

[文章编号] 1004-0609(2002)04-0706-08

含有不同尺度量级第二相的高强铝合金断裂韧性模型^①

刘 刚¹, 张国君¹, 丁向东¹, 孙 军¹, 陈康华²

(1. 西安交通大学 材料科学与工程学院 金属材料强度国家重点实验室, 西安 710049;

2. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083)

[摘 要] 基于合金中不同尺度第二相对其塑性的影响以及塑性与韧性指标之间的内在联系, 建立了高强铝合金中粗大第二相颗粒、中间尺寸第二相颗粒以及时效强化第二相颗粒形态与其断裂韧性间的多元非线性关系解析模型。借助于该模型的理论分析, 可以得出不同尺度第二相颗粒尺寸、体积分数改变对高强铝合金断裂韧性的定量影响, 并且可以解释铝合金板材断裂韧性的取向效应以及加工变形对断裂韧性的弱化作用, 更进一步地能够给出在确保铝合金高强度的前提下改善其断裂韧性的优化方案。

[关键词] 铝合金; 不同尺度第二相; 断裂韧性; 解析模型

[中图分类号] TG 249.9

[文献标识码] A

尽管受到来自金属基、高分子基复合材料的竞争压力, 高强铝合金仍然是航空工业部门的首选材料, 这主要是因为其具有多年成熟的应用稳定性、可进一步改善的高的比强度、比刚度以及适于回收利用等优点。不仅如此, 在汽车制造等行业, 铝合金也大有部分取代钢材之势。然而, 铝合金虽然具有较高的强度, 却同时表现出了较低的断裂韧性。因此, 如何能够在不降低强度的基础上提高断裂韧性以充分发挥其应用潜力, 便成为了高强铝合金性能优化的重要内容。减少杂质含量、调整合金成分、改进热处理制度等等都不失为有效的改善断裂韧性的尝试手段, 但是从本质上而言, 铝合金的断裂是韧性断裂, 是一个涉及到孔洞萌生、扩展和聚合的规律性过程。在整个过程中, 第二相颗粒均起着决定性的直接控制作用, 如粗大第二相颗粒萌生微裂纹, 中间尺寸第二相和细小时效强化第二相影响孔洞长大的快慢。所以, 不借助于外加韧化第二相的各种旨在改善铝合金断裂韧性的方法, 究其根源不外乎是力图改变内含第二相的形态和分布, 使得断裂过程朝着更有利于吸收外力功的方向发展。有鉴于此, 通过建立铝合金断裂韧性依赖于其特征显微组织形态、分布的定量解析关系式, 充分了解和掌握特征显微组织形貌、尺寸变化对断裂韧性的定性、定量影响, 将为先进铝合金的创研提供宝贵的理论基础, 同时也可作为铝合金的工业应用提供设计借鉴。

正因为其重要性, 高强铝合金断裂韧性模型的建立已得到了大量的研究, 同时也由此获得了一些令人满意的断裂韧性解析表达式^[1~5]。其中, 从物理描述的角度, 已成功地预测出断裂韧性 K_{IC} 是作为微孔洞源的粗大第二相颗粒的尺寸及体积分数的函数^[1]:

$$K_{IC} = [2\sigma_y E (\frac{\pi}{6})^{1/3} r_c J^{1/2} f_c^{-1/6}] \quad (1)$$

式中 σ_y 为屈服强度, r_c 为粗大第二相颗粒半径, f_c 为粗大第二相颗粒体积分数, E 为弹性模量。从唯象表达的角度, 断裂韧性 K_{IC} 与主裂纹尖端临界应变密切相关^[2]:

$$K_{IC} = \sqrt{\frac{2CE\epsilon_c^* \sigma_y n^2}{1-\nu}} \quad (2)$$

式中 C 为约等于 0.025 的常量, ϵ_c^* 为裂纹尖端的临界应变, n 为形变硬化系数, ν 为泊松比。

尽管如此, 先前的铝合金断裂韧性模型, 不论是将断裂韧性与粗大第二相颗粒的参数相联系, 还是与主裂纹尖端形变参数相联系, 抑或是与晶界参数相联系^[3], 均毫不例外地仅仅将尺度为微米量级的特征显微组织认为是断裂韧性的控制因素, 而有意无意地忽视了高强度铝合金中通常包含有 3 种不同尺度的、每一种尺度都影响着断裂过程的第二相颗粒, 即粗大的微米量级的椭球状第二相颗粒、亚微米量级的准球状第二相颗粒及纳米量级的盘状时效强化第二相。很明显, 后两类第二相颗粒对断裂

① [基金项目] 国家重点基础研究发展规划资助项目(G1999064900-9)
[作者简介] 刘 刚(1975-), 男, 博士研究生。

[收稿日期] 2001-11-05; [修订日期] 2001-12-25

韧性的作用没有在先前的模型中反映出来,而实际上这是不应该忽略的。因此,为了更好地理解各种因素对断裂韧性的多元非线性影响,有必要进行更深入、更详细的多重性研究。在本文中,作者试图在已建立的定量描述多尺度第二相形态与屈服强度及拉伸延性间相互关系的解析模型基础上^[6, 7],尝试建立量化地描述多尺度第二相对断裂韧性影响的高强度铝合金断裂韧性改进模型。

1 模型的建立

对于式(2),尽管已经定性地知道了 ϵ_c^* 与作为孔洞萌生源的粗大第二相颗粒的体积分数 f_c 之间存在着一定的函数关系^[8],即

$$\epsilon_c^* = f\left(\frac{1}{f_c}\right) \quad (3)$$

但是其具体的定量关系式还未曾见有报道,而同时还能够反映出中间尺寸第二相颗粒和时效强化第二相对 ϵ_c^* 作用的类似关系式更是未见有研究。本文即将由此入手力求建立全面考虑多尺度第二相耦合影响的 ϵ_c^* 的解析式,进而通过式(2)改进原有的高强铝合金断裂韧性表达式,并给予扩展讨论以解释铝合金板材中出现的断裂韧性取向效应、加工应变影响等一系列实际现象。

在本文作者的前期研究工作中,已经得到了高强铝合金内多尺度第二相形态对其拉伸延性的影响关系式^[7]:

$$\epsilon_p = \frac{1}{\tilde{\epsilon}_n(\theta)} \left(\frac{I}{0.405\pi h} \right)^{\frac{1}{n+1}} \left(\frac{\lambda_c}{2r_c} - 1 \right)^{\frac{1}{n+1}} \cdot \frac{\sqrt{(\epsilon_d^c)^2 + (\epsilon_p^c)^2}}{2} \quad (4)$$

式中 ϵ_p 为试样宏观拉伸应变; $\tilde{\epsilon}_n(\theta)$ 为 $\theta=0$ 时约化系数 $\tilde{\epsilon}_{ij}(\theta)$ 的有效值^[9, 10]; I 和 h 均为 n 的函数^[11, 12],

$$I = 10.3 \sqrt{0.13 + n} - 4.8n \quad (5)$$

$$h = \frac{3}{2\sqrt{1+3n}} \quad (6)$$

λ_c 和 r_c 分别为粗大第二相的颗粒间距和半径; ϵ_d^c 和 ϵ_p^c 为在外载作用下中间尺寸第二相颗粒和析出相与基体之间由于塑性变形失配而分别产生的协调应变,其值与此两类第二相的间距和半径有关:

$$\epsilon_d^c = 1.7 \lambda_d b \frac{\lambda_p}{\lambda_d + \lambda_p} \rho_g^c \quad (7a)$$

$$\epsilon_p^c = 1.7 \lambda_p b \frac{\lambda_d}{\lambda_d + \lambda_p} \rho_g^c \quad (7b)$$

式中 r_d 为中间尺寸第二相颗粒半径, λ_d 为中间尺寸第二相颗粒间距, λ_p 为时效强化第二相间距, b 为基体位错柏氏矢量, ρ_g^c 为临界几何必须位错密度。上述公式的具体含义及推导可参阅文献[7]。

对于 ϵ_c^* 与 ϵ_p 之间的大致关系,不论是理论分析还是实验结果^[2],都证实了 ϵ_c^* 近似等于 ϵ_p 的二分之一。由此联并式(2), (4), (7)可得到断裂韧性的表达式:

$$K_{IC} = A \left\{ B n^2 \sigma_y \left(\frac{\lambda_c}{2r_c} - 1 \right)^{\frac{1}{n+1}} \cdot \right.$$

$$\left. \left[(1.7 r_d \lambda_p)^2 + (0.25 \lambda_p \lambda_d)^2 \right]^{1/2} (\lambda_d + \lambda_p)^{-1} \right\}^{1/2} \quad (8)$$

式中

$$A = \sqrt{\frac{cE}{2\tilde{\epsilon}_n(\theta)}} \quad (9)$$

$$B = \left[(1+3n)(5.39\sqrt{0.13+n} - 2.53n) \right]^{\frac{1}{n+1}} \quad (10)$$

如果定义 $(K_{IC})_R$ 为参照断裂韧性,通过用 $(K_{IC})_R$ 除 K_{IC} 得到约化的断裂韧性比 R , 即

$$R = \frac{n^2 B \sigma_y \left(\frac{\lambda_c}{2r_c} - 1 \right)^{\frac{1}{n+1}} \sqrt{(\epsilon_d^c)^2 + (\epsilon_p^c)^2}}{n_R^2 B_R (\sigma_y)_R \left[\left(\frac{\lambda_c}{2r_c} \right)_R - 1 \right]^{\frac{1}{n+1}} \sqrt{(\epsilon_d^c)_R^2 + (\epsilon_p^c)_R^2}} \quad (11)$$

如果把时效前铝合金的断裂韧性看成为 $(K_{IC})_R$, 而将随后一系列时效状态下合金的断裂韧性看成为 K_{IC} 的话,式(11)实际上反映了连续时效过程中铝合金的断裂韧性相对变化情况。对一定成分的铝合金来说,经过加工及固溶处理后,其所含粗大第二相颗粒和中间尺寸第二相颗粒的形貌尺寸与体积分数即已确定,时效处理带来的微观变化仅仅是时效强化第二相的增多和长大,所以,在整个时效进程中韧性的相对变化表现在式(11)上,即为 ρ_g^c 恒定条件下的 ϵ_d^c 与 ϵ_p^c 间的相对变化。由于我们在文献[6]中已经得到了有关铝合金连续时效过程中时效强化第二相析出、长大和粗化的解析模型,因此,可以通过与式(11)相联进一步给出时效铝合金断裂韧性的解析预测解。

2 结果与讨论

2.1 粗大第二相颗粒对断裂韧性的影响

在最早的铝合金断裂韧性模型中^[1],通过假设主裂纹张开位移达到粗大第二相颗粒间距时即为材料断裂临界状态,从而得到了如式(1)所示的参数

$(K_{IC}/\sqrt{\sigma_y E})$ 与粗大第二相颗粒体积分数函数 $(f_c^{-1/6})$ 之间的非线性关系, 并与实验结果吻合良好(见图 1^[13]), 因而式(1)广泛地获得了接受。然而, 应该注意到, 式(1)中 K_{IC} 与 σ_y 和 r_c 具有同向的变化关系, 即材料的屈服强度愈高, 粗大第二相颗粒尺寸愈大, 则断裂韧性也愈高, 这显然是与事实不符的。一方面, 通常情况下材料的强度与韧性是处于此消彼长的对立关系; 其次, 越大尺寸的粗大第二相颗粒其断裂强度越低, 在外力下越易于萌生微孔洞。所以说, 式(1)还存在着相当的不足。在随后的断裂韧性模型中^[2], 认为材料的断裂判据是为裂纹尖端塑性区尺寸达到了某一临界值, 由此所推导的断裂韧性解析式(式(2))中不但含有 σ_y

项, 同时也含有了与 σ_y 呈反向变化趋势的形变硬化指数 n 项, 即 $K_{IC} \propto n \sqrt{\sigma_y}$ 。这在一定程度上改进了式(1)的不足, 反映了断裂韧性与屈服强度之间真实的相对变化关系。但是该模型却丝毫没有将第二相颗粒的作用直接考虑进去, 因此, 其作为材料设计之理论分析基础的意义是极其有限的。相比之下, 本文改进了文献[2]中的断裂韧性模型, 使其在保持 $K_{IC} \propto n \sqrt{\sigma_y}$ 关系存在的基础上, 同时突出了各类第二相的影响(参见式(8)), 更进一步地可以证明, 改进后的断裂韧性解析式其实也包含了式(1)所描述的基本规律。

将式(8)进行简化, 可得

$$\frac{K_{IC}}{\sqrt{\sigma_y E}} \propto \left(\frac{\lambda_c}{2d_c} - 1 \right)^{1/2(n+1)} \quad (12)$$

对立方周期性排布假设而言, 粗大第二相颗粒的体积分数 f_c 等于粗大第二相颗粒的半径 r_c 与颗粒间距 λ_c 的比值:

$$f_c = 2\pi K \left(\frac{r_c}{\lambda_c} \right)^3 \quad (13)$$

式中的 K 已在文献[7]的图 1 中给出了定义, 即为椭球状粗大第二相颗粒平行于外拉伸应力方向的尺寸与垂直于外拉伸应力方向的尺寸之比。将式(13)代入式(12), 得

$$\frac{K_{IC}}{\sqrt{\sigma_y E}} \propto \left[\frac{1}{4} \left(\frac{2\pi K}{f_c} \right)^{1/3} - 1 \right]^{1/2(n+1)} \quad (14)$$

考虑到 n 值很小(~ 0.15), 式(14)的上标可近似取为 $1/2$ 。如果载荷方向平行于椭球状粗大第二相颗粒的长轴方向, 正如图 2 中所示的板材 $L-T$ 取向断裂韧性的测量情况, 此时 K 远大于 1, 以至于可以

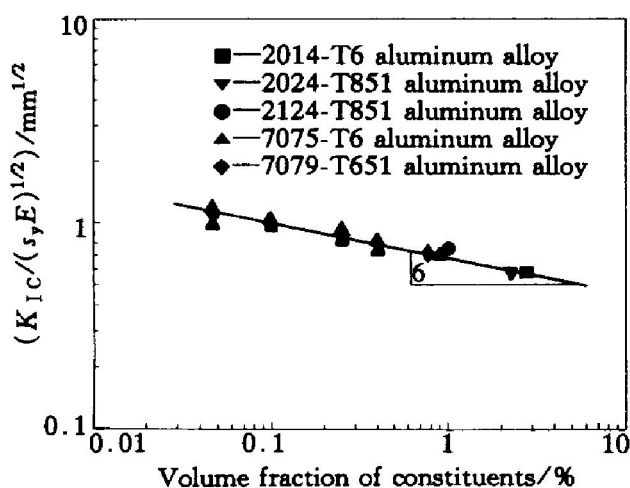


图 1 结晶相体积分数对断裂韧性的影响

Fig. 1 Influence of volume fraction of constituents on fracture toughness of high strength aluminum alloys^[13]

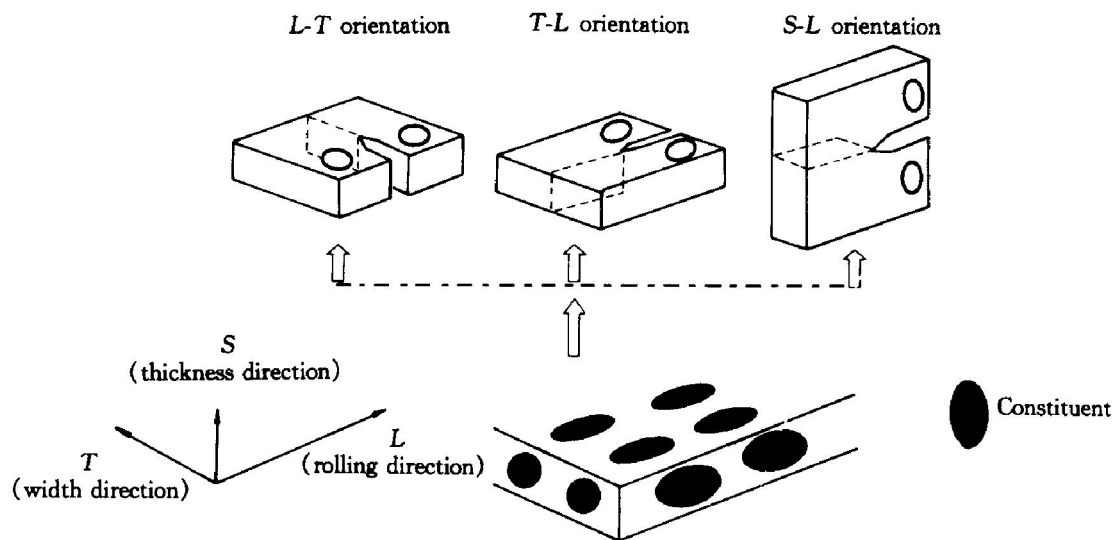


图 2 板材试样中结晶相的分布对断裂韧性取向效应的影响示意图

Fig. 2 Sketch illustrating contribution of constituents to orientation effect of fracture toughness of plate

忽略式(14)中方括弧中的第二项, 因此可得到与式(1)同样的结论: $K_{IC}/\sqrt{\sigma_y E} \propto (f_c)^{-1/6}$ 。反之, 如果载荷方向平行于粗大第二相颗粒的短轴方向, 正如图 2 中所示的板材 $T-L$ 和 $S-L$ 取向断裂韧性的测试情况, 此时 K 值远小于 1, 此时式(14)中方括弧中的第二项不能够省略, 式(1)所得出的结论 $K_{IC}/\sqrt{\sigma_y E} \propto (f_c)^{-1/6}$ 不再成立。很明显可以推断出后一种情况的断裂韧性值小于前一种情况的断裂韧性值, 这与实际情况是相一致的^[14-16]。图 3 中由本模型预测的相对断裂韧性变化与粗大第二相颗粒形貌、体积分数的关系曲线以及前人测定的相关实验值^[15]均清晰地反映了上述内容。

尽管如此, 应该考虑到, 式(12)和(13)是在粗大第二相颗粒呈立方周期性分布的理想条件下获得的, 这并不能反映板状材料中粗大第二相颗粒的真实分布情况。参考图 4, 假设存在一铸态铝合金立方单元体, 其内粗大第二相颗粒分布均匀且呈球形。然而在随后的热轧等加工变形过程中, 立方单元体形貌演变成长轴平行于轧制方向的长方体或板状体, 与此同时, 粗大第二相的颗粒间距也发生了相应的改变。若假定在加工过程中对材料施予了 x 的变形, 则变形后单元体的厚度尺寸及其颗粒间垂直间距均将变为变形前的 $(1-x)$ 。这样, 对板材 $L-T$ 取向(见图 2)的断裂韧性而言, 式(8)中的 λ

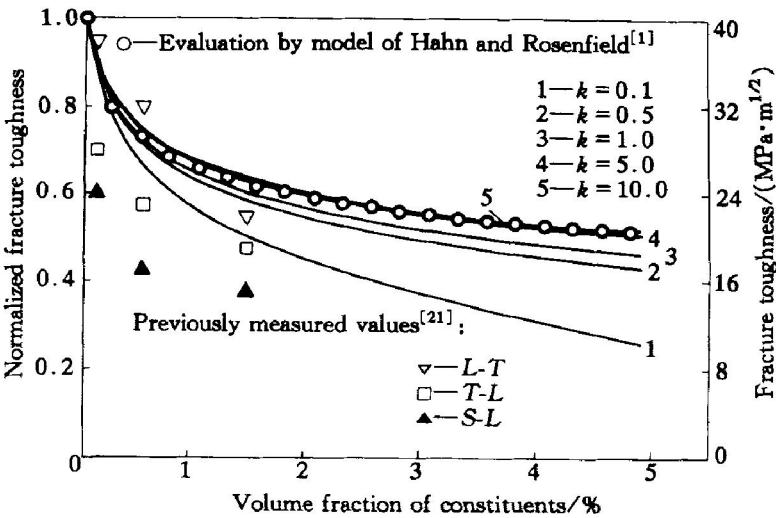


图 3 结晶相形状对断裂韧性取向效应的影响

Fig. 3 Contribution of shape factor of constituents to orientation effect of fracture toughness of plate

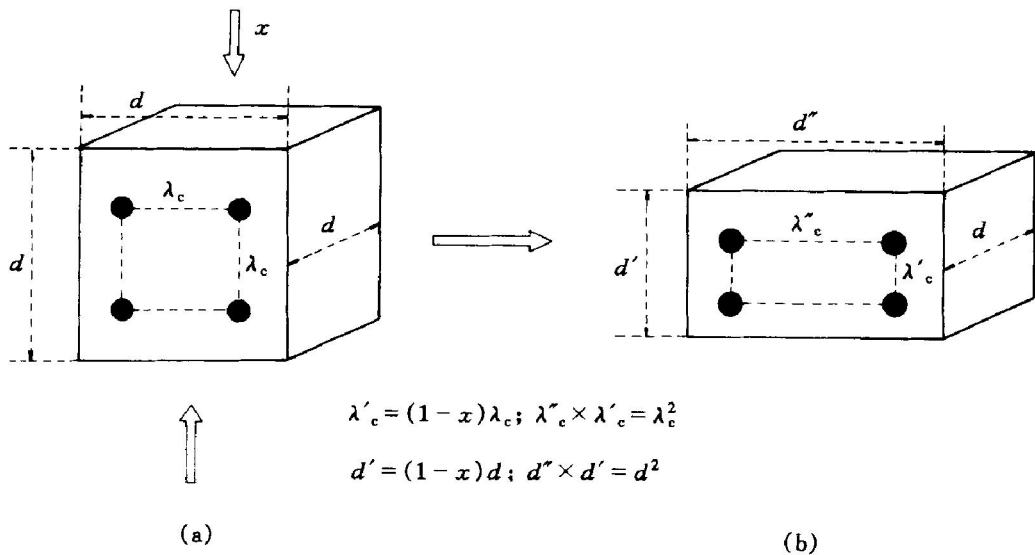


图 4 加工变形对结晶相和晶粒尺寸的影响示意图

Fig. 4 Sketch illustrating influence of deformation in processing on dimensional change of grain and constituents
(a) —Before processing; (b) —After processing

需要用 $(1-x)\lambda_c$ 来代替, 由此可知, x 越大, 即加工变形越大, 材料的断裂韧性越低, 如图 5 所示。如果假定单元体为晶粒, 并认为在宽度方向上晶粒尺寸及粗大第二相颗粒间距均不发生改变, 则根据体积不变原理, 由图 4 可推知, 晶粒的长度尺寸及粗大第二相颗粒沿晶粒长度方向的间距都将增加至原来的 $1/(1-x)$ 倍。晶粒沿轧制方向尺寸的增加, 意味着板材内垂直于轧制力方向平面上的晶界面积百分数大于板材另两个平面上的晶界面积百分数, 又由于晶界面积权数增大表明越容易发生低能耗的沿晶断裂从而降低韧性^[17~20], 因此图 2 中所示意的铝合金板材 $S-L$ 取向试样的断裂韧性, 会由于其裂纹扩展平面内沿晶断裂比例较大而小于 $T-L$ 取向试样的断裂韧性, 自然也小于 $L-T$ 取向试样的断裂韧性。从这种意义上说, 在希望得到细小等轴粗大第二相颗粒, 从而尽量使板状材料呈现各向同性分布的同时, 也希望在工业应用时尽量使试样的 $L-T$ 取向承受主要的外加应力。

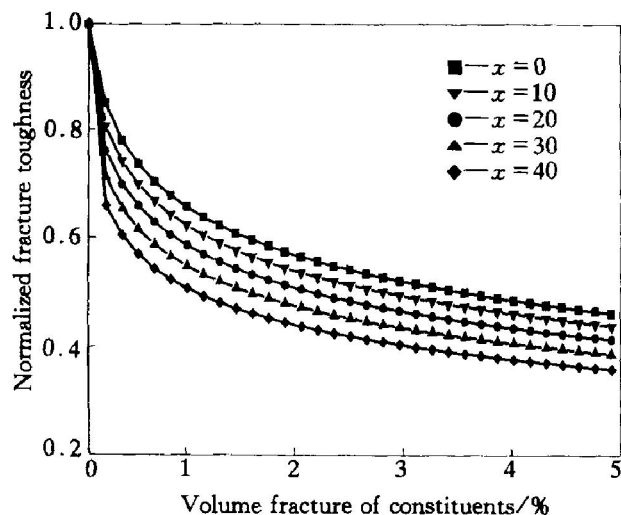


图 5 加工变形对断裂韧性的影响(x 为变形量)

Fig. 5 Influence of deformation in processing on fracture toughness

图 6 所示为预测模拟的不同粗大第二相颗粒体积分数下沿晶断裂百分数变化对断裂韧性的影响。在计算过程中简易地假定了沿晶断裂耗能为穿晶断裂耗能的二分之一。

2.2 中间尺寸第二相颗粒和时效强化第二相对断裂韧性的影响

图 7 和图 8 所示分别为中间尺寸第二相颗粒和时效强化第二相(假定均为立方周期性分布)对断裂韧性的影响曲线图。由图 7 可以看出, 在中间尺寸第二相颗粒的实际体积分数范围内(约 0.2% ^[1]), 尺寸越小对断裂韧性的提高越是不利, 这是由于小

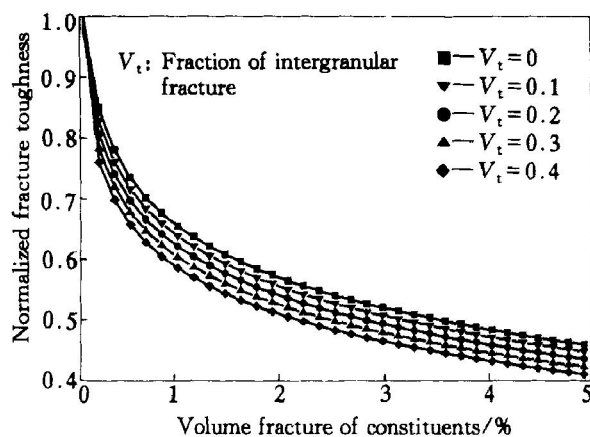


图 6 穿晶断裂对断裂韧性的影响

Fig. 6 Influence of intergranular fracture on fracture toughness

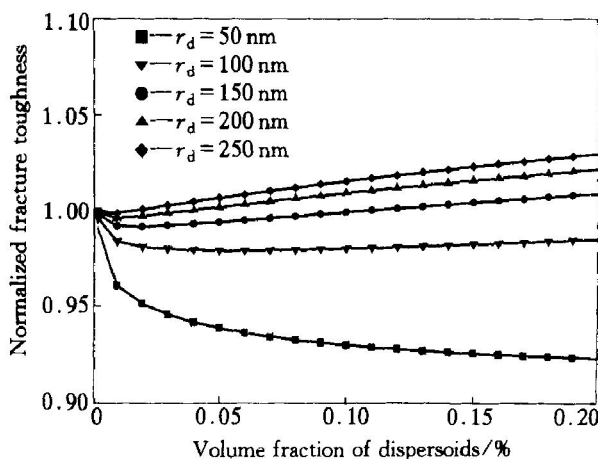


图 7 沉淀相的体积分数与半径对断裂韧性的影响

Fig. 7 Dependence of calculated normalized fracture toughness on volume fraction and radius of dispersoids

尺寸第二相颗粒对强度贡献较大之故。近似地, 还可以确定出中间尺寸第二相颗粒可改善材料断裂韧性的临界尺寸为 ≥ 150 nm。至于定性趋势上断裂韧性随中间尺寸第二相颗粒体积分数的增加而增加, 则应归因于中间尺寸第二相颗粒体积分数的相对增加意味着时效强化第二相体积分数的相对降低, 从而可以在一定程度上缓解时效强化第二相对断裂韧性的恶劣损害影响(如图 8 所示)。

就时效强化第二相而言, 图 8 反映其对铝合金的断裂韧性起着负面的影响, 并且数量越多, 尺寸越小, 断裂韧性降低越多。尽管如此, 对比图 8 和图 3 可知, 时效强化第二相对断裂韧性的损害程度尚不及粗大的第二相颗粒。如果再考虑到时效强化第二相是铝合金中主要的强化相, 则从兼顾铝合金

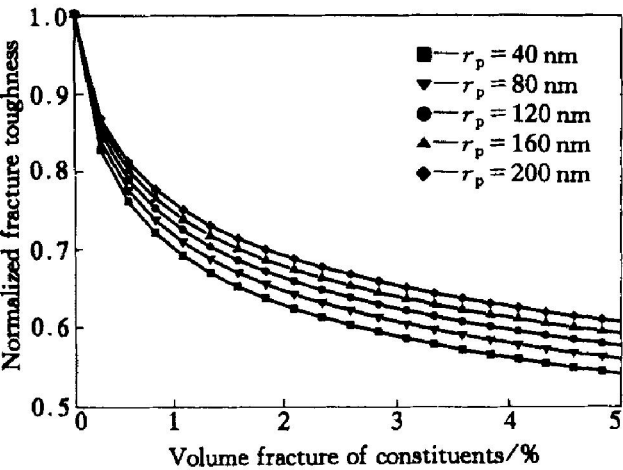


图 8 时效强化相的体积分数与半径对断裂韧性的影响

Fig. 8 Dependence of calculated normalized fracture toughness on volume fraction and radius of precipitates

整体力学性能的角度出发, 改善铝合金断裂韧性的最有效方法应是减少粗大第二相颗粒的含量, 改变粗大第二相颗粒的形状。

2.3 断裂韧性与屈服强度的关系

图 9 所示为本模型预测的时效过程中 Al-4.5% Cu(摩尔分数) 合金的断裂韧性变化曲线。考虑到在过时效阶段无析出带不断长大, 又由于无析出带强度极低, 容易发生局域软化, 从而弱化铝合金的抗裂纹扩展能力, 所以在过时效阶段材料的实际断裂韧性应该有所降低。有鉴于此, 可在本模型的过时效阶段断裂韧性模拟式中乘以 0.7 作为标定系数予以修正。在图 9 的基础上, 如果进一步地将本模型

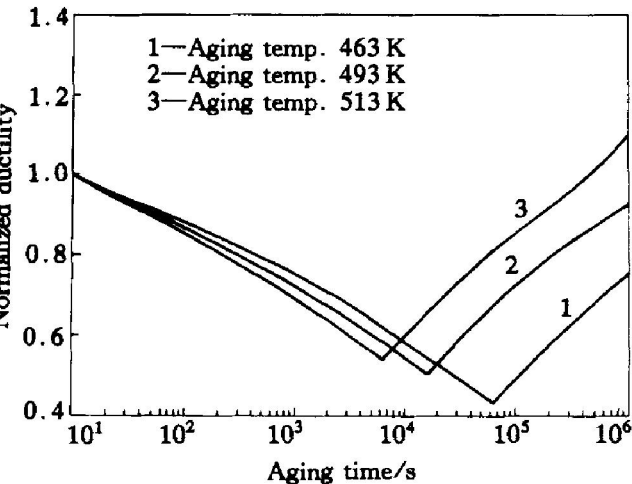


图 9 Al-4.5% Cu 合金断裂韧性随时效进程的变化趋势

Fig. 9 Variation of fracture toughness with aging time for Al-4.5% Cu

与时效强化模型^[6]相联系, 则可以以铝合金的屈服强度变化为横坐标, 以断裂韧性变化为纵坐标, 模拟出铝合金在时效进程中的屈服强度与断裂韧性关系曲线(如图 10 所示)。尽管在前人的工作中^[21~25], 已经定性地知道了类似于图 10 的时效铝合金的屈服强度与断裂韧性变化关系, 但图 10 却是较严格意义上的纯解析定量模拟曲线, 该图及其相关模型的建立必将为高强、高韧铝合金的成功设计起到一定的理论辅助作用。

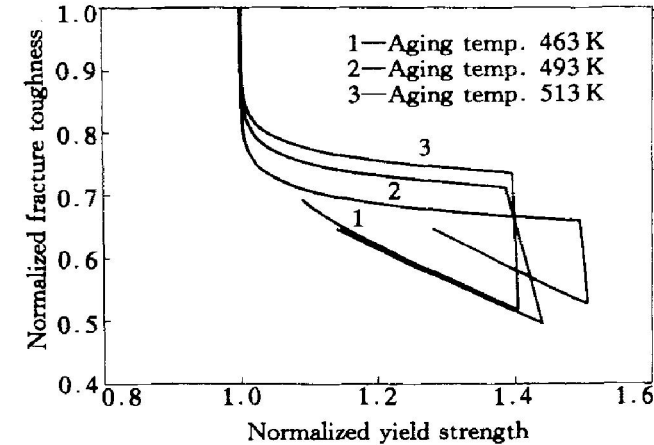


图 10 Al-4.5% Cu 合金断裂韧性和屈服强度的关系

Fig. 10 Relationship between fracture toughness and yield strength during aging for Al-4.5% Cu alloy measured in present experiment

3 结论

根据新建立的高强铝合金断裂韧性解析模型, 通过预测铝合金中 3 种不同尺度第二相对材料断裂韧性的影响, 以及整个时效过程中材料断裂韧性的连续演变, 得出如下结论:

- 1) 对高强铝合金的断裂韧性而言, 不同的第二相具有不同的影响。粗大第二相颗粒和时效强化第二相都降低断裂韧性, 但粗大第二相的降低作用比时效强化第二相明显; 中间尺寸第二相颗粒粒径的增加能少量地提高断裂韧性。在维持铝合金高强度的前提下, 提高断裂韧性的主要方法是减少粗大第二相颗粒的数量, 改善粗大第二相颗粒的形貌。
- 2) 粗大第二相颗粒以及晶粒的变形导致了铝合金板材的断裂韧性具有取向效应, 并且定性地可知, 铝合金在加工过程中所承受的变形越大, 其断裂韧性越低, 各取向间断裂韧性差别越大。
- 3) 所建立的断裂韧性模型, 不但反映了前人断裂韧性模型的可取之处, 而且做了更深入的改进, 明确地显示出了 3 种不同尺度第二相对材料断

裂韧性的具体影响。此外, 将本模型与前期所建铝合金强化模型相联系, 第一次定量地描述了高强铝合金时效过程中断裂韧性与屈服强度之间的相互变化关系。

[REFERENCES]

- [1] Hahn G T, Rosenfield A R. Metallurgical factors affecting fracture toughness of aluminum alloys [J]. Metallurgical Transaction A, 1975, 6A: 653– 668.
- [2] Garrett G G, Knott J F. Influence of compositional and microstructural variation on mechanism of static fracture in aluminum alloys [J]. Metallurgical Transaction A, 1978, 9A: 1187– 1201.
- [3] Jata K V, Starke E A Jr. Fatigue crack growth and fracture toughness behavior of Al-Li-Cu alloy [J]. Metallurgical Transaction A, 1986, 17A: 1011– 1026.
- [4] Roven H J. A model for fracture toughness prediction in aluminum alloys exhibiting the slip band decohesion mechanism [J]. Scripta Metallurgica and Materialia, 1992, 26: 1383– 1391.
- [5] Haynes M J, Gangloff R P. Elevated temperature fracture toughness of Al-Cu-Mg-Ag sheet: characterization and modeling [J]. Metallurgical and Materials Transaction A, 1996, 28A: 1815– 1824.
- [6] 刘 刚, 丁向东, 孙 军, 等. 具有盘状析出强化相铝合金的时效强化模型 [J]. 中国有色金属学报, 2001, 11(3): 337– 347.
LIU Gang, DING Xiang-dong, SUN Jun, et al. A model for age strengthening of plate-like precipitate containing Al alloys [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001, 11(3): 337– 347.
- [7] 张国君, 刘 刚, 丁向东, 等. 含有不同尺度量级第二相的高强铝合金拉伸延性模型 [J]. 中国有色金属学报, 2002, 12(S1): 1– 10.
ZHANG Guojun, LIU Gang, DING Xiang-dong, et al. A model for tensile ductility of high strength Al alloys containing second particles of various sized scales [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2002, 12(S1): 1– 10.
- [8] Broek D. Role of inclusions in ductile fracture and fracture toughness [J]. Engineering Fracture Mechanics, 1973, 5: 55– 56.
- [9] Hutchinson J W. Singular behavior at the end of a tensile crack in a hardening material [J]. Journal of Mechanisms in Physics and Solids, 1968, 16: 13– 31.
- [10] Rice J R, Rosengren G F. Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material [J]. Journal of Mechanisms in Physics and Solids, 1968, 16: 1.
- [11] Shih C F. Plastic deformation in metals [J]. ASTM, STP, 1974, 560: 187– 232.
- [12] Dowling N E. J-integral estimates for cracks in infinite bodies [J]. Engineering Fracture Mechanics, 1987, 26: 333– 348.
- [13] Low J R Jr, Van Stone R H, Merchant R H. NASA Tech Rep No. 2 [R]. Research Grant NGR 38-087-003, Carnegie-Mellon Univ, 1972.
- [14] Prasad N E, Kamat S V, Prasad K S, et al. In-plane anisotropy in the fracture toughness of an Al-Li 8090 alloy plate [J]. Engineering Fracture Mechanics, 1993, 46: 209– 223.
- [15] Peel C J, Forsyth P J E. The fracture toughness of Al-Zr-Mg-Cu-Mn alloy OTD5024. Effect of iron content [R]. Technical Report 70162, Royal Aircraft Establishment, Sept, 1970. 16– 25.
- [16] Majerus J N, Santhanam S. Anisotropy in fracture behavior of thin Al 7075-T651 plates [J]. Engineering Fracture Mechanics, 1997, 56: 437– 443.
- [17] Cai H, Evans J T, Holroyd N J H. Unstable crack extension in high strength aluminium alloys [J]. Acta Metallurgica Materialia, 1991, 39: 2243– 2250.
- [18] Dorward R C, Bouvier C. Rationalization of factors affecting strength, ductility and toughness of AA6061-type Al-Mg-Sr (Cu) alloys [J]. Materials Science Engineering A, 1998, A254: 33– 44.
- [19] Deshpande N U, Gokhale A M, Denzer D K, et al. Relationship between fracture toughness, fracture path, and microstructure of 7050 aluminum alloy (I) —Quantitative characterization [J]. Metallurgical and Materials Transaction, 1998, 29A: 1191– 1201.
- [20] Deshpande N U, Gokhale A M, Denzer D K, et al. Relationship between fracture toughness, fracture path, and microstructure of 7050 aluminum alloy (II) —Multiple micromechanisms-based fracture toughness model [J]. Metallurgical and Materials Transaction, 1998, 29A: 1203– 1210.
- [21] King F. Aluminum and Its Alloys [M]. Chichester: Ellis Horwood Limited, 1987. 27– 42.
- [22] Takeshi K, Osamu I. On the relationship between ductility and fracture toughness in an Al-6.0% Zr-2.5% Mg alloy [J]. Acta Metallurgica, 1981, 29: 229– 239.
- [23] Hornbogen E, Starke E A Jr. Theory assisted design of high strength low alloy aluminum [J]. Acta Metallurgica Materialia, 1993, 41: 1– 16.
- [24] Suresh S, Vasudevan A K, Tosten M, et al. Microscopic and macroscopic aspects of fracture in Li-containing aluminum alloys [J]. Acta Metallurgica, 1987, 35: 25– 46.

- [25] Sugamata M, Blankenship C P Jr, Starke E A Jr. Predicting plane strain fracture toughness of Al-Li-Cu-Mg alloys [J]. Materials Science Engineering A, 1993, A163: 1–10.

A model for fracture toughness of high strength aluminum alloys containing second particles of various sized scales

LIU Gang¹, ZHANG Guo-jun¹, DING Xiang-dong¹, SUN Jun¹, CHEN Kang-hua²

(1. State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials,

School of Materials Science & Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China;

2. State Key Laboratory for Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

[Abstract] A model was established for high strength aluminum alloys to present a nonlinear relation between the fracture toughness of the alloys and the characteristics of constituents, dispersoids, and precipitates within the alloys, based on both the roles of three second-particles with various sized scales in the failure and the dependence of fracture toughness on ductility. The orientation effect of fracture toughness and the detrimental effect of deformation on fracture toughness during processing were also successfully explained for aluminum alloys plates. Moreover, an optimum can be approached to promote the fracture toughness, as well as maintain the strength of the alloys by means of comprehensive analyses to the model.

[Key words] aluminum alloys; second-particles with various sized scales; fracture toughness; analytical model

(编辑 袁赛前)