

轧制

轧制变形对 Al-Zn-Mg-Cu 合金中 S 相破碎情况的影响

李小刚¹, 闫亮明^{1,2}, 胡 强¹, 安智涛¹

(1. 内蒙古工业大学 材料科学与工程学院, 内蒙古 呼和浩特 010051;

2. 内蒙古自治区轻金属材料重点实验室, 内蒙古 呼和浩特 010051)

摘要: 针对传统的对称轧制方式难以破碎 Al-Zn-Mg-Cu 合金中粗大 S (Al_2CuMg) 相的问题, 根据蛇形轧制变形区的受力特点, 通过主应力法分析了变形区内受力最小区域的应力, 并建立了 7055 铝合金在蛇形轧制过程中粗大 S 相变形的微观有限元模型。采用建立的有限元模型对对称轧制、异步轧制和蛇形轧制过程中 7055 铝合金中 S 相的应变进行了模拟, 开展了轧制实验和对 S 相形貌进行观察, 对有限元模型的准确性进行了验证。结果表明: 微观有限元模型准确可靠; 随着非对称因素的增加, 板材心部 S 相的破碎程度增加, 即蛇形轧制>异步轧制>对称轧制; 蛇形轧制板材表层 S 相较心部的应变更大、破碎程度更严重。

关键词: 7055 铝合金; S 相; 蛇形轧制; 对称轧制; 异步轧制

DOI: 10.13330/j.issn.1000-3940.2022.01.018

中图分类号: TG339

文献标志码: A

文章编号: 1000-3940 (2022) 01-0124-08

Influence of rolling deformation on fragmentation of S phase in Al-Zn-Mg-Cu alloy

Li Xiaogang¹, Yan Liangming^{1,2}, Hu Qiang¹, An Zhitao¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Inner Mongolia University of Technology, Hohhot 010051, China;

2. Inner Mongolia Key Laboratory of Light Metal Materials, Hohhot 010051, China)

Abstract: In view of the problems of difficulty for crushing the coarse S phase (Al_2CuMg) in Al-Zn-Mg-Cu alloy by the traditional symmetric rolling method, according to the force characteristics of the snake rolling deformation zone, the stress in the region with the least force in the deformation zone was analyzed by the principal stress method, and the micro finite element model of coarse S phase deformation of 7055 aluminum alloy during the snake rolling process was established. Then, the strains of S phase in the 7055 aluminum alloy during the symmetric rolling, asynchronous rolling and snake rolling processes were simulated by the established finite element model, and the rolling experiment and S phase morphology observation were carried out to verify the diagnostic accuracy of the finite element model. The results show that the micro finite element model is accurate and reliable. With the increasing of asymmetric factors, the fragmentation degrees of S phase in the core of sheet increases, namely, snake rolling>asynchronous rolling>symmetric rolling. In addition, the S phase on the surface layer of sheet during the snake rolling has greater strain and are more severely broken than that of the core.

Key words: 7055 aluminum alloy; S phase; snake rolling; symmetric rolling; asynchronous rolling

7000 系铝合金由于具有优异的力学性能、热加工性与耐腐蚀性能而被广泛应用^[1-3]。轧制态 7000 系

铝合金中含有 4 种可溶解相: η (MgZn_2)、 T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$)、 S (Al_2CuMg) 和 θ (Al_2Cu) 相, 其中 η 、 T 、 S 相的熔点分别为 475 ~ 478、482 和 490 ~ 501 °C^[4]。480 °C 固溶处理时, η 和 T 相可以溶解, 而 S 相不能完全溶解。在 480 °C 以上温度固溶时, 会引起该系合金组织长大或过烧, 但此时仍有大量的粗大 S 相不能溶解, 含量约为 1% ~ 3%, 尺寸约为 5 ~ 30 μm ^[5-7]。 S 相的存在降低了 Cu 和 Mg 在合金中的有效含量, 减少了析出强化相的数量, 降低了合金的强化潜力和耐腐蚀性能; 产品服役期间, S 相将成为腐蚀和裂纹源^[8-11]。因此, 减少粗大 S 相

收稿日期: 2021-11-12; 修订日期: 2021-12-16

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (51764043, 11762014); 内蒙古自治区科技创新引导项目 (KCBJ2018017); 内蒙古自治区高等学校“青年科技英才支持计划” (NJYT-20-A16); 内蒙古自治区留学回国人员科技活动项目; 内蒙古自然科学基金 (2020MS05061)

作者简介: 李小刚 (1993-), 男, 硕士

E-mail: 1753531985@qq.com

通信作者: 闫亮明 (1979-), 男, 博士, 教授

E-mail: yanliangming@126.com

是提高该系合金性能的重要途径。

研究如何使这些无法通过热处理溶解的相更加细化甚至完全溶解的问题,对提高合金综合性能有着重要的意义。通过变形破碎 S 相是提高 7000 系铝合金性能的重要方法。由于 7000 系铝合金的强度高,对称轧制的变形无法渗透到厚板心部,厚板心部的粗大 S 相很难被破碎,即使变形量达到 99%,轧板心部仍然存在着大量的未破碎的粗大第二相^[12-13]。而对于异步轧制,在工艺参数较小时,S 相破碎不充分;在工艺参数较大时,不易控制板形^[14-15]。相比于异步轧制,蛇形轧制由于加入了参数错位量,一方面对于轧板的剪切变形的效果更强,另一方面对于板形的控制效果更好^[16-17]。因此,通过对蛇形轧制参数的调控破碎粗大 S 相,对提高 7000 系铝合金轧板的力学性能有重要的意义。

表 1 7055 铝合金化学成分(%,质量分数)

Table 1 Chemical compositions of 7055 aluminum alloy(%, mass fraction)

Zn	Mg	Cu	Cr	Zr	Fe	Si	Mn	Ti	Ni	Al
7.87	2.16	2.05	<0.04	0.12	0.06	0.04	<0.05	0.019	<0.05	余量

表 2 蛇形轧制实验设备参数调节范围

Table 2 Parameter adjusted ranges of snake rolling experimental equipment

上轧辊角速度 $\omega_u/(\text{rad} \cdot \text{s}^{-1})$	下轧辊角速度 $\omega_l/(\text{rad} \cdot \text{s}^{-1})$	错位量 s/mm	压下率 $\Delta h/\%$
1.570		0	
1.727	1.570	0	50
2.041		4	

2 微观有限元模型的建立

2.1 屈服准则

在塑性变形过程中,塑性变形区任意点符合 Von Mises 屈服准则:

$$(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2) = 2\sigma_s^2 \quad (1)$$

式中: σ_s 为轧板材料屈服应力; σ_x 、 σ_y 、 σ_z 分别为沿 x 轴、 y 轴、 z 轴方向上的正应力; τ_{xy} 、 τ_{yz} 、 τ_{zx} 分别为位于 xy 、 yz 、 xz 平面内的切应力。

微观分析中, TD 方向的变形基本不影响微观模拟,因此,使用平面应力分析,故 $\tau_{yz} = \tau_{zx} = 0$ 。根据流动准则 $\sigma_y = (\sigma_x - \sigma_y)/2$ 可知,屈服准则可简化为:

$$\frac{3}{2}(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 6\tau_{xy}^2 = 2\sigma_s^2 \quad (2)$$

通过建立 S 相微观有限元模型,为数值模拟蛇形轧制 Al-Zn-Mg-Cu 合金中 S 相破碎奠定基础,可以优化蛇形轧制工艺参数,为进一步提高 7000 系铝合金轧板的性能提供了新途径。

1 研究方法

研究采用 Abaqus 有限元分析软件。实验用材料为工业生产的 7055 铝合金半连续铸锭,化学成分见表 1。轧制前对坯料进行均匀化处理,均匀化工艺为 $470^\circ\text{C} \times 24 \text{ h}$,轧制坯料尺寸 $L_0 \times W_0 \times H_0 = 200 \text{ mm} \times 80 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 。轧辊直径为 $\Phi 100 \text{ mm}$,轧制温度为 450°C ,轧制的其他工艺参数见表 2。轧制后,沿轧板厚度方向分别在上表面、中部、下表面取样,将试样打磨,并抛光腐蚀,采用 S-3400N 扫描电镜观察 S 相的特征。

在变形区内,轧板表面切应力 τ_{xy} 的最大值 $\tau_s = mk$ (其中, m 为摩擦因数, k 为剪切屈服强度, $k = \sigma_s/\sqrt{3}$),则有:

$$\tau_{xy} = mk = \frac{m\sigma_s}{\sqrt{3}} \quad (3)$$

将式(2)与式(3)联立,可得轧板变形区屈服准则为:

$$\sigma_x - \sigma_y = \frac{2\sigma_s}{\sqrt{3}}\sqrt{1 - m^2} \quad (4)$$

2.2 变形区单元体受力分析

在蛇形轧制中,将塑性变形区划分为 5 个不同的运动区域,如图 1 所示。其中, V_1 为上轧辊表面线速度、 V_2 为下轧辊表面线速度、 R_1 为上轧辊半径、 R_2 为下轧辊半径、 s 为上下轧辊错位量、 l 为搓轧区沿 x 方向的长度。对塑性变形区进行动力学分

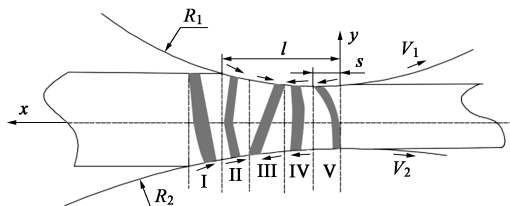


图 1 蛇形轧制的塑性变形区示意图 ($V_1 > V_2$)

Fig. 1 Schematic diagram of plastic deformation zone in snake rolling ($V_1 > V_2$)

析,在变形区 I 中,轧板上表面不与上轧辊表面接触,轧板下表面速度慢于轧辊表面线速度,轧板下表面所受摩擦力沿轧制方向的正方向。在变形区 II 中,轧板上端咬入,轧板上、下表面与轧辊表面完全接触,轧板的速度慢于轧辊表面线速度,轧板所受摩擦力方向沿轧制方向的正方向。在变形区 III 中,轧板上表面速度慢于上轧辊表面线速度,摩擦力方向沿轧制方向的正方向;轧板下表面速度快于下轧辊表面线速度,摩擦力方向沿轧制方向的反方向。在变形区 IV 中,轧板速度快于轧辊表面线速度,轧板所受摩擦力沿轧制方向的反方向。在变形区 V 中,轧板下表面不与下轧辊表面接触,轧板上表面速度快于轧辊表面线速度,轧板上表面摩擦力的方向沿轧制方向的反方向。

为研究应力、应变,取变形区内单元体进行受力分析。蛇形轧制中上、下轧辊的辊径相同,因此有 $R_1=R_2=R$ 。为了方便描述函数关系,建立如图 1 中所示的直角坐标系,变形区内任意点均有坐标值。在任意 x 处,轧板上半部分的压下量 $\Delta h_1=x^2/2R$,轧板下半部分的压下量 $\Delta h_2=(x-s)^2/2R$,上轧板厚度 $h_1=h_0/2+x^2/2$,下轧板厚度 $h_2=h_0/2+(x-s)^2/2$,其中 h_0 为轧制后轧板厚度。因此,对于任意点 x 处,轧板厚度 $h(x)$ 为:

$$h(x) = h_0 + \frac{x^2 + (x-s)^2}{2} \quad (5)$$

式中: x 为轧板沿轧制方向不同位置处的 x 轴坐标值。

在 5 个变形区中,如果轧制力最小的区域可以使 S 相破碎,则其他区域必然可以使 S 相破碎,且破碎程度更加严重。因此,仅需要分析塑性变形区中轧制力最小的区域即可。为获得轧制力最小的区域,需要对整个轧制过程中的轧制力变化进行分析,7055 铝合金蛇形轧制的轧制力历程如图 2 所示。

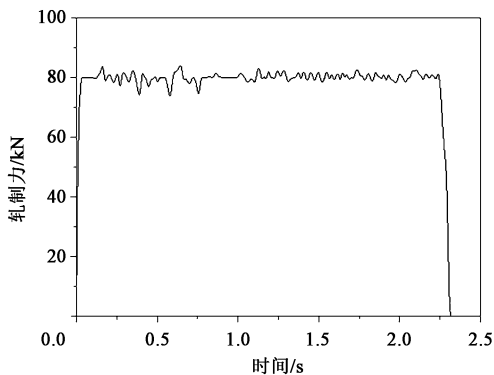


图 2 轧制力历程

Fig. 2 Process of rolling force

由图 2 可知,在蛇形轧制过程中,轧板在咬入阶段的轧制力最小,之后迅速增大,中间过程的轧制力在一定范围内波动,但整体稳定于某一区间,到抛出点后迅速回落。由此可知,在轧制过程中轧制力在咬入点附近或抛出点附近最小,故选择咬入点或抛出点附近位置作为受力分析单元体。这些位置不仅具有轧制力稳定的区域,同时也有轧制力剧烈变化的区域,此处单元体的受力分析更具有代表性与多样性。基于上述考虑,对变形区 I 或变形区 V 进行受力分析,又由于变形区 I 或 V 中心对称,仅需分析变形区 I 或 V 中一个区域的受力情况即可,变形区 I 的受力分析图如图 3 所示。其中, $\sigma(x)$ 为水平方向正应力、 dx 为单元体沿 x 轴方向的长度、 $\tau(x)$ 为单元体下表面切应力、 $p(x)$ 为单元体下表面压应力。

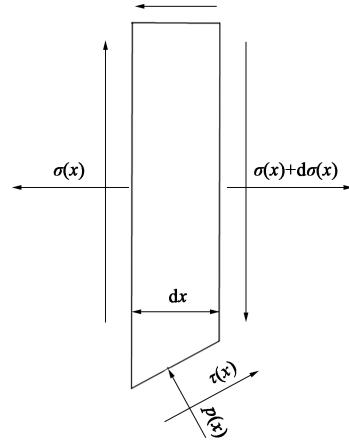


图 3 轧板变形区 I 受力分析图

Fig. 3 Force analysis map of deformation zone I in rolled sheet

由于单元体受力平衡,主要着眼于轧制过程中轧制力与轧制力矩的分析,水平方向上的力平衡方程为:

$$\sum x = (\sigma_x h) + (p_1 \tan \theta_1 + p_2 \tan \theta_2 - \tau_e) dx = 0 \quad (6)$$

式中: p_1 和 p_2 为上、下轧辊在竖直方向上对轧板的压应力; θ_1 和 θ_2 为上、下轧辊接触弧面与水平 x 轴夹角; τ_e 为水平方向剪切力的合力。

对微分方程式 (6) 求通解并化简可得:

$$p(x) = \frac{m\sigma_s}{\sqrt{3}R}x + \frac{2(R-h_0)m\sigma_s \arctan\left(\frac{2x-s}{\sqrt{4h_0R+s^2}}\right)}{\sqrt{3(h_0R+s^2)}} - \frac{\sigma_s(4R\sqrt{1-m^2}+ms)\ln(2x^2-2sx+s^2+2Rh_0)}{2R\sqrt{3}} + C' \quad (7)$$

式中: $p(x)$ 为基元体下表面压应力; C' 为常数。

2.3 轧制变形区应力求解

该研究中轧辊上、下辊的半径均为 $R=50\text{ mm}$ 、摩擦因数 $m=0.25$ 、轧制温度为 $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、应变速率为 1 s^{-1} 、材料为 7055 铝合金、屈服应力 $\sigma_s=65\text{ MPa}$, 故参数 $k=\frac{\sigma_s}{\sqrt{3}}=37.5278$, 并且在变形区 I ($l\leq x\leq l+s$) 的

边界条件为 $x=l+s$, $\sigma_x=0$, $\sigma_x-\sigma_y=\frac{2\sigma_s\sqrt{1-m^2}}{\sqrt{3}}$, $p=\sigma_y$ 。

将上述已知参数与边界条件和式 (7) 联立, 计算求得原微分方程, 并求得常数 C' , 建立正应力与研究参数、轧制后轧板厚度 h_0 、错位量 s 的关系。

$$C' = \frac{2k\arctan\frac{-s-2l}{\sqrt{s^2+4h_0}}}{\sqrt{s^2+4h_0}R^2} \left(\frac{2\sqrt{1-m^2}}{R} + \frac{h_0m}{R^2} - m \right) + \frac{2R^4km\ln\left(\frac{s^2}{2}+ls+l^2+h_0\right)}{4R^8s^2+16R^8h_0}(s^2+4h_0) - \frac{2k\sqrt{1-m^2}}{\sqrt{3}} - \frac{km(l+s)}{R^4} \quad (8)$$

为进一步简化公式, 不妨设 $A = \frac{2k}{\sqrt{s^2+4h_0}R^2} \times \left(\frac{2\sqrt{1-m^2}}{R} + \frac{h_0m}{R^2} - m \right)$, $B = \frac{2R^4km}{4R^8s^2+16R^8h_0}(s^2+4h_0)$, $C = \frac{km}{R^4}$, $D = 2B\ln\left(\frac{s^2}{2}+ls+l^2+h_0\right) + 2A\arctan\frac{-s-2l}{\sqrt{s^2+4h_0}} + C(l+s) + \frac{2k\sqrt{1-m^2}}{\sqrt{3}}$ 。

$$\tau(x) = \begin{cases} \frac{m}{h(x)} \left[A \int_x^{l+s} \arctan\frac{s-2t}{\sqrt{s^2+4h_0}} dt + B \int_x^{l+s} \ln\left(\frac{s^2}{2}-st+t^2+h_0\right) dt + \frac{C}{2}(l+s)^2 - \frac{C}{2}x^2 + D(l+s-x), \right. \\ \left. 0, \right. \end{cases}$$

同时可以看出, 切应力与正应力类似, 切应力与异速比、错位量、压下率呈正相关。同时, 变形区 V ($0\leq x\leq s$) 的受力情形与变形区 I 相似, 两变形区在几何上具有中心对称的特点, 两变形区的运动情况与受力情况均保持较高的相似性, 因此, 变形区 V 的力学模型与变形区 I 同样具有代表性。变形区 V 的边界条件为: $p_1=p-\tau_1\tan\theta_1$, $p_2=0$, $\tau_e=-\tau_1$, 其中 τ_1 为上轧辊对轧板的切应力, 即在边界条件上变形区 V 与变形区 I 也保持中心对称, 因此,

故求得原微分方程的特解, 即变形区 I 任意点 x 处的竖直方向的正应力公式为:

$$p(x) = A\arctan\frac{s-2x}{\sqrt{s^2+4h_0}} + B\ln\left(\frac{s^2}{2}-sx+x^2+h_0\right) + Cx + D \quad (9)$$

根据文献 [18] 可知, 异速比还会影响轧板整体塑性变形区的长度。因此, 异速比越大, 总体塑性变形区域越长, 参数 l 越大。由式 (9) 可以看出, 异速比、错位量、压下率参数均与应力大小呈正相关, 即异速比越大, 错位量越大, 压下率越大, 轧板所受应力越大。切应力 τ 的计算公式为:

$$\tau(x) = mp(x) \quad (10)$$

在任意点 x 处, 高度为 $h(x)$, 切应力沿 ND 方向均匀分布, 由于单元体受力平衡, 据切应力互等定理可知, 由于单元体下表面切应力与其右端面切应力值相等, 因此, 可知单元体右端面沿 ND 方向上的切应力 τ' 为:

$$\tau' = \bar{\tau} = \frac{\int_{x_2}^{x_1} \tau(x) dx}{h(x)} \quad (11)$$

令 $t=x$, 则式 (11) 变换为式 (12):

$$\tau' = \bar{\tau} = \frac{\int_{x_2}^{x_1} \tau(t) dt}{h(x)} = m \frac{\int_{x_2}^{x_1} p(t) dt}{h(x)} \quad (12)$$

式中: $\bar{\tau}$ 为轧板下表面与下轧辊接触面上的平均切应力; x_1 为变形区 I 内轧板下表面与下轧辊接触面的左端横坐标值; x_2 为变形区 I 内轧板下表面与下轧辊接触面的右端横坐标值。

通过式 (12) 可以求得变形区 I 的切应力函数为分段函数:

$$\begin{aligned} & \text{下表面与右端} \\ & \text{上表面与左端} \end{aligned} \quad (13)$$

变形区 V 与 I 的力学单元除位置不同外, 其受力方向相反, 值相同。

2.4 微观有限元模型的建立

将 S 相的物理特性与力学特性导入 S 相材料属性中, 选取变形区 V ($0\leq x\leq s$) 长度为 0.02 mm 的轧板部分作为微观有限元模型。选用 7055 铝合金作为基体, 嵌入 S 相。S 相的形状如图 4 所示, 为椭圆形。均匀化处理后的 7000 系铝合的 S 相多以不规则的椭圆形存在, 此形状可以承受更大的剪切应力,

不易破碎, 同样将微观模拟中 S 相的模型建立为椭圆形, 几何模型的网格划分如图 5 所示。

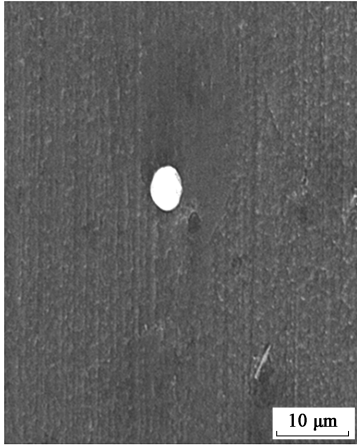


图 4 均匀化态 7055 铝合金心部 S 相形貌
Fig. 4 S phase morphology in core of homogenized 7055 aluminum alloy

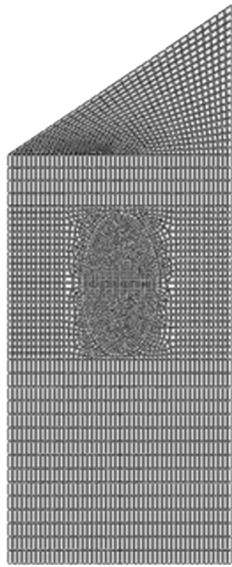


图 5 微观几何模型网格划分
Fig. 5 Mesh generation of micro geometry model

3 模型有效性验证

为验证模型的有效性, 选择轧制工艺参数组, 用于数值模拟与实验对照, 参数对照组如表 3 所示。下轧辊角速度恒定为 $\omega_1 = 1.57 \text{ rad} \cdot \text{s}^{-1}$, 在表 3 中只标明上轧辊角速度 ω_u 。为保证模型的泛用性, 设置 a、b、c 这 3 组为轧板心部位置处; 设置 c、d、e 这 3 组是沿轧板厚度方向不同位置处, 分别模拟轧板同一区域处心部、上表面、下表面位置处 S 相的变形情况。

表 3 参数对照表 (温度 $T=450^\circ\text{C}$)

Table 3 Comparison of parameters ($T=450^\circ\text{C}$)

位置	组号	上轧辊 速度 $\omega_u /$ ($\text{rad} \cdot \text{s}^{-1}$)	异速比 $\gamma = \omega_u / \omega_1$	错位量 s/mm	压下 率 $r /$ %	变形条件
心部	a	1.570	1.0	0	50	M (对称轧制)
心部	b	1.727	1.1	0	50	N (异步轧制)
心部	c	2.041	1.3	4	50	O (蛇形轧制)
上表面	d	2.041	1.3	4	50	O (蛇形轧制)
下表面	e	2.041	1.3	4	50	O (蛇形轧制)

铝合金中形成的金属间化合物 S 相为正交晶系结构, 滑移系少, 强度高, 难以变形。在变形过程中, 随着应变的增加, 大量位错在 S 相周围塞积, 积累起足够高的局部应力集中时, S 相以孪晶方式释放应力, 促使 S 相产生内部裂纹并破碎^[19-20]。

图 6 为表 3 中不同条件下模拟获得的塑性应变云图, 其中 $\gamma = \omega_u / \omega_1$ 。图 6a 为 M 条件下 (对称轧制) 获得的塑性应变云图, 其最大塑性应变与平均塑性应变均为 0.005, 此时 S 相不发生破碎。图 6b 为 N 条件下 (异步轧制) 获得的塑性应变云图, 其最大塑性应变为 0.05, 平均塑性应变为 0.03, 最小塑性应变为 0.02。由于非对称因素的引入, 异步轧制致使 S 相的应变值高于对称轧制。图 6c 为 O 条件下 (蛇形轧制) 获得的塑性应变云图, 其最大塑性应变为 0.66, 平均塑性应变为 0.48, 最小塑性应变为 0.30。据文献 [19] 可知, S 相在应变超过 0.6 时发生破碎, 应变处于 0.4~0.6 阶段时, 发生剧烈的塑性变形。对于 O 条件下的板材心部, 最大塑性应变值达到了 0.66, S 相右半区域出现小部分破碎。图 6d 为 O 条件下获得的塑性应变云图, S 相处于轧板上表面, 其最大塑性应变为 0.96, 平均塑性应变为 0.73, 最小塑性应变为 0.46, 最大塑性应变出现于右半部分。图 6e 为 O 条件下获得的塑性应变云图, S 相处于轧板下表面, 其最大塑性应变为 0.96, 平均塑性应变为 0.73, 最小塑性应变为 0.50, 最大塑性应变出现于右半部分。

图 7 为表 3 中不同条件下轧制获得的板材中 S 相的形貌。图 7a~图 7c 分别为表 3 中 M、N、O 条件下轧板心部的 S 相。M 条件下 (图 7a), S 相尺寸约为 $16 \mu\text{m}$, S 相未破碎; N 条件下 (图 7b), S 相尺寸约为 $18 \mu\text{m}$, S 相未破碎; O 条件下 (图 7c), S 相尺寸约为 $9 \mu\text{m}$, S 相部分破碎, 蛇形轧制提高了 S 相的破碎程度。对比图 6a~图 6c 与图 7a~

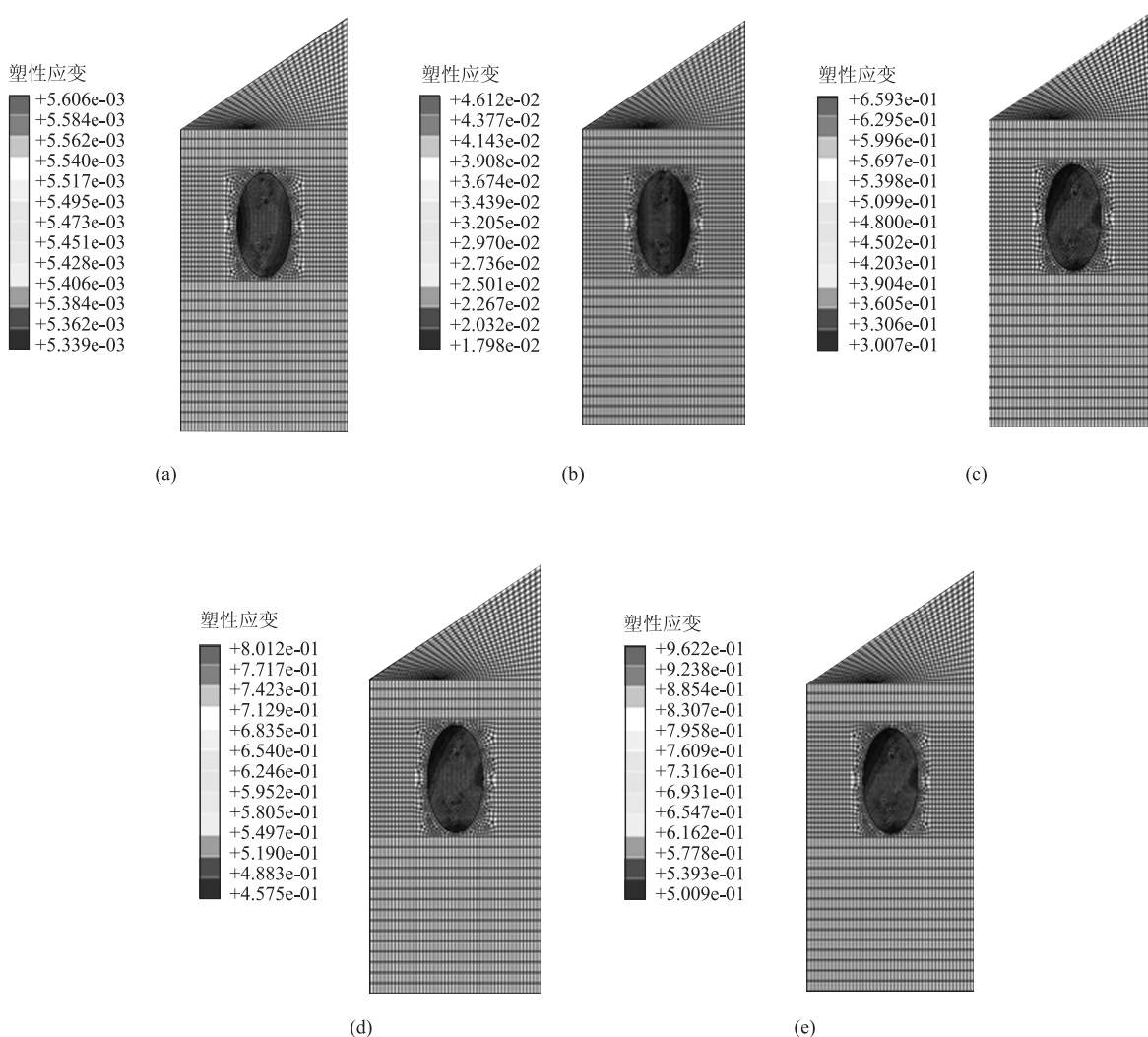


图 6 S 相的塑性应变分布云图

(a) $\gamma=1.0$, $s=0$ mm, $r=50\%$, 心部 (b) $\gamma=1.1$, $s=0$ mm, $r=50\%$, 心部 (c) $\gamma=1.3$, $s=4$ mm, $r=50\%$, 心部
(d) $\gamma=1.3$, $s=4$ mm, $r=50\%$, 上表面 (e) $\gamma=1.3$, $s=4$ mm, $r=50\%$, 下表面

Fig. 6 Plastic strain distribution nephograms of S phase

(a) $\gamma=1.0$, $s=0$ mm, $r=50\%$, core (b) $\gamma=1.1$, $s=0$ mm, $r=50\%$, core (c) $\gamma=1.3$, $s=4$ mm, $r=50\%$, core
(d) $\gamma=1.3$, $s=4$ mm, $r=50\%$, top surface (e) $\gamma=1.3$, $s=4$ mm, $r=50\%$, lower surface

图 7c 发现, 模拟结果与实验结果基本一致。对比图 7a、图 7b、图 7c 这三种轧制方式下 S 相的破碎情况可以发现, 随着非对称因素 (异速比、错位量) 的引入, S 相的塑性应变增大, S 相的破碎程度增加。依据 S 相的力学模型分析得知, 由于非对称因素的引入, 使得单元体所受的正应力与切应力增大。在温度恒定的情况下, 应变与应力呈正相关, 因此, 随着单元体所受应力增大, 其所受应变也增大, 宏观上表现为 S 相的塑性变形增大。

图 7d~图 7e 为同一参数条件下轧制板材不同厚度位置处的 S 相形貌。轧板上表面 (图 7d) 的 S 相尺寸由大约 $17\text{ }\mu\text{m}$ 破碎为大约 $7\text{ }\mu\text{m}$; 轧板下表面

(图 7e) 的 S 相尺寸由大约 $14\text{ }\mu\text{m}$ 破碎为大约 $5\text{ }\mu\text{m}$, S 相大部分发生破碎。

对比图 6c~图 6e 与图 7c~图 7e 可以发现, 在蛇形轧制过程中, 轧板上表面位置处的 S 相 (图 6d 与图 7d) 与轧板下表面位置处的 S 相 (图 6e 与图 7e) 破碎严重, 而心部位置处的 S 相 (图 6c 与图 7c) 部分破碎, 但破碎效果远不如轧板上、下表面。对比图 7c、图 7d、图 7e 这三个不同位置处的 S 相破碎情况可以发现, 同一参数条件下, 在心部位置处的 S 相最难破碎。产生此种情况的原因主要是心部位置相较于表层变形难以渗透, 因此, 需要通过改变轧制参数使得心部的应变更大。

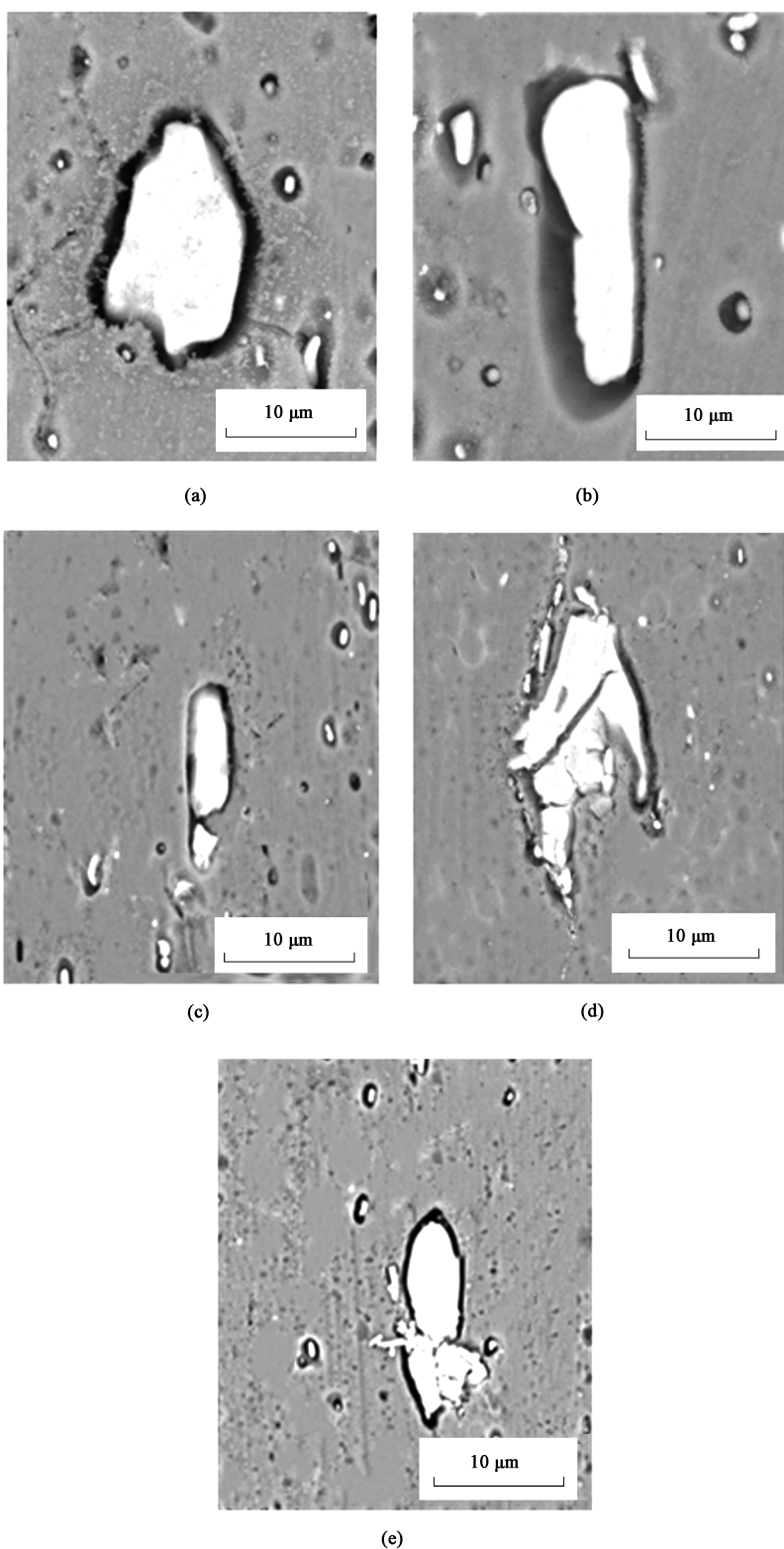


图 7 轧制变形后 S 相的形貌

(a) $\gamma=1.0$, $s=0$ mm, $r=50\%$, 心部 (b) $\gamma=1.1$, $s=0$ mm, $r=50\%$, 心部 (c) $\gamma=1.3$, $s=4$ mm, $r=50\%$, 心部
(d) $\gamma=1.3$, $s=4$ mm, $r=50\%$, 上表面 (e) $\gamma=1.3$, $s=4$ mm, $r=50\%$, 下表面

Fig. 7 Morphologies of S phase after rolling deformation

(a) $\gamma=1.0$, $s=0$ mm, $r=50\%$, core (b) $\gamma=1.1$, $s=0$ mm, $r=50\%$, core (c) $\gamma=1.3$, $s=4$ mm, $r=50\%$, core
(d) $\gamma=1.3$, $s=4$ mm, $r=50\%$, top surface (e) $\gamma=1.3$, $s=4$ mm, $r=50\%$, lower surface

4 结论

(1) 基于 7055 铝合金板材蛇形轧制变形区的受力分析, 建立了 S 相变形的微观有限元模型。

(2) 对于位于 7055 铝合金轧板心部的 S 相, 蛇形轧制条件下 S 相的塑性应变大于异步轧制条件下的塑性应变和对称轧制条件下的塑性应变。在相同的蛇形轧制工艺参数条件下, 轧板表层 S 相的塑性应变较心部更大。

(3) 不同条件下的 S 相破碎的数值模拟结果与实验结果基本一致, 可以证明微观有限元模型的有效性。

参考文献:

- [1] 张新明, 邓运来, 张勇. 高强铝合金的发展及其材料的制备加工技术 [J]. 金属学报, 2015, 51 (3): 257-271.
Zhang X M, Deng Y L, Zhang Y. Development of high strength aluminum alloys and processing techniques for the materials [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51 (3): 257-271.
- [2] Wang W Y, Pan Q L, Wang X D, et al. Non-isothermal aging: A heat treatment method that simultaneously improves the mechanical properties and corrosion resistance of ultrahigh strength Al-Zn-Mg-Cu alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 845: 1-19.
- [3] 白云, 唐明. 车体用挤压态 Al-6.5Zn-1.55Mg-0.25Cr-0.1Zr 合金晶粒取向及应力腐蚀性分析 [J]. 锻压技术, 2020, 45 (3): 174-180.
Bai Y, Tang M. Analysis on grain orientation and stress corrosion for extruded Al-6.5Zn-1.55Mg-0.25Cr-0.1Zr alloy used in vehicle body [J]. Forging & Stamping Technology, 2020, 45 (3): 174-180.
- [4] Rometsch P A, Zhang Y, Knight S. Heat treatment of 7xxx series aluminium alloys-Some recent developments [J]. Transactions Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24: 2003-2017.
- [5] 张新明, 韩念梅, 刘胜胆, 等. 7050 铝合金厚板织构、拉伸性能及断裂韧性的不均匀性 [J]. 中国有色金属学报, 2010, 20 (2): 202-208.
Zhang X M, Han N M, Liu S D, et al. Inhomogeneity of texture, tensile property and fracture toughness of 7050 aluminum alloy thick plate [J]. Transactions Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20 (2): 202-208.
- [6] Xu D K, Birbilis N, Lashansky D, et al. Effect of solution treatment on the corrosion behaviour of aluminium alloy AA7150 optimization for corrosion resistance [J]. Corrosion Science, 2011, 53: 217-225.
- [7] Xu D K, Rometsch P A, Birbilis N. Improved solution treatment for an as-rolled Al-Zn-Mg-Cu alloy: Part I [J]. Characterisation of Constituent Particles and Overheating Mater. Sci. Eng. A, 2012, 534: 234-243.
- [8] Liao Y G, Han X Q, Zeng M X, et al. Influence of Cu on microstructure and tensile properties of 7XXX series aluminum alloy [J]. Materials and Design, 2015, 66: 581-586.
- [9] Liu G, Zhang G J, Ding X D, et al. Dependence of fracture toughness on multiscale second phase particles in high strength Al alloys [J]. Materials Science and Technology, 2003, 19: 887-896.
- [10] Birbilis N, Buchheit R G. Electrochemical characteristics of intermetallic phases in aluminum alloys-An experimental survey and discussion [J]. Journal of the Electrochemical Society, 2005, 152: 140-151.
- [11] Xu D K, Rometsch P A, Birbilis N. Improved solution treatment for an as-rolled Al-Zn-Mg-Cu alloy: Part I [J]. Characterisation of Constituent Particles and Overheating Mater. Sci. Eng. A, 2012, 534: 234-243.
- [12] Li N K, Cui J Z. Microstructural evolution of high strength 7B04 ingot during homogenization treatment [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2008: 769-737.
- [13] Elsner J H, Kvam E P, Grandt A F, et al. Modeling and microstructure analysis of fatigue initiation life extension by reductions in microporosity [J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 1997, 28: 1157-1167.
- [14] Zuo Y B, Xing F U, Cui J Z, et al. Shear deformation and plate shape control of hot-rolled aluminium alloy thick plate prepared by asymmetric rolling process [J]. Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 2014, 24: 2220-2225.
- [15] Ma C Q, Hou L G, Zhang J S, et al. Experimental and numerical investigations of the plastic deformation during multi-pass asymmetric and symmetric rolling of high-strength aluminum alloys [J]. Materials Science Forum, 2014, 794-796: 1157-1162.
- [16] Zhang T, Wu Y X, Gong H, et al. Bending analysis and control of rolled plate during snake hot rolling [J]. Journal of Central South University, 2015, 22: 2463-2469.
- [17] Fu Y, Xie S S, Xiong B Q, et al. Effect of rolling parameters on plate curvature during snake rolling [J]. Journal of Wuhan University of Technology-Materials Science Edition, 2012, 27 (2): 247-251.
- [18] 付垚, 谢水生, 熊柏青. 主应力法计算蛇形轧制的轧制力 [J]. 塑性工程学报, 2010, 17 (6): 103-109.
Fu Y, Xie S S, Xiong B Q. Calculation of rolling force in snake rolling by slab method [J]. Journal of Plasticity Engineering, 2010, 17 (6): 103-109.
- [19] 赵云龙. 粗大 S-Al₂CuMg 对强塑性变形 2024 铝合金力学性能的影响 [J]. 热加工工艺, 2015, 44 (12): 117-119.
Zhao Y L. Effect of coarse S-Al₂CuMg phase on mechanical property of severe plastic deformed 2024 Al alloy [J]. Hot Working Technology, 2015, 44 (12): 117-119.
- [20] 刘禹门. Al-Cu-Mg 合金中位错与 S 相的相互作用 [J]. 兵器材料科学与工程, 2005, 28 (5): 1-4.
Liu Y M. Interaction dislocation and S-phase precipitates in Al-Cu-Mg alloy [J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2005, 28 (5): 1-4.