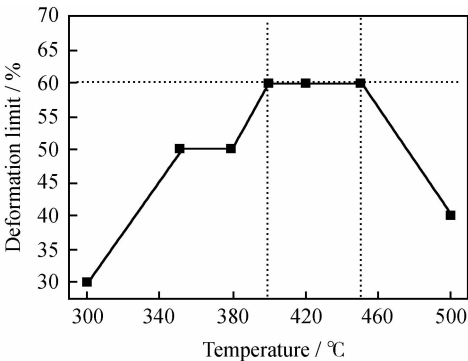


图 3 合金在不同温度下的极限变形量

Fig. 3 Deformation limit of the alloy at different temperatures

合金在不同变形参数下镦粗试样的宏观照片如图 4 所示,其中合金在 420℃ 变形时,合金的变形量达到 70% 仅出现了微小裂纹,显示出了合金良好的塑性(见图 4(b))。

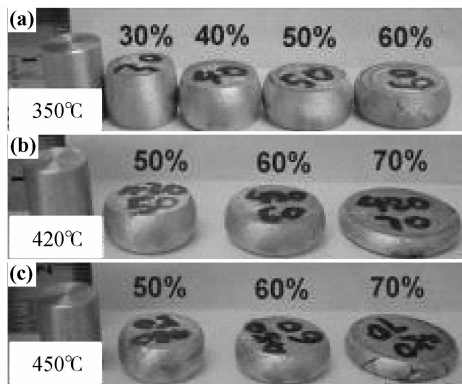


图 4 不同温度下动态镦粗试样的宏观照片

(a) 350℃; (b) 420℃; (c) 450℃

Fig. 4 The marco-images of dynamic upsetting specimen at different temperatures (a) 350℃; (b) 420℃; (c) 450℃

2.2 合金变形后的显微组织

取不同变形温度和变形量下的试样,沿着试样的纵向中心处剖开,观察合金的金相组织。研究结果发现,合金经过一次镦粗变形后,试样的不同位置由于受力状态和变形量的不同而呈现出不同的晶粒形貌。如图 5 所示,以合金在 400℃ 变形量为 70% 的试样为例,合金的晶粒形貌并不均匀一致,而是因位置的不同呈现显著的差别。试样中心位置的晶粒为拉长的纤维状组织;左右边部晶粒呈现放射状的羽毛状组织,而且越靠近试样边部,晶粒的尺寸越大;试样顶部和底部的组织为破碎的等轴晶粒组织,没有被拉长的趋势。因此,可以把镦粗变形后合金试样的组织按形貌分为三个典型的区域,即 I 纤维区、II 放射区和 III 晶粒破碎区(见图 6)。

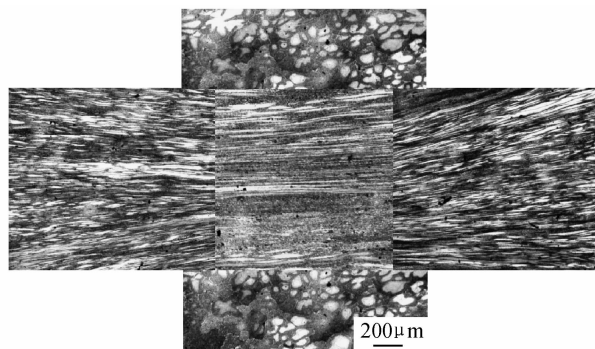


图 5 合金在 400℃ 变形量为 70% 的金相组织

Fig. 5 Microstructure of alloy after 70% deformation at 400℃

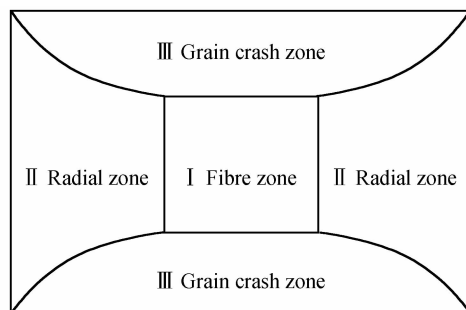


图 6 镦粗后合金显微组织示意图

Fig. 6 Microstructure schematic of alloy after deformations

为了防止合金因不同位置的组织不同而造成分析误差,在合金的组织分析和观察过程中,只观察合金中心部位的晶粒组织(即纤维区)。图 7 为合金试样经过不同变形参数镦粗后中心部位的显微组织。

合金在 300℃ 变形 30% 时,合金由于变形量较小,所以合金的组织只是沿垂直于压力的方向被拉长,但没有呈现明显的纤维状。另外,晶粒上出现了清晰的纹理,是合金晶粒受到外力作用破碎的结果(见图 7(a))。合金的变形量达到 50% 时,晶粒组织呈现明显的纤维状,而且晶粒尺寸细小(见图 7(b))。当保持合金的变形量为 50%,随着变形温度由 300℃ 升高到 500℃,合金的晶粒均为纤维状组织,只是晶粒尺寸在 450℃ 以上变形时有所长大(如图 7(c)~(f))。

3 分析与讨论

3.1 合金的变形工艺研究

铝合金的变形工艺主要包括变形温度,变形速率和变形程度等几个方面。本实验采用动态镦粗实验来研究 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金的最佳变形工艺。由于实验设备和方法所限,合金试样的变形过程基本是瞬间完成,无法控制变形速率,所以本实验主要通过合金在不同变形温度下的极限变形量来摸索该合金的最佳变形温度区间。而极限变形量只是从侧面反映了合金在该实验温度下的变形能力。合金在变形初期,随着应变量的增加,位错密度逐渐增加,同时材料的流变应力也在增加,材料内部就会出现晶粒拉长、破碎和形成亚晶粒等变化。但是,在高温变形过程中,铝合金由于层错能较高,内部就会发生动态回复和动态再结晶而使位错的密度减小。

一般情况下,随着温度的增加,合金的稳态流变应力降低,反映出合金的塑性增加,变形容易^[5,6]。这是因为随着变形温度的增加,原子的动能增加,合金中的滑移系增多,改善了各晶粒间的变形协调性。当合金的变

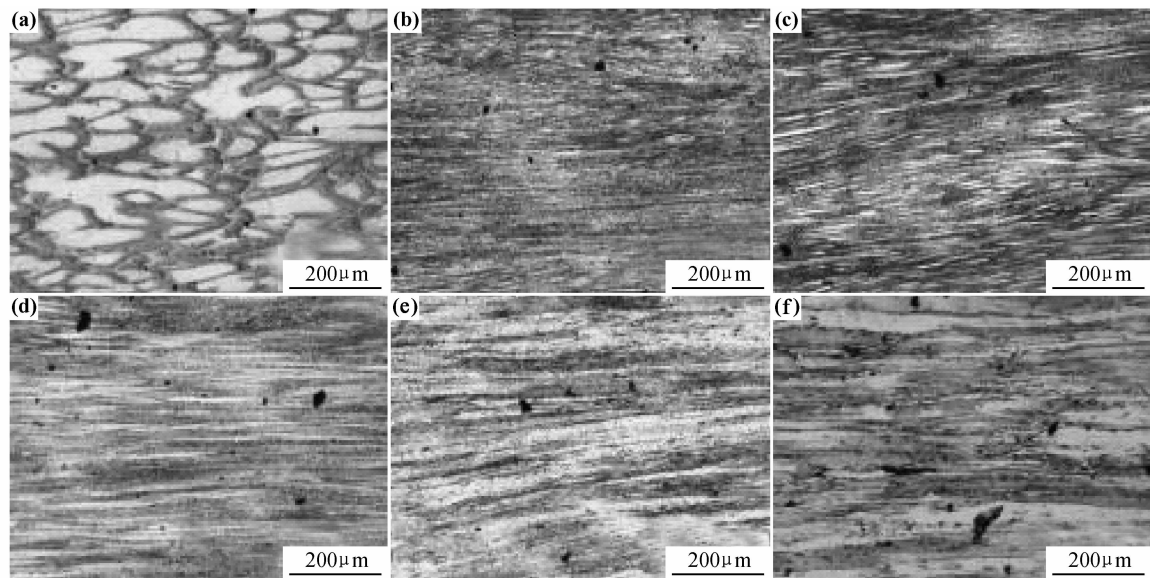


图 7 不同变形工艺下合金的显微组织

(a)30%,300℃;(b)50%,300℃;(c)50%,350℃;(d)50%,420℃;(e)50%,450℃;(f)50%,500℃

Fig. 7 Microstructure of alloy after variant deformation technology

(a)30%,300℃;(b)50%,300℃;(c)50%,350℃;(d)50%,420℃;(e)50%,450℃;(f)50%,500℃

形温度到达 400℃,除了(111)面滑移外,(100)面也参与滑移,滑移系的增加使得合金变形更加容易。另外,随着温度的升高,合金内会有更多的第二相溶解到基体内,使得阻碍位错移动的质点减少,合金的塑性改善。但是,如果变形的温度过高,就会诱导合金发生再结晶,不利于保持变形态组织,从而影响合金的使用性能。当变形温度过高,合金的组织就会出现过烧,合金的塑性和力学性能都会明显下降。因此,科学的选择适宜的变形温度区间,对于得到优质的变形产品至关重要。

合金试样在 300~500℃区间内,不同变形温度下的极限变形量如图 3 所示。当变形温度为 300℃时,由于温度较低,合金的流变应力较大,所以在变形量为 40%时就出现了裂纹,此时合金的塑性较差。图 8 为合金在 300℃变形量为 50%时,试样边部裂纹的图片。如图 8(a)所示,裂纹的长度约为 1.7mm,而且在主裂纹旁边出现了二次微裂纹。从局部放大的图片可以清晰地发现裂纹是沿着晶界扩展,断裂方式为沿晶断裂,合金的塑性较差。

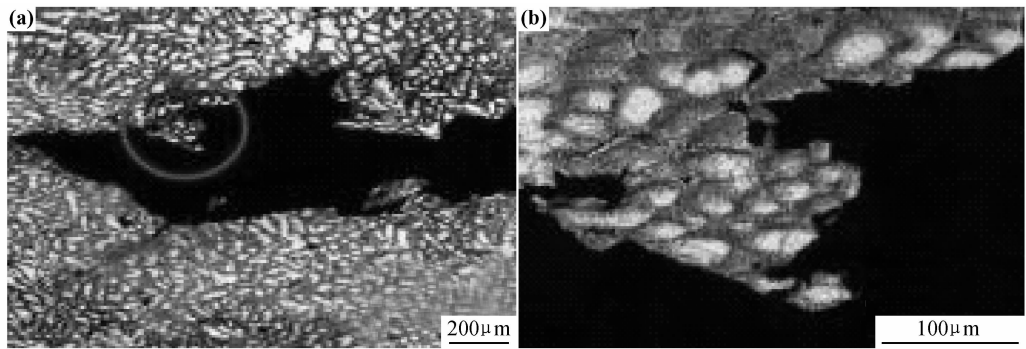


图 8 合金在 300℃变形量为 50%的裂纹图片

(a)低倍数;(b)图(a)中圆形区域的放大图

Fig. 8 Images of alloy crack after 50% deformation at 300℃

(a)low magnification;(b)high magnification of circle area of fig. 8(a)

随着变形温度的升高,合金的热激活作用增强,导致位错与空位的活动性提高,滑移系增多,改善了晶粒之间变形的协调性,使得合金塑性明显改善。到

400℃时,合金的极限变形量已经达到了 60%,并且这个变形量数值一直保持到了 450℃,其中 420℃变形量为 70%的时候,试样表面仅出现了微小裂纹,显示出

了相当好的变形能力。当变形温度升到 500℃ 时,合金的极限变形量显著下降,仅为 40%。因为合金在这个温度下已经过烧,所以合金的强度和塑性都显著下降。

通过对各个变形参数下合金的显微组织观察发现,合金在 450℃ 变形 50% 后,虽然晶粒的形态仍然为拉长的纤维状,但是尺寸有所增加;到 500℃ 时,晶粒尺寸明显增加。这样的组织对合金的强度不利,所以合金的最佳变形温度应低于 450℃。

根据以上分析的结果,综合不同变形温度下的合金的极限变形量和显微组织,合金的最佳变形温度为 400~420℃,极限变形量为 60%。在这个变形温度区间内,合金既能获得较好的变形性能,也能有效地防止变形过程中的晶粒长大和再结晶现象。

3.2 合金变形过程中的析出行为

为了进一步研究合金在不同参数变形下的组织演变规律,选取部分试样进行了 TEM 组织观察,结果如图 9 所示。

经过均匀化处理,合金晶内存在着许多的未溶第二相粒子,尺寸基本都大于 100nm (见图 9(a))。在更高倍数的 TEM 图片中可以观察到晶内有大量细小,尺寸约 1~5nm 的沉淀相 (见图 9(b))。当合金试

样在 300℃ 变形 30% 后,晶内析出了大量 5~20nm 的沉淀相 (见图 9(c))。这主要是因为变形温度较低,基体内固溶的溶质浓度较高,在此条件下有析出沉淀相的趋势。在动态敏化的过程中,位错的引入促进了析出的过程,最终在晶内动态析出了大量细小弥散分布的沉淀相。因为沉淀相的析出不但使得合金的强度增加,还阻碍了位错的运动,所以对合金的进一步变形不利,这也是合金在低温下塑性较差的原因之一^[7-9]。合金在 350℃ 变形 40% 后,晶内同样析出了大量的沉淀相,合金内发生了动态析出行为 (见图 9(d)),这也有可能是因为落锤吸热,导致试样温度降低所致。合金的变形量和温度增加有利于沉淀相长大,所以,此时沉淀相的尺寸要稍大。当合金在 400℃ 变形 60% 时,合金晶内却没有发现大量的沉淀相析出,只是有少量尺寸较大的沉淀相 (见图 9(e))。这主要是因为 400℃ 变形时,由于变形温度较高,合金的固溶度增大,所以合金基本没有析出沉淀相的趋势,反而是一些尺寸较小的沉淀相在保温和变形时重新回溶到了基体中^[10]。当变形温度为 500℃,由于变形温度过高,大部分的第二相都已回溶到基体中,所以只能观察到极少数的未溶第二相粒子 (见图 9(f))。

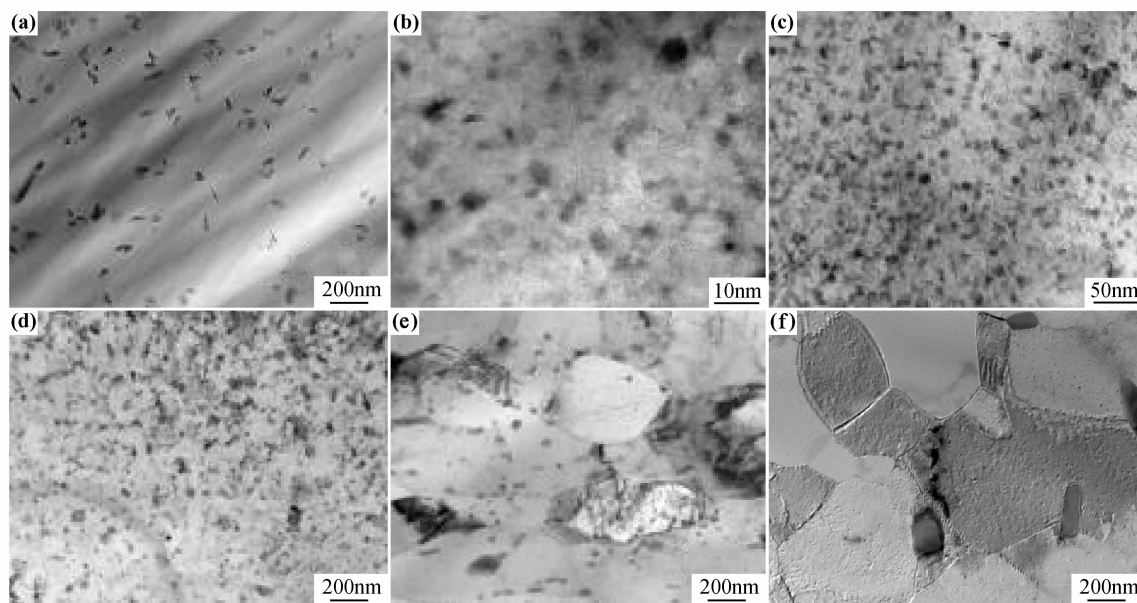


图 9 不同变形工艺下合金的 TEM 图片

(a), (b) 0%; (c) 30%, 300℃; (d) 40%, 350℃; (e) 60%, 400℃; (f) 50%, 500℃

Fig. 9 TEM images of alloy after variant deformation technology

(a), (b) 0%; (c) 30%, 300℃; (d) 40%, 350℃; (e) 60%, 400℃; (f) 50%, 500℃

4 结论

(1) Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金的最佳变形温度为 400~420℃,极限变形量为 60%。

(2) Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金在 350℃ 以下变形时,由于变形温度较低,在变形过程中发生动态析出行为,合金晶内析出细小沉淀相,对合金的进一步变形不利。

(下转第 70 页)

- an anhydride-cured epoxy system including gelation, vitrification, curing kinetics model, and monitoring of the glass transition temperature[J]. *Journal of Applied Polymer Science*, 2004, 93(4): 1774—1787.
- [3] NUNEZ L, FRAGA F, CASTRO A, et al. TTT cure diagram for an epoxy system diglycidyl ether of bisphenol A/1, 2 diamine cyclohexane/calcium carbonate filler[J]. *Polymer*, 2001, 42(8): 3581—3587.
- [4] BOOGH L, PETTERSSON B, MANSON J. Dendritic hyper-branched polymers as tougheners for epoxy resins[J]. *Polymer*, 1999, 40(9): 2249—2261.
- [5] NUNEZ L, FRAGA F, NUNEZ M R, et al. Effects of diffusion on the kinetic study and TTT cure diagram for an epoxy/diamine system[J]. *Journal of Applied Polymer Science*, 1998, 70(10): 1931—1938.
- [6] RAMIS X, SALLA J. Time-temperature transformation (TTT) cure diagram of an unsaturated polyester resin[J]. *Journal of Polymer Science Part B: Polymer Physics*, 1997, 35(2): 371—388.
- [7] NUNEZ L, TABOADA J, FRAGA F, et al. Kinetic study and time-temperature-transformation cure diagram for an epoxy-diamine system[J]. *Journal of Applied Polymer Science*, 1997, 66(7): 1377—1388.
- [8] BARRAL L, CANO J, LOPEZ A J, et al. TTT isothermal cure diagram of a dyglycidyl ether of bisphenol A/1, 3-bisaminomethylcyclohexane (DGEBA/1, 3-BAC) epoxy resin system[J]. *Journal of Applied Polymer Science*, 1996, 61(9): 1553—1559.
- [9] 张明, 安学锋, 唐邦铭, 等. 高性能双组份环氧树脂固化动力学研究和 TTT 图绘制[J]. *复合材料学报*, 2006, 23(1): 17—25.
- [10] 程群峰, 方征平, 益小苏, 等. 双马来酞亚胺树脂体系的固化动力学和 TTT 图[J]. *材料工程*, 2007, (S1): 188—192.
- [11] CAI H Y, LI P, SUI G, et al. Curing kinetics study of epoxy resin/flexible amine toughness systems by dynamic and isothermal DSC[J]. *Thermochimica Acta*, 2008, 473(1—2): 101—105.
- [12] ZVETKOV V L. Mechanistic modeling of the epoxy-amine reaction: Model derivations[J]. *Thermochimica Acta*, 2005, 435(1): 71—84.
- [13] BOEY F Y C, SONG X L, YUE C Y, et al. Modeling the curing kinetics for a modified bismaleimide resin[J]. *Journal of Polymer Science Part A: Polymer Chemistry*, 2000, 38(5): 907—913.
- [14] BEHZAD T, SAIN M. Finite element modeling of polymer curing in natural fiber reinforced composites[J]. *Composites Science and Technology*, 2007, 67(7—8): 1666—1673.
- [15] CHEUNG A, YU Y, POCHIRAJU K. Three-dimensional finite element simulation of curing of polymer composites[J]. *Finite Elements in Analysis and Design*, 2004, 40(8): 895—912.

基金项目:国家 973 计划(2010CB631102);国家与山东省自然科学基金(50973056, 51173100; JQ201016); 山东大学自主创新基金(2009JQ013)

收稿日期:2011-09-05;**修订日期:**2012-01-22

作者简介:王晓霞(1984—),女,博士研究生,研究方向为纤维增强树脂基复合材料的固化变形,联系地址:山东大学材料科学与工程学院(250061),E-mail: wangxiaoxia4570@gmail.com

通讯作者:贾玉玺(1970—),男,教授,博士研究生导师,主要研究方向为高分子及其复合材料加工过程数值模拟与优化设计,联系地址:山东大学材料科学与工程学院(250061),E-mail: jia_yuxi@sdu.edu.cn

(上接第 15 页)

当变形温度高于 400℃时,合金没有出现动态析出行为。

参考文献

- [1] NAKAI M. New aspects of development of high strength aluminum alloys for aerospace applications[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2000, A285(1): 62—68.
- [2] 李成功,巫世杰,戴圣龙,等. 先进铝合金在航空航天工业中的应用与发展[J]. *中国有色金属学报*, 2002, 12(1): 14—21.
- [3] 陈昌麒. 超高强铝合金的发展[J]. *中国有色金属学报*, 2002, 12(S1): 22—27.
- [4] 王少华,张兴国,杨守杰,等. 时效制度对 Al-7. 1Zn-1. 1Mg-1. 6Cu-0. 14Zr 合金断裂行为的影响 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2011, 40 (3): 453—456.
- [5] 俞汉清,陈金德. 金属塑性成形原理[M]. 北京:机械工业出版社, 2005.
- [6] ZHANG H, LI L X, YUAN D, et al. Hot deformation behavior of the new Al-Mg-Si-Cu aluminum alloy during compression at elevated temperatures [J]. *Materials Characterization*, 2007, 58: 168—173.
- [7] YAN L M, SHEN J, LI J P. Deformation behavior and micro-structure of an Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy during hot deformation[J]. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2010, 17(1): 46—52.
- [8] MENG G, LI B L, LI H M. Hot deformation behavior of an Al-5. 7 wt. %Mg alloy with erbium [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2009, A516: 131—137.
- [9] 李海, 郑子樵, 王芝秀. 热处理制度对含 Ag 的 7055 铝合金断裂特征的影响 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2005, 34(4): 612—616.
- [10] 韩小磊,熊柏青,张永安,等. 固溶处理对 7150 铝合金组织和力学性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(6): 1095—1101.

收稿日期:2011-08-21;**修订日期:**2012-02-27

作者简介:王胜强(1978—),男,工程师,主要从事铝合金材料与工艺研发工作,联系地址:北京市 81 信箱 2 分箱(100095),E-mail: wsq621@163.com