

2090+Ce 铝锂合金时效的外强化效应与机制^①

陈 铮 何 明

(西北工业大学)

摘 要

研究了时效温度和时间对2090+Ce铝锂合金室温拉伸断裂特征的影响,探讨了铝锂合金未再结晶扁平晶粒结构的外强化效应与机制。从四个方面分析了铝锂合金未再结晶扁平晶粒结构的增塑机制,得出了时效温度和时间对外强化效应的影响规律。表明,铝锂合金未再结晶扁平晶粒结构的强度和塑性都优于再结晶等轴晶粒结构。欠时效至峰值时效阶段,该合金的断裂方式为穿晶剪切断裂与短横向沿晶分层开裂的混合型,其分层倾向及分层强化效应随时效过程而增大。过时效阶段,断裂方式以沿亚晶断裂为主,分层强化效应消失。

关键词: 铝锂合金, 时效, 外强化, 分层强化, 晶粒结构

近年来,国内外对铝锂合金时效过程中精细结构的变化作了大量细致的研究^[1~2],查明了晶内沉淀相,晶界无沉淀带、沿晶稳定相与时效温度和时间定量或半定量关系,以及对合金微观形变行为的影响,并解释了铝锂合金时效过程中的性能变化。本研究则表明,除开上述时效的内强化机制外,还有另一重要机制—铝锂合金时效的外强化机制。尽管,国内外的一些研究工作者曾对铝锂合金的外强现象有所发现,并作了一定的理论分析,然而,迄今尚未见到铝锂合金室温拉伸的外强化效应与机制的系统研究报告。故本文将研究2090+Ce铝锂合金时效过程对断裂特征的影响,进而探讨该合金时效的外强化效应与机制^[3,4]。

1 试验方法

采用自制的2 mm厚2090+Ce铝锂合金板材,其化学成分(wt.-%)为:Li 2.30, Cu 2.54, Zr 0.10, Mg 0.10, Ti 0.05, Ce

0.05, Al余量。板坯在480℃热轧成5~7 mm厚,随后经450℃ 1 h退火和320℃温轧。试样坯经532℃ 0.5 h固溶后,预拉伸4%,再分别在150、165和175℃时效3~48 h小时。室温拉伸试样工作部分宽10 mm,标距长50 mm,横向取样。室温拉伸在INSTRON 1195试验机上进行,拉伸速度1 mm/min,伸长量用引伸仪测定。

2 试验结果

晶粒结构分别为再结晶粒和未再结晶扁平晶粒,见图1。

晶粒结构对2090+Ce铝锂合金室温拉伸性能的影响见表1。由表可见,未再结晶扁平晶粒结构的强度和塑性都明显优于再结晶等轴晶粒结构,其强度优于后者约10%,塑性优于后者约50%。

2090+Ce铝锂合金在150、165和175℃的时效曲线示于图2。150℃时效的强度始终

^①本文为国家教委优秀年轻教师基金资助项目;于1991年10月18日收到。

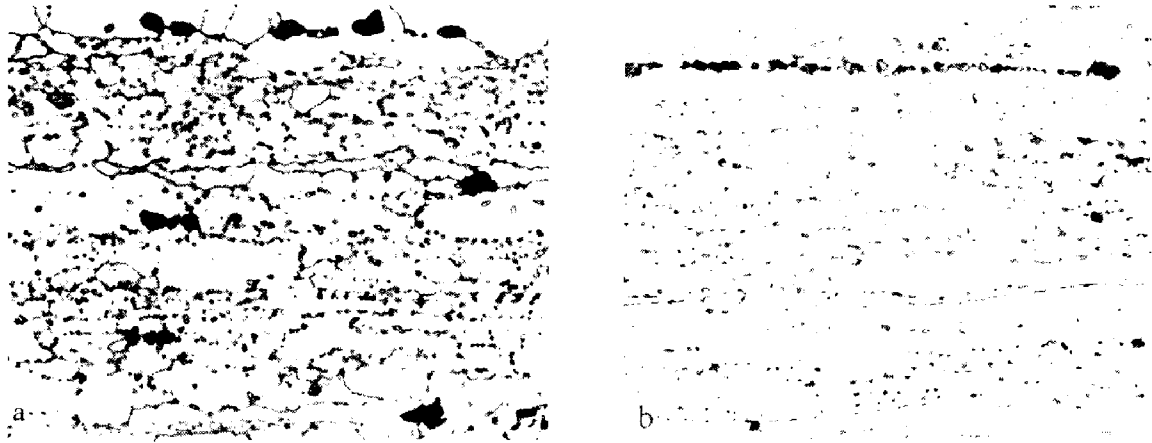


图1 再结晶晶粒结构(a)和未再结晶扁平晶粒(b)(×450)

表1 晶粒结构对 2090+Ce 铝锂合金室温拉伸性能的影响

工 艺	晶粒结构	σ_b (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	δ (%)
480℃固溶+冷轧	再结晶等	514	509	5.8
+532℃固溶+峰值时效	轴晶粒			
450℃退火+320℃温轧	未再结晶	564	532	8.8
+532℃固溶+峰值时效	扁平结晶粒			

随时效时间的延长而升高, 至 48 h 仍未达到峰值强度; 塑性则先降后升, 可以看出, 低温长时时效能获得优良的强塑性配合。165 和 175℃时效达到峰值强度的时间分别为 30 和 12 h 左右, 且都有一个塑性峰值。同时可见, 合金时效的峰值强度视时效温度不同而异, 时效温度愈高, 峰值强度愈低。

2090+Ce 铝锂合金 150、165、175℃时效的室温拉伸扫描断口形貌分别示于图 3 和图 5。欠时效至峰值时效合金的断裂方式为穿晶剪切断裂与短横向沿晶分层开裂的混合型, 断口形貌为层状, 即被二次裂纹隔开的薄带, 与压层材料的断口形貌十分相似, 这里薄带截面系主断裂面穿晶断裂, 二次裂纹系短横向沿晶分层。还可看出欠时效至峰值时效过程断裂特征的一些变化规律, 一是薄带厚度随时效过程而减小, 即短横向沿晶分层开裂倾向增大; 二是薄带截面上的滑移条纹亦随时效过程减少, 说明晶内滑移能力变弱; 三是薄带有明显的缩颈, 显然, 短横向沿晶分层不仅出现在断裂之前, 且在其产生和发展之后, 其间薄带仍有相

当程度的塑性变形。过时效阶段, 断裂方式以沿亚晶断裂为主, 伴有少量的穿晶分量, 断口上塑性变形的痕迹明显减少。

3 讨 论

弱晶界与晶界应力集中使铝锂合金存在很强的沿晶断裂倾向, 也是其塑性、断裂韧性和疲劳短裂纹扩展抗力有待改进的主要原因。大量研究证实, 铝锂合金未再结晶扁平晶粒结构的强塑性配合明显优于再结晶等轴晶粒结构; 目前被广泛接受的理论是: 铝锂合金未再结晶晶粒间的位向差小, 位错易穿越晶界进入相邻晶粒, 晶界处的位错塞积量小, 晶界应力集中程度有所降低, 因之沿晶开裂的倾向减小。本研究不否定上述理论, 但已证实还有另一更重要的机制存在。即由断口形貌分析, 未再结晶扁平晶粒结构仍有很大的沿晶开裂分量, 它与再结晶等轴晶粒结构的差别在于: 沿晶开裂呈短横向沿晶分层的形式, 以及主断裂面为穿晶剪切断裂。这一种断裂特征, 很难用上述理论

解释,更不能说明为什么出现短横向沿晶分层时合金的强塑性配合有所改善。由此提出一个问题,什么是铝锂合金未再结晶扁平晶粒结构的增强增塑机制?

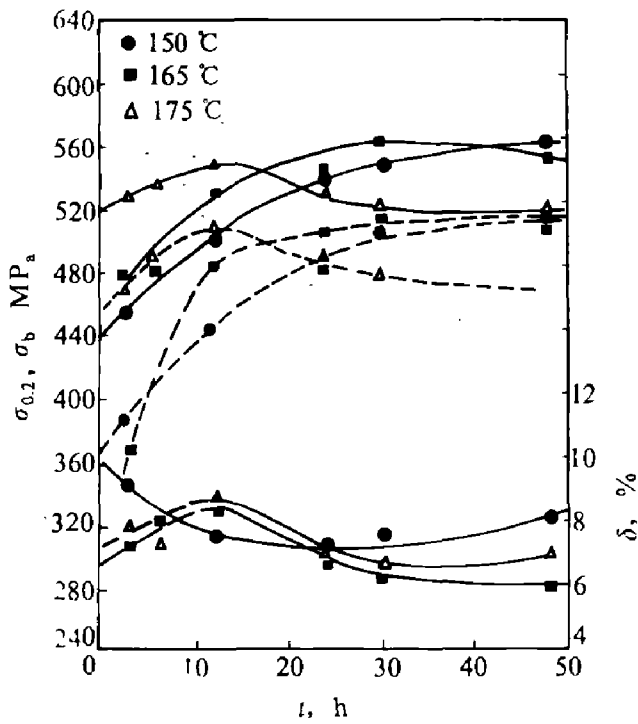


图2 2090+Ce 铝锂合金 150、165 和 175℃ 的时效曲线

研究表明,铝锂合金未再结晶扁平晶粒结构增塑机制包括以下几点;(1) 尽管未再结晶晶粒间的位向差小,但因有沿晶稳定相存在,位错穿越晶界进入相邻晶粒仍十分困难,

晶界应力集中程度不可能有很大的降低,故未再结晶晶粒结构仍表现出很大的沿晶开裂分量。然而,横、纵向取样时,扁平晶粒的大部晶界与拉伸轴平行,此晶界取向将大大减轻弱晶粒对拉伸性能有害影响,虽然沿晶开裂的倾向无明显减弱,由于其呈短横向沿晶分层的形式,不会导致断裂,而再结晶等轴晶粒结构的沿晶开裂将直接导致断裂。(2) 扁平晶粒垂直或接近垂直拉伸轴的晶界相互错开,不存在主断裂面沿晶断裂的几何条件,故主断裂面呈穿晶剪切断裂。(3) 扁平晶粒间的相互楔入作用,可起到一定的抑制主断裂面沿晶断裂的作用。(4) 横、纵向取样时,主裂纹扩展方向与短横向沿晶分层面垂直,短横向沿晶分层使主裂纹扩展不能连续进行,其断裂模型与压层复合材料相似。如前所述,铝锂合金塑性低的主要原因是弱晶界和晶界应力集中,改善铝锂合金塑性的最直接途径应是强化晶界和分散滑移,然而,扁平晶粒结构的增塑机制并不依赖于强化晶界和分散滑移,而靠其几何因素效应减轻弱晶界和晶界应力集力的有害影响,甚至可在一定程度上利用短横向沿晶分层增塑。由于这种增塑机制的特殊性,铝锂合金的塑性随制造和热处理工艺的变化规律与普通铝合金有所差别。

短横向沿晶分层的增强作用更为突出。因

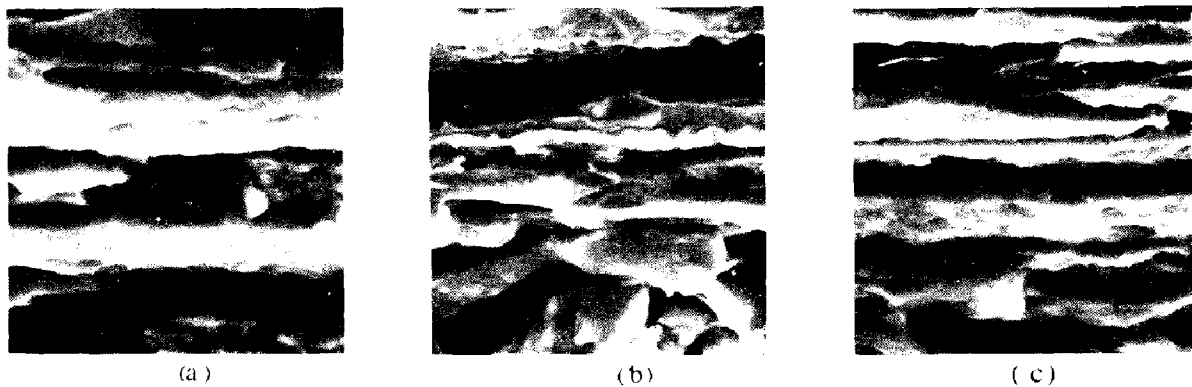


图3 2090+Ce 铝锂合金 150℃ 时效的室温拉伸扫描断口形貌 (×2800)

(a)—时效 3 h; (b)—时效 24 h; (c)—时效 48 h

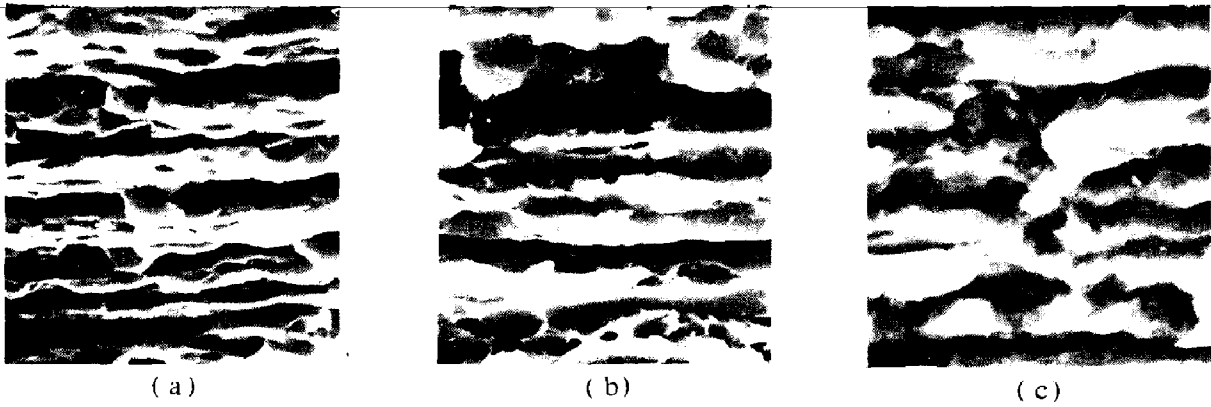


图4 2090+Ce 铝锂合金 165 °C 时效的室温拉伸扫描断口形貌($\times 2,800$)

(a)—时效 3 h; (b)—时效 24 h; (c)—时效 48 h

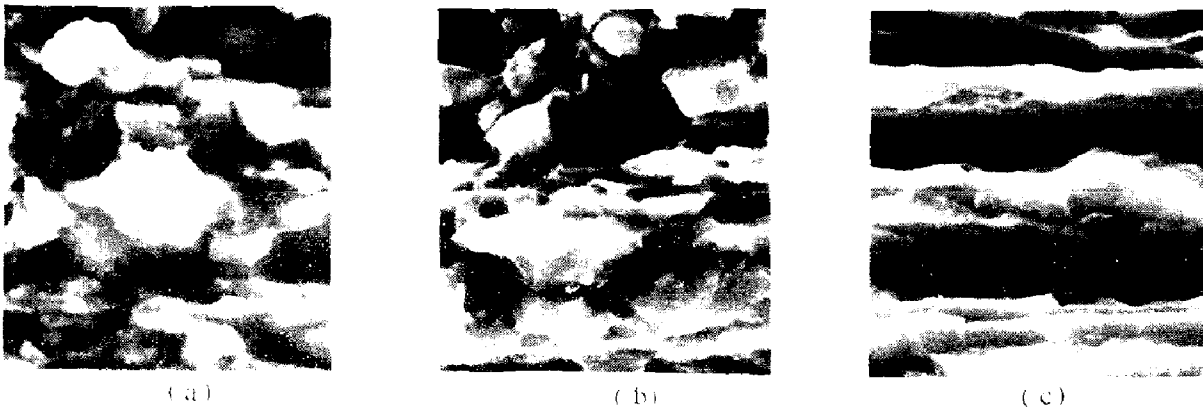


图5 2090+Ce 铝锂合金 175 °C 时效的室温拉伸扫描断口形貌($\times 2,800$)

(a)—时效 3 h; (b)—时效 24 h; (c)—时效 48 h

为它将试样分成许多平行拉伸轴的薄带, 随后的滑移、缩颈和最终剪切断裂均被限制在独立的薄带中, 相邻晶粒间的塑变传递难以进行, 塑变抗力因之增大, 使强度提高。由短横向沿晶分层而获得的强化效应, 称为分层强化, 分层强化机制与固溶、沉淀、细晶、复相等强化机制有本质互别, 它不依赖于增加材料内部的微观结构对塑变的抗力, 而靠改变塑变的外部条件使之更难进行, 故将其归为外强化, 而将固溶、沉淀、细晶、复相等强化归为内强化。分层强化在铝锂合金强化机制中占重要地位, 时效过程对分层强化效应的影响是铝锂合金时效理论中的重要部分。

短横向沿晶分层倾向主要取决于晶内-晶界的强度差和晶界应力集中程度。晶内-晶界

差愈大和晶界应力集中程度愈高, 短横向沿晶分层倾向愈大。欠时效至峰值时效是晶内强化、晶界弱化和晶界应力集中加剧的过程, 即晶内强度随晶内沉淀相析出而增高, 晶界强度随晶界无沉淀带的形成和增宽而降低, 晶界应力集中程度随 δ' 相增加、晶界无沉淀带增宽和沿晶稳定相的形成与发展而加剧。由于, 随时效过程, 晶内-晶界强度差增大和晶界应力集中程度加剧, 使短横向沿晶分层倾向以及相应的分层强化效应增大, 这是铝锂合金时效的外强机制。尽管, 短横向沿晶分层可起到一定的增塑作用, 但因沉淀相、无沉淀带等对合金本征塑变能力——晶内滑移能力的影响占主导作用, 故合金的塑性仍随时效过程而下降。

过时效阶段, 亚晶界无沉淀带和沿亚晶稳

定相的形成与发展,使亚晶界弱化和亚晶界应力集中的影响占主导作用,断裂方式转变为以沿亚晶断裂为主,分层强化效应不再存在,加剧了过时效阶段的强度下降。由于断裂方式转变为沿等轴亚晶为主,不仅分层增塑效应消失,还大大地削弱了扁平晶粒的几何因素增塑能力,甚至使之完全丧失,使塑性明显下降。

铝锂合金时效的内强化机制本文不作复述,但应指出,内强化机制是其时效的主机制,或者说,铝锂合金时效强化过程是内、外强化机制共同作用的过程。

铝锂合金时效的内、外强化机制及影响有明显的互别。首先,内强化依赖时效沉淀相本身对位错运动的直接阻碍作用获得强化效应,外强化则依靠其对分层的促进作用而改变塑变的外部条件而获得强化效应,其次,内强化一般属三维强化,不增大各向异性。外强化属二维强化,有明显的纵、横向增强效应;再次,内强化一般伴随强度下降,外强化则有可能强塑兼得;第四,外强化效应对晶粒形貌有很大的依赖性,扁平晶粒是获得外强化效应的先决条件;最后,在断裂韧性实验时发现,短横向沿晶分层使裂尖由平面应变状态转变为平面应力状态,断裂韧性因之而提高,这种效应称为分层韧化,由此可以解释,为什么铝锂合金在欠时效至峰值时效阶段的强度和断裂韧性同时提高^[5]。

利用外强化和外韧化机制,可在最大限度内减轻铝锂合金弱晶界和晶界应力集中对其性能有害影响,即获得增强、增塑、增韧效

应。显然,这是解决铝锂合金强塑性配合差,断裂韧性低的一个比较有效的途径。

4 结 论

(1) 铝锂合金未再结晶扁平晶粒结构的强度和塑性都明显优于再结晶等轴晶粒结构,其增塑效应系因:扁平晶粒的相互楔入作用,短横向沿晶分层对主裂纹扩展的阻碍作用,扁平晶粒几何因素起到的减轻弱晶界有害影响和阻碍主断裂面沿晶断裂的作用;其增强效应系因分层强化的外强化作用;

(2) 欠时效至峰值时效阶段,未再结晶扁平晶粒铝锂合金的断裂方式为穿晶剪切断裂与短横向沿晶分层开裂的混合型,断口形貌为层状,随时效过程,短横向沿晶分层倾向增大,分层强化效应随之提高。过时效阶段,断裂方式以沿晶断裂为主,分层强化效应消失。

参考文献

- 1 Starke E A, Lin F S. *Met. Tran.*, 1982,13A:2259
- 2 J. Nicholos. *J. Met. Sci.*, 1987,(22):1521
- 3 Jha S C, Sanders T H, Dayananda M A. *Acta Metall.*, 1978; 35(2): 473
- 4 Tosten M H, Vasudevan A K, Howell P R. *Metall Trans.*, 1988; 19A: 51
- 5 Venkateswara K T, Richie R O. *Mater. Scien. Tech.*, 1989, (5): 882