



粗大 S 相对 2E12 铝合金热变形行为及组织演变的影响

陈宇强¹, 宋文炜¹, 潘素平², 刘文辉^{1,3}, 唐昌平^{1,3}

(1. 湖南科技大学 难加工材料高效精密加工湖南省重点实验室, 湘潭 411201;

2. 中南大学 高等研究中心, 长沙 410083;

3. 湖南科技大学 高温耐磨材料及制备技术湖南省国防技术重点实验室, 湘潭 411201)

摘 要: 制备不含粗大 S 相(1 号合金)和富含粗大 S 相(2 号合金)两种典型组织特征的 2E12 合金。结合热模拟实验和显微组织观察, 针对两种合金在 340~490 °C、0.001~10 s⁻¹ 下的变形行为开展研究。结果表明: 除(490 °C, 0.001 s⁻¹)的变形条件下, 2 号合金在相同变形条件下比 1 号合金拥有更高的峰值应力。在(340 °C, 10 s⁻¹)变形条件下, 1 号合金和 2 号合金的主要失效形式分别为三叉晶界的变形失稳和 S 相脆裂引起的沿晶开裂。在(490 °C, 0.001 s⁻¹)的变形条件下, 晶界处 S 相完全弱化导致 2 号合金出现明显的晶界开裂。在变形过程中, 合金晶内的 T 相和 S 相相对位错运动具有较强的阻碍作用, 能强化合金并且促进合金的均匀变形。在回复阶段, 晶内的 T 相和 S 相能钉扎亚晶界从而起到细化晶粒的作用。

关键词: 2E12 铝合金; 热变形; S 相

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

出于经济性和安全性等原因, 大型飞机需要采用大型结构件进行组装, 从而尽可能地减少铆接和焊接等连接处理^[1]。作为航空领域应用最为广泛的结构材料, 大型铝材的生产一直是工程领域的难点, 并严重制约着中国航空工业的快速发展^[1]。因此, 针对大型航空铝材的生产加工问题开展研究势在必行^[2]。

在飞机的众多构件中, 机身蒙皮所占的质量最大, 其质量通常占飞机总质量的 60% 以上。因此, 作为机身蒙皮的首选材料^[3-4], 大型 2E12 铝合金薄板的生产加工问题一直是研究人员力争突破的主要瓶颈。

热加工是 2E12 铝合金薄板生产的关键环节^[5-7]。黄裕金等^[8]的研究表明, 变形条件对 2E12 合金的变形行为有影响显著。合金的流变应力随着变形温度的升高而降低, 随着应变速率的提高而增大。此外, 其研究还发现, 合金中存在的细小第二相会阻碍位错的运动并抑制合金的动态回复过程。杜凤山等^[9]对 2E12 铝合金铸锭的均匀化和热加工工艺进行了研究。其结果显示, 合金在高温均匀化过程中容易出现过烧现象, 并会对合金随后的热变形行为造成显著影响。

大量研究表明^[11-15], 铝合金的变形行为强烈依赖

于其初始组织特征。CHEN 等^[16]研究了固溶和均匀化两种不同初始状态下 7085 铝合金的热变形行为。其研究表明, 固溶态合金的变形失稳区间要明显大于均匀化态合金的。EBRAHIMI 等^[17]分别对比了固溶态和退火态 2024 合金的热变形特征并认为固溶态合金的动态软化现象更为明显。此外, 李文斌等^[18]的研究表明, 第二相对合金中的热变形行为同样有显著影响。引入少量的 $Al_3(Sc, Zr)$ 粒子能明显提高合金的变形激活能。

在 2E12 合金中, 由于合金化程度较高, 在热变形前合金必须要采用均匀化处理, 使过剩的合金元素溶入基体以消除粗大的共晶组织。但是, 在随后的冷却过程中, 随着固溶度的降低, 合金元素具有强烈的脱溶趋势。特别是在大型铸锭中, 芯部由于冷却速度十分缓慢, 导致合金元素大量脱溶形成粗大的析出相组织; 边部冷却速度快, 合金元素由于来不及脱溶而形成过饱和固溶体组织。这两种截然不同的组织特征势必会造成铸锭边部和芯部在热变形过程中具有显著不同的变形特征。然而, 直到目前为止, 研究人员对于该组织特征对 2E12 合金热变形影响还缺乏清晰的

认识^[8-10]。

为此，本文作者通过均匀化后对合金试样采用不同的冷却方式获得过不含粗大析出相和富含粗大析出相两种典型组织特征的 2E12 合金铸锭，并利用 Gleeble-1500 型热模拟实验机对两种合金的热变形行为进行研究，分析对比粗大析出相对合金热变形行为以及组织演变规律的影响。

1 实验

实验所用的 2E12 合金铸锭由西南铝业(集团)有限责任公司提供，尺寸为 400 mm×1620 mm×2500 mm，化学成分为：Al-4.21Cu-1.41Mg-0.58Mn-0.08Fe-0.06Si(质量分数，%)。

首先，利用线切割处理在铸锭芯部选取 15 mm×15 mm×10 mm 的长方体试样。随后，将试样分别进行表 1 所列的热处理方法以获得不同的组织特征。然后，利用 Gleeble-1500 型热模拟试验机对两种合金分别在 340、390、440 和 490 ℃ 4 个变形温度和 0.001、0.01、0.1、1 和 10 s⁻¹ 5 个变形速率下进行热压缩试验。当压缩实验完成后，将样品迅速水冷到室温以保留热变形时的组织。

表 1 不同组织特征 2E12 合金的制备方法

Table 1 Preparation methods for 2E12 alloy with different microstructures

Sample	Heat treatment methods
Alloy 1	Two steps homogenization ((485 ℃, 24 h)+(495 ℃, 5 h)) and then water quenching
Alloy 2	Two steps homogenization ((485 ℃, 24 h)+(495 ℃, 5 h)) and then furnace cooling

为分析合金的变形机理，对部分试样进行表面抛光处理，随后在 FEI Sirion 200 型场发射扫描电镜 (SEM)上观察合金压缩变形后的表面形貌特征。此外，利用 SEM 配带的 EBSD 探测系统对合金的晶粒形貌进行分析。利用 TecnaiG² F20 型透射电镜(TEM)对合金变形后的位错等亚结构进行观察，并利用该电镜的高角度环形暗场技术(HAADF-STEM)对合金的第二相粒子形貌进行分析。TEM 试样在 MIT-II 型双喷电解仪上制备，双喷液采用 25%硝酸+75%甲醇(体积分数)混合溶液，电压为 15~20 V，工作电流控制在 50~100 mA，采用液氮冷却至-25 ℃左右。

2 结果与分析

2.1 合金初始态的组织特征

图 1(a)显示了原始铸态合金的背散射电子(Back scattered electron, BSE)形貌照片。在铸态合金中，晶界上连续分布着大量的 $\alpha(\text{Al})+\theta\text{-Al}_2\text{Cu}+\text{S-Al}_2\text{CuMg}$ 三元共晶组织^[14]。而在 1 号合金中(见图 1(b))，共晶组织已经完全溶解并且粗大第二相的数目非常少。这说明经过双级均匀化处理，大部分合金元素完全溶入基体中，此时合金处于高度的过饱和状态。与 1 号合金完全不同，2 号合金中晶内分布有大量尺寸在 5~20 μm 的板条状第二相粒子(见图 1(c))，并且晶界上也有连续分布着许多粗大第二相。这主要是在在随炉冷却过程中，过饱和固溶体发生分解，合金元素以粗大

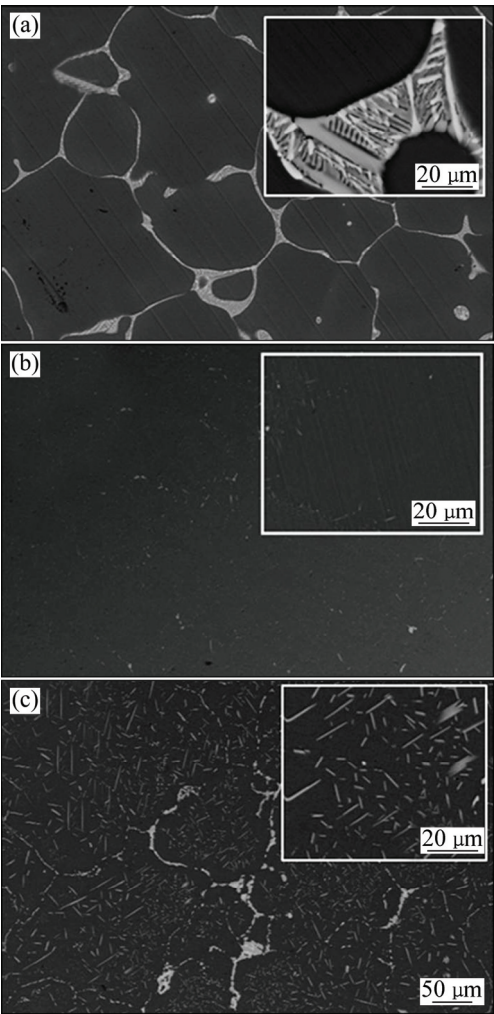


图 1 合金的 BSE 形貌照片

Fig. 1 BSE images of alloy: (a) As-cast alloy; (b) Alloy 1; (c) Alloy 2

析出相的形式重新从基体中脱溶。

为了更微观地了解合金的组织特征,利用HAADF-STEM对1号和2号合金的第二相粒子形貌进行观察,结果如图2所示。

1号合金晶内分布有大量尺寸约0.2~1 μm 的棒状第二相粒子(见图2(a)和(b))。这种棒状第二相粒子富含Cu、Mn元素,并且其轴向平行于Al基体的3个<001>方向。因此,可以判断该第二相粒子为 $T\text{-Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ 相^[12]。 T 相是该合金中的主要弥散相,其主要形成在均匀化处理过程中^[12]。由于1号合金经历了双级均匀化处理,因此 T 相充分析出、数量众多。2号合金也经历了双级均匀化处理,因此同样富含 T 相粒子。不同的是,2号合金除了 T 相粒子外,还有大量富含Cu、Mg元素的粗大板条状 $S\text{-Al}_2\text{CuMg}$ 相^[4](见图2(c)和(d))。这说明在均匀化的冷却过程中,过饱和的Cu、Mg元素以 S 相形式从合金中脱溶出来,即图1(c)中的粗大析出相为 S 相。

2.2 合金的流变应力

图3和4所示为不同应变速率条件下1号合金、2号合金在340 $^{\circ}\text{C}$ 、390 $^{\circ}\text{C}$ 、440 $^{\circ}\text{C}$ 和490 $^{\circ}\text{C}$ 压缩变形时

的真应力-真应变曲线。通过观察可以发现,随着应变量的增加,两种合金的流变应力先增加,达到峰值后逐渐降低。1号合金在上述4种温度下的流变应力特征与2号合金相似。这说明两种合金在该变形条件下都表现出明显的动态软化特征^[19-21]。但是,与1号合金相比,2号合金的流变应力过渡要相对平滑得多,在一定程度上反应了该合金变形较为平稳。

图5所示为两种合金在不同变形条件下的峰值应力。由图5可知,在实验所施加的变形条件下,两种合金峰值应力随变形条件的变化规律基本相同。在相同的应变速率下,合金的峰值应力随着变形温度的升高而降低。在同一变形温度下,合金的峰值应力随着应变速率的增加而增加。很明显,除(490 $^{\circ}\text{C}$, 0.001 s^{-1})的变形条件下,2号合金在相同变形条件下比1号合金具有更高的峰值应力。

2.3 失效行为分析

为了分析合金的变形机理,将合金试样表面进行镜面抛光,然后观察抛光表面在变形后的形貌特征。

观察表明,两种合金在340 $^{\circ}\text{C}$ 以及490 $^{\circ}\text{C}$ 变形时变形失稳最为明显。如图6(a)和(b)所示,在(340 $^{\circ}\text{C}$,

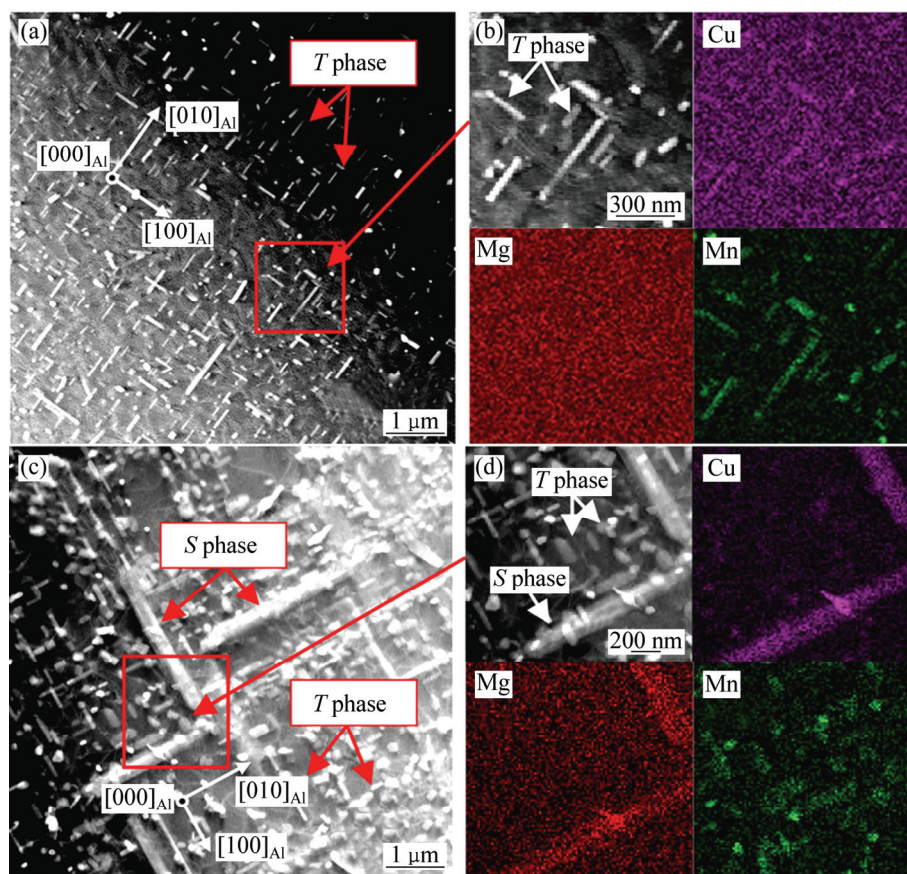


图2 合金晶内第二相的形貌以及元素面分布

Fig. 2 Morphologies and element distributions of grain interior second phase: (a), (b) Alloy 1; (c), (d) Alloy 2

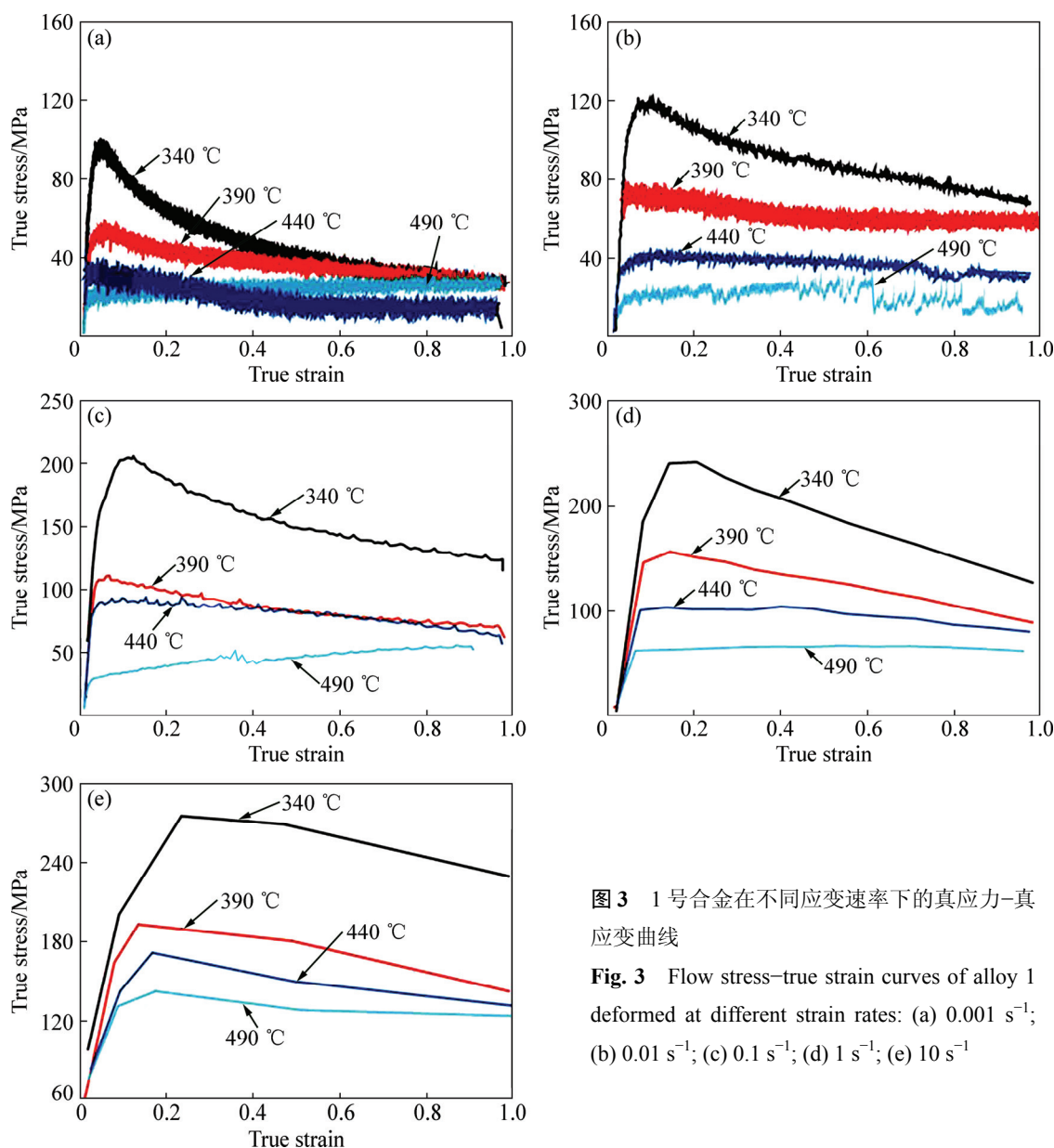


图3 1号合金在不同应变速率下的真应力-真应变曲线

Fig. 3 Flow stress-true strain curves of alloy 1 deformed at different strain rates: (a) 0.001 s^{-1} ; (b) 0.01 s^{-1} ; (c) 0.1 s^{-1} ; (d) 1 s^{-1} ; (e) 10 s^{-1}

10 s^{-1})变形条件下压缩变形 60%后,1 号和 2 号合金都存在严重的变形失稳现象。1 号合金的变形失稳主要集中在晶界区域,特别是在局部三叉晶界处可以观察到变形开裂的现象(见图 6(a))。2 号合金在该变形条件下则出现了明显的沿晶裂纹(见图 6(b))。根据图 1(c)可知,2 号合金存在沿晶界连续析出的链状 S 相。这些 S 相在高速变形时迅速脆裂并沿晶界扩展,最终导致合金产生沿晶裂纹。在 $340 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 变形条件下,随着应变速率的减小,两种合金的变形失稳区域明显减少,如图 6(c)和(d)所示。

在($490 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 10 s^{-1})压缩变形 60%后,1 号合金表面部分晶界同样出现了明显的开裂现象(见图 6(e))。2 号合金在该变形条件下晶内仍然保持变形前的平整形

貌,晶界处则表现出粘流状(见图 6(f)),这说明,合金晶界在 $490 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 已经明显弱化,合金的变形主要集中在晶界附近区域。特别是在($490 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 0.001 s^{-1})变形条件下,2 号合金的晶界处已经完全弱化,合金的沿晶开裂现象非常明显(见图 6(h))。

经过大量观察后发现,两种合金在($440 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 0.001 s^{-1})变形条件下具有较好的加工塑性。如图 7(a)所示,在压缩变形 60%后,1 号合金并没有观察到明显的变形失稳现象。试样整体变形十分均匀,展现出良好的塑性流变特征。此外,在试样表面可以观测到大量滑移带,这说明合金在该变形条件下开启的滑移系数目较多。与 1 号合金相比,2 号合金在该变形条件下的流变特征更加明显,并且试样表面的滑移带更多,可

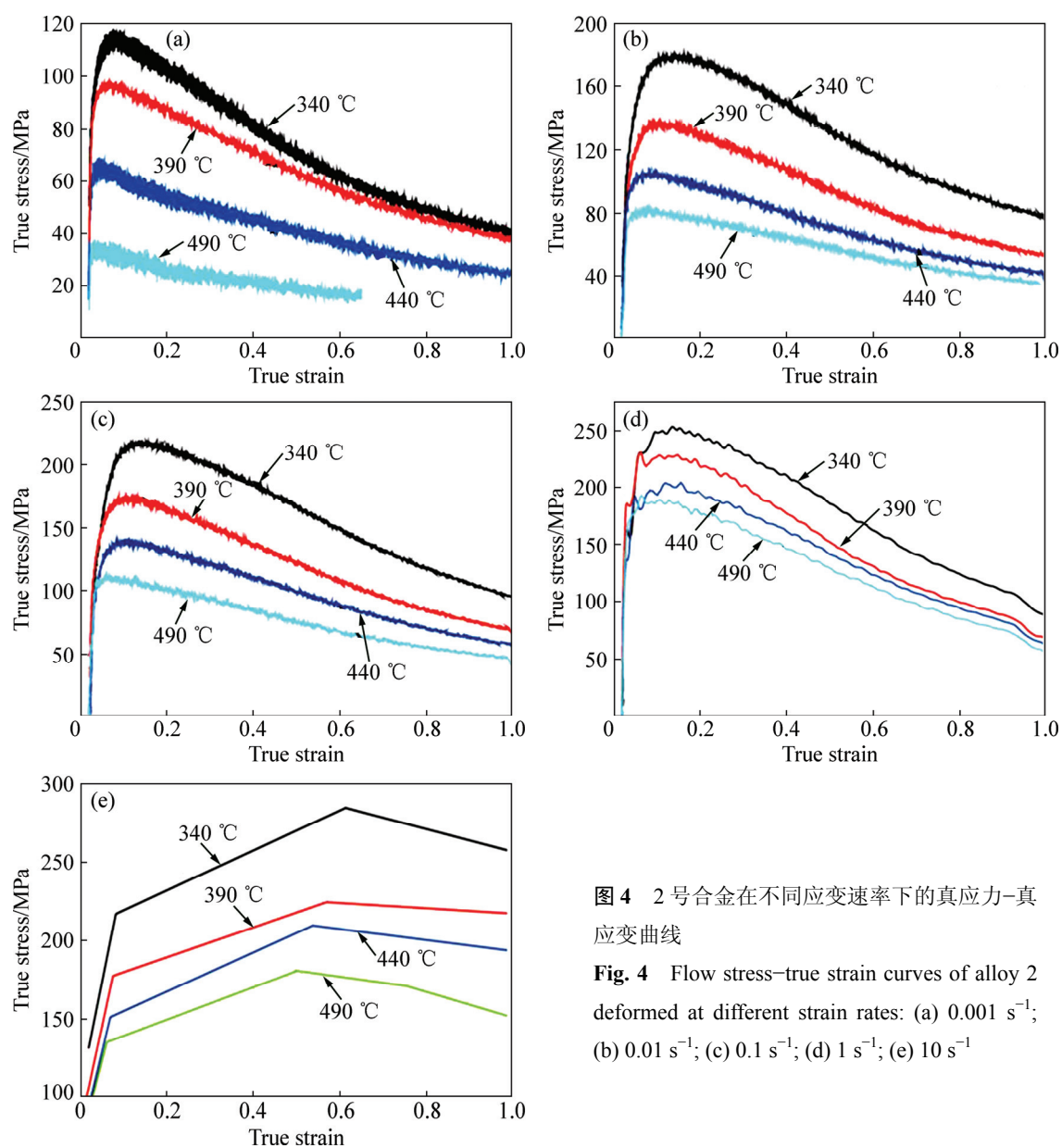


图 4 2 号合金在不同应变速率下的真应力-真应变曲线

Fig. 4 Flow stress-true strain curves of alloy 2 deformed at different strain rates: (a) 0.001 s^{-1} ; (b) 0.01 s^{-1} ; (c) 0.1 s^{-1} ; (d) 1 s^{-1} ; (e) 10 s^{-1}

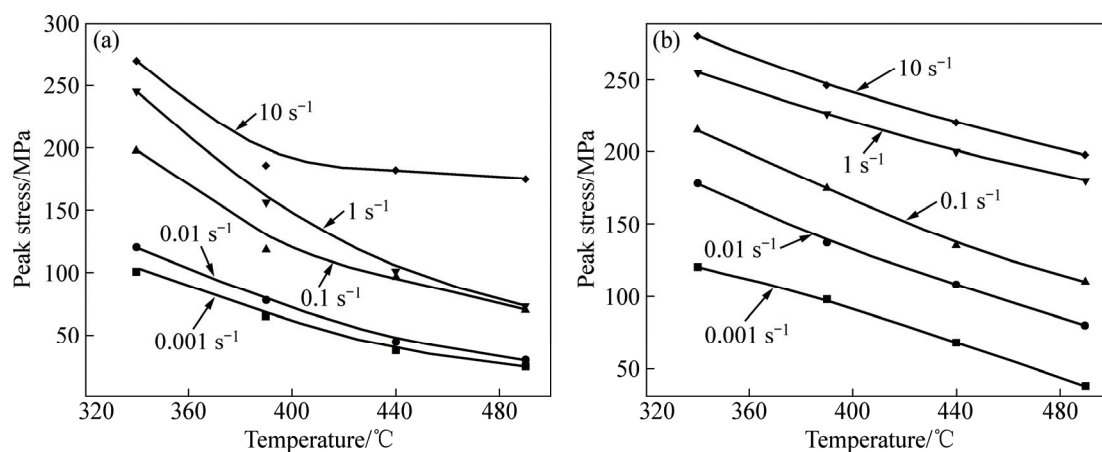


图 5 合金在不同变形条件下的峰值应力

Fig. 5 Peak stress values of alloys under different deformation conditions: (a) Alloy 1; (b) Alloy 2

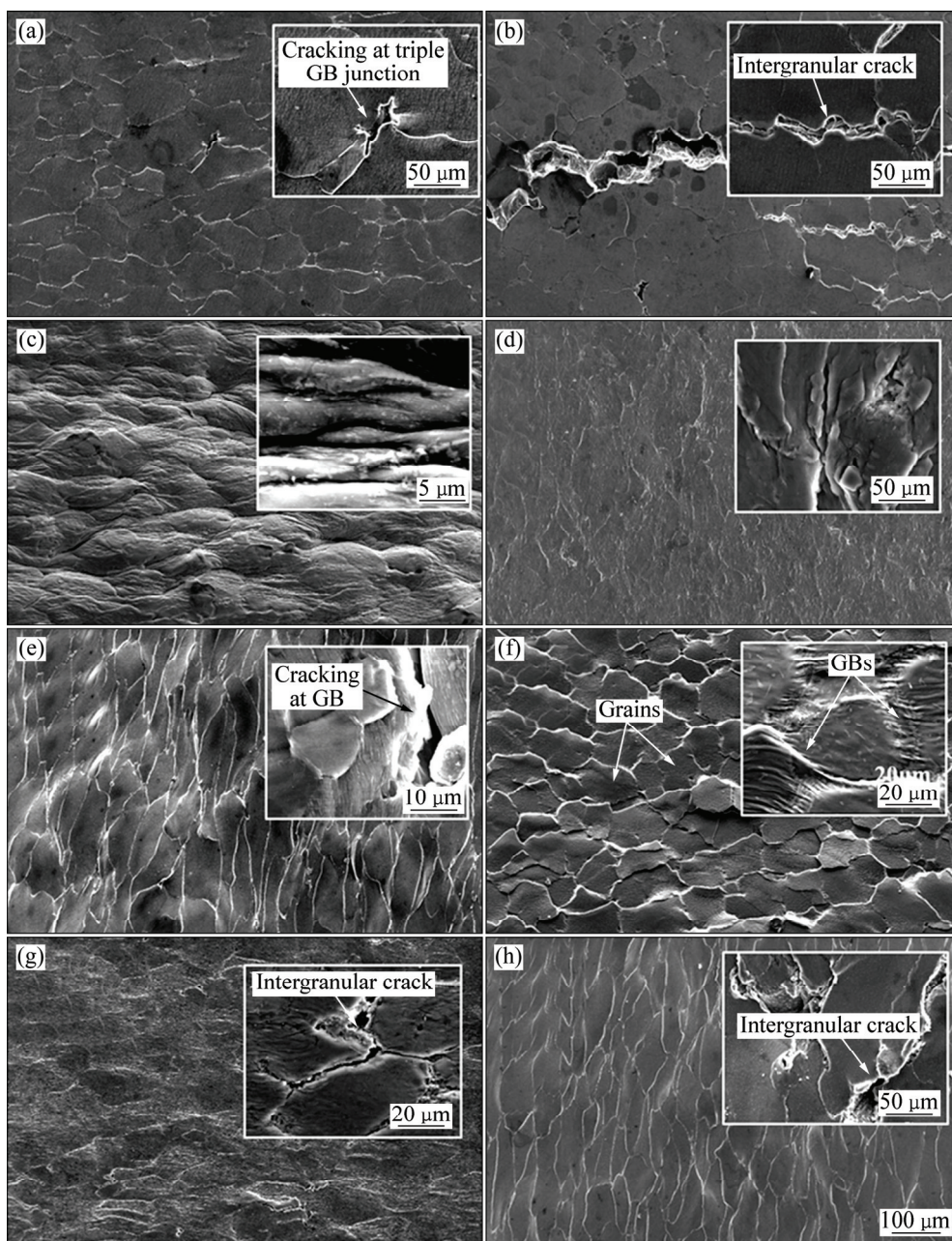


图6 合金试样在不同变形条件下压缩变形 60%后的表面形貌

Fig. 6 Surface morphologies of alloys with different microstructures after 60% deformation: (a) 340 °C, 10 s^{-1} , alloy 1; (b) 340 °C, 10 s^{-1} , alloy 2; (c) 340 °C, 0.001 s^{-1} , alloy 1; (d) 340 °C, 0.001 s^{-1} , alloy 2; (e) 490 °C, 10 s^{-1} , alloy 1; (f) 490 °C, 10 s^{-1} , alloy 2; (g) 490 °C, 0.001 s^{-1} , alloy 1; (h) 490 °C, 0.001 s^{-1} , alloy 2

以观察到明显的交滑移特征(见图 7(b))。

2.4 合金的变形机理

通过对图 7 的分析可知,两种合金在(440 °C, 0.001 s^{-1})的变形条件下具有良好的加工塑性变形。为了解释这一现象,利用 EBSD 技术着重对合金在(440 °C, 0.001 s^{-1})下的变形行为进行分析。

如图 8 所示,在(440 °C, 0.001 s^{-1})变形 20%以后,

两种合金的晶粒都沿垂直拉伸压缩方向略有拉长。此外,在局部晶界处发现了许多细小等轴的再结晶晶粒。一般认为,铝合金的层错能较高,在热变形过程中动态回复非常容易,而仅仅在较高的热变形温度下才会发生部分动态再结晶。其中,JIANG 等^[22]的研究表明,铝合金在 300 °C 以下变形时仅仅发生动态回复,而在 450 °C 变形时则会发生明显的动态再结晶。本实验中在 440 °C 热变形时观测到明显的再结晶行为,这与

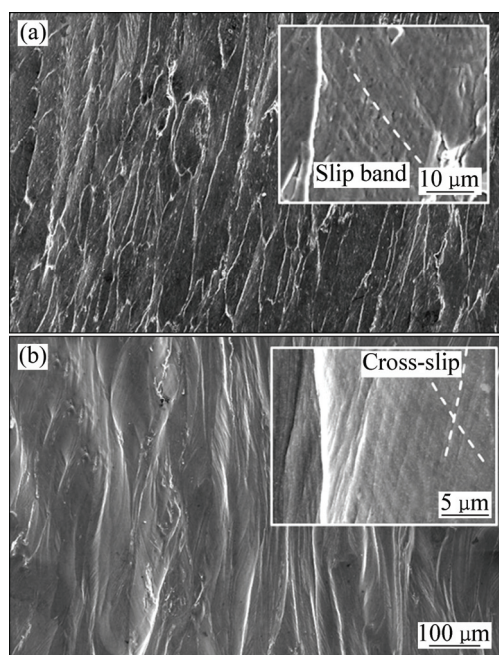


图 7 合金试样在(440 °C, 0.001 s⁻¹)压缩变形 60%后的表面形貌

Fig. 7 Surface morphologies of alloys deformed at (440 °C, 0.001 s⁻¹) after 60% deformation: (a) Alloy 1; (b) Alloy 2

JIANG 等的观测结果相吻合。此外, 相比于 1 号合金, 2 号合金晶界处的再结晶晶粒更多, 平均晶粒尺寸也更加细小(见图 8(b))。

图 9(a)和(b)分别显示了两种合金在(440 °C, 0.001 s⁻¹)变形 60%后 EBSD 形貌。当变形量增加至 60%时, 两种合金晶界处的再结晶特征更加明显, 且这些细小

等轴的再结晶晶粒沿局部晶界呈链状排布。在垂直于压缩方向上, 合金的晶粒被显著拉长。相比于 1 号合金(见图 9(a)), 2 号合金的长径比明显更大(见图 9(b))。这说明 2 号合金在该变形条件下的塑性流动更加显著。

为了从更微观的角度来分析第二相对合金变形行为的影响, 利用 TEM 对合金经不同条件热变形后的微结构特征进行观察。

图 10 所示为两种合金在(340 °C, 10 s⁻¹)压缩变形 60%后的 TEM 像。如图 10(a)所示, 1 号合金中晶内仍然分布着大量的细小 *T* 相粒子, 并且这些 *T* 相粒子与变形前(见图 2(a))的形貌特征基本相似。此外, 经变形后, 合金晶内出现了大量位错。这些位错缠绕在 *T* 相粒子周围, 并以弥散分布的 *T* 相粒子为结点形成高密度的位错网。在 2 号合金中, 除了弥散分布的 *T* 相粒子, 还可以清晰地看到由原粗大 *S* 相变形破碎而产生的尺寸较小的板条状 *S* 相(见图 10(b))。变形过程中产生的大量位错不但缠绕在细小的 *T* 相粒子上, 同样会缠绕在板条状 *S* 相粒子上。CHEN 等^[16]在研究 7085 铝合金的变形行为时发现, 合金晶内第二相粒子通常容易缠结大量位错, 这与本实验的观察结果相似。由于 *T* 相和 *S* 相对位错运动的共同钉扎作用, 2 号合金中的位错分布更加均匀。

图 11 所示为两种合金在(490 °C, 0.001 s⁻¹)变形条件下变形 60%后的 TEM 像。相比于(340 °C, 10 s⁻¹)的变形条件, 两种合金在(490 °C, 0.001 s⁻¹)变形条件下的位错密度明显减少并且出现了大量亚晶。这说明合金发生了明显的动态回复。在 1 号合金中, 亚晶的

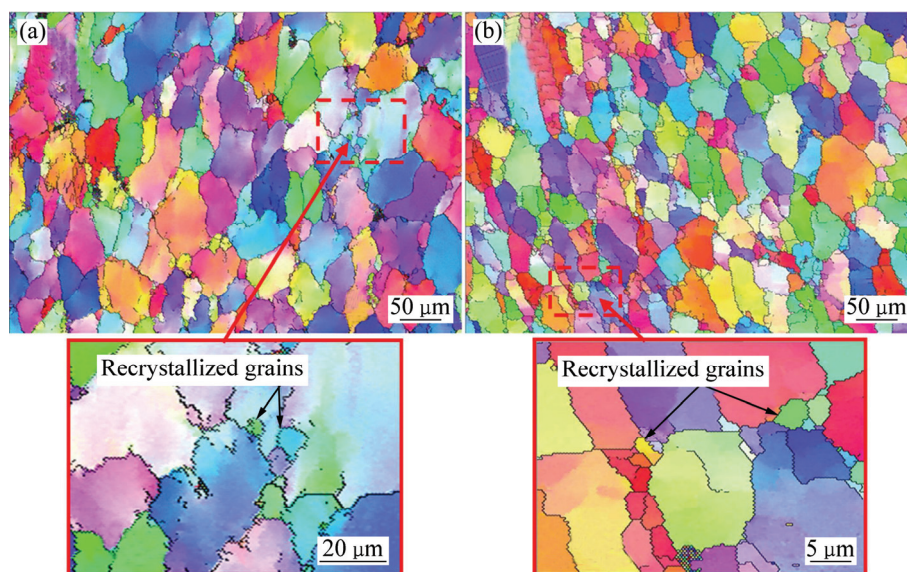


图 8 合金在 440 °C/0.001 s⁻¹ 变形 20%后的 EBSD 形貌

Fig. 8 EBSD-derived IPF maps of alloys deformed at (440 °C, 0.001 s⁻¹) after 20% deformation: (a) Alloy 1; (b) Alloy 2

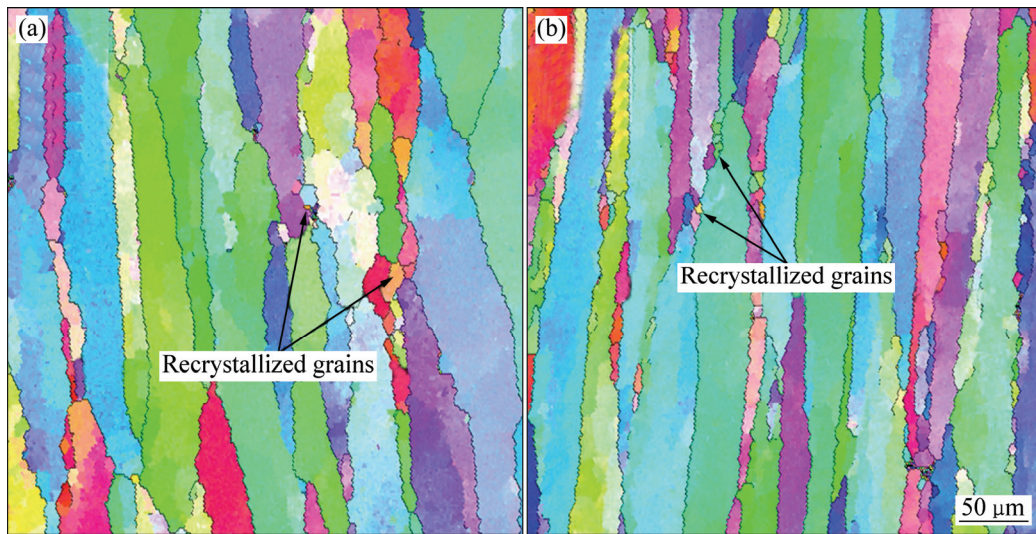


图 9 合金在(440 °C, 0.001 s⁻¹)变形 60%后的 EBSD 形貌

Fig. 9 EBSD-derived IPF maps of alloys deformed at (440 °C, 0.001 s⁻¹) after 60% deformation: (a) Alloy 1; (b) Alloy 2

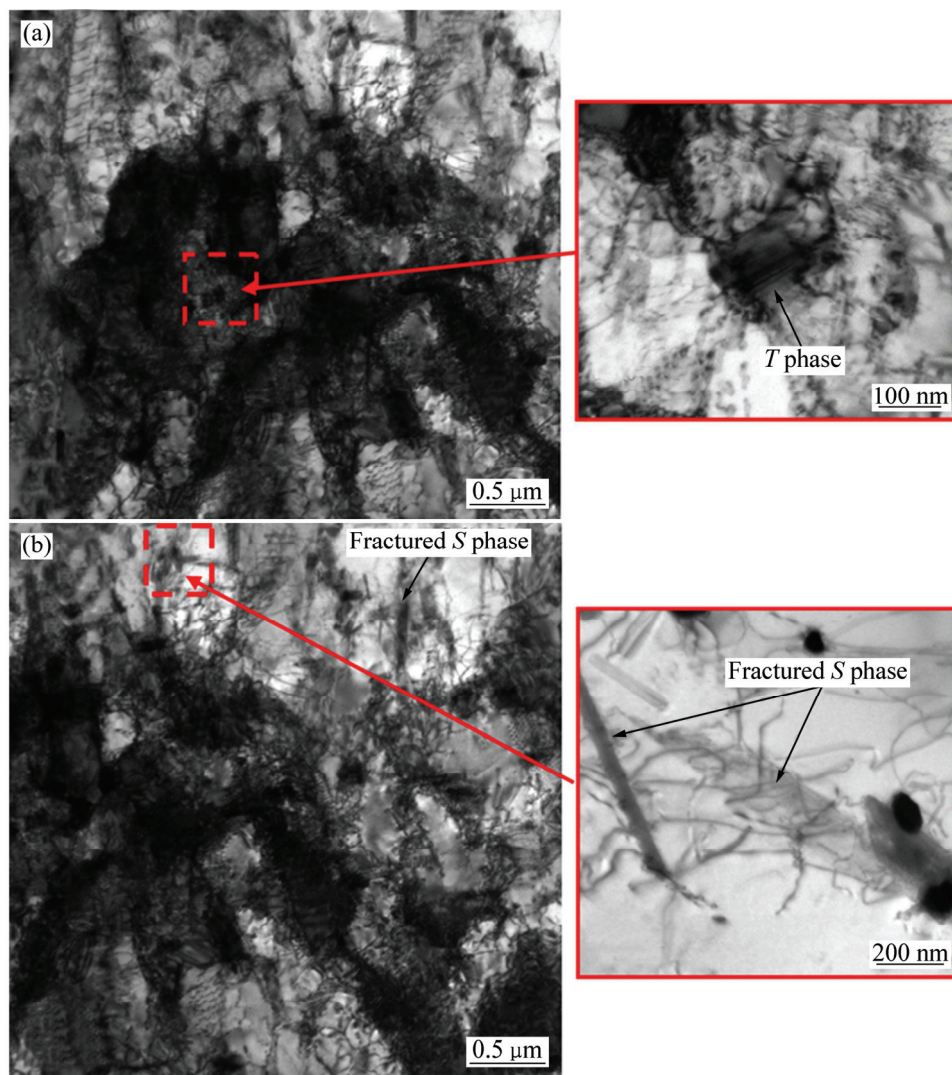


图 10 合金在(340 °C, 10 s⁻¹)变形 60%后的 TEM 像

Fig. 10 TEM images of alloys deformed at (340 °C, 10 s⁻¹) after 60% deformation: (a) Alloy 1; (b) Alloy 2

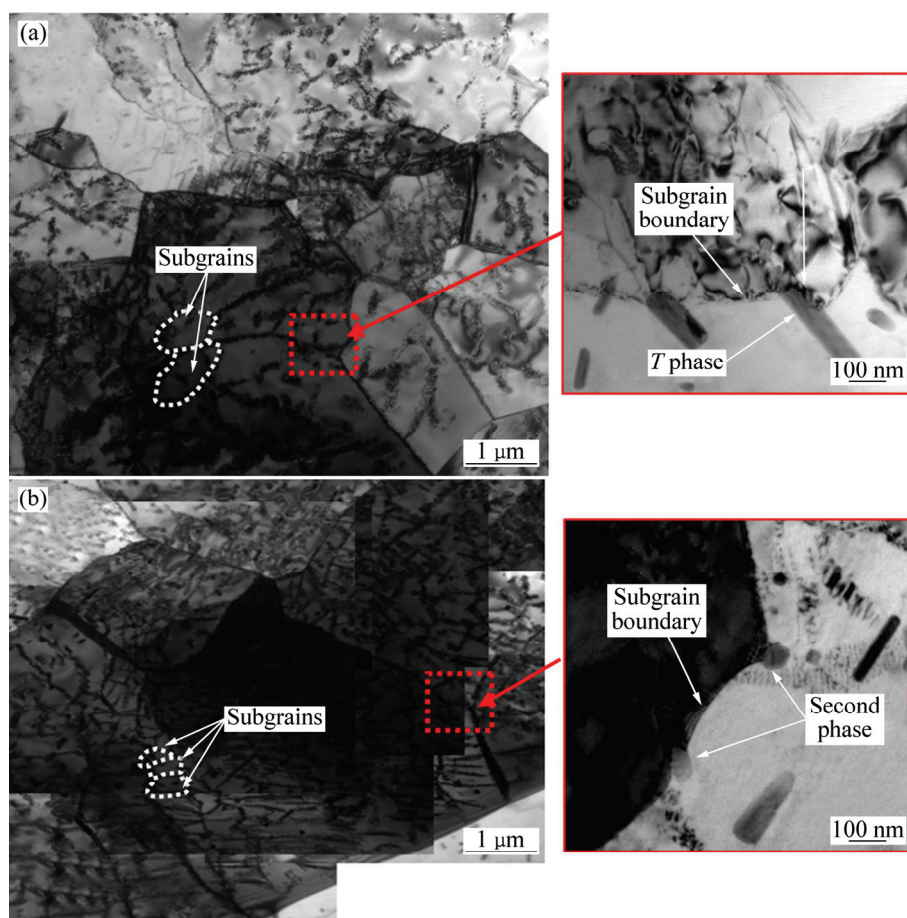


图 11 合金在(490 °C, 0.001 s⁻¹)变形 60%后的 TEM 像

Fig. 11 TEM images of alloys with different microstructures deformed at (490 °C, 0.001 s⁻¹) after 60% deformation: (a) Alloy 1; (b) Alloy 2

尺寸均匀细小,这主要是因为 T 相粒子对亚晶界的钉扎作用(见图 11(a))抑制了亚晶的长大。由于既有 T 相又有 S 相的钉扎作用,2 号合金中亚晶界的迁移十分困难,因此亚晶的尺寸也更加细小(见图 11(b))。

3 讨论

在 2E12 合金的均匀化过程中,铸锭中原本过剩的 Cu、Mg 合金元素(如 $\alpha(\text{Al})+\theta\text{-Al}_2\text{Cu}+S\text{-Al}_2\text{CuMg}$ 共晶组织)逐步溶入基体^[4]。但是,在缓慢冷却过程中,这些合金元素又会以 S 相的形式从基体中重新脱溶出来。这些均匀化冷却过程中形成的 S 相主要有两种形式,即晶界的链状 S 相和晶内的板条状 S 相。

3.1 晶界的链状 S 相对合金变形行为的影响

一方面,由于 S 相属于化合物,相对于铝合金基体较为硬脆。在较低的变形温度以及较高的应变速率

下(如 340 °C, 10 s⁻¹),合金中粗大的 S 相粒子容易受到应力集中,优先发生破碎而形成微裂纹。在 2 号合金中,由于 S 相呈链状连续分布在晶界处,因此在变形过程中容易形成大量沿晶的微裂纹。这些微裂纹在拉应力的作用下发生桥接形成主裂纹,最终引起合金发生沿晶破裂(见图 6(b))。另一方面,由于 S 相熔点较低,当合金在(490 °C, 0.001 s⁻¹)变形时, S 相完全弱化并且成为合金变形的薄弱环节。在该变形条件下,2 号合金中沿晶分布的 S 相同样容易导致晶界开裂现象(见图 6(h)),使其峰值应力明显降低(小于 1 号合金的峰值应力)。

此外,当变形温度在 390~440 °C 区间, S 相相对基体具有较高的强度。在变形过程中,晶界处连续析出的 S 相对位错运动具有较强的阻碍作用。位错运动至晶界处并大量塞集,使晶界处具有较高的畸变能,为晶界处再结晶晶粒的形核提供了较高的形变储能。因此,在(440 °C, 0.001 s⁻¹)的变形条件下,晶界处具有连续 S 相的 2 号合金比 1 号合金的再结晶晶粒数目

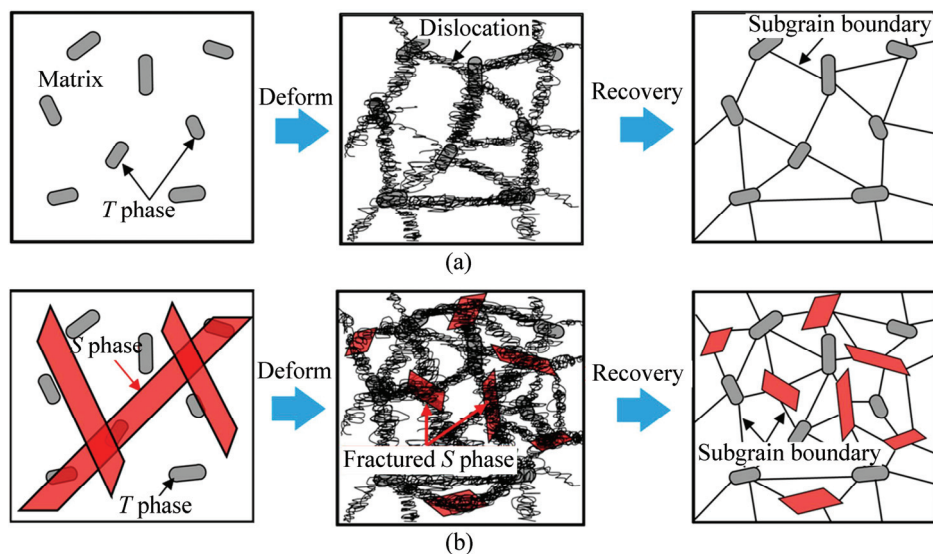


图 12 合金中第二相粒子对其变形特征的影响机理

Fig. 12 Schematic diagrams of effects of second phase particles on deformation mechanisms of alloy: (a) Alloy 1; (b) Alloy 2

更多, 晶粒更加细小(见图 8(b))。

3.2 晶内的板条状 S 相对合金变形行为的影响

相比于晶界处的连续 S 相, 晶内板条状 S 相的尺寸较小并且分布也较为弥散, 因此其对合金变形过程中的不利影响要小得多。

根据图 10(a)和图 11(a)的可知, 合金晶内弥散分布的 T 相粒子一方面对位错有强烈的阻碍作用, 可以抑制位错的长程滑移, 促进更多滑移系的开启, 从而使合金变形更加均匀(见图 12(a))。另一方面, 在变形的回复阶段, T 相粒子对亚晶界有显著的钉扎作用, 能够抑制亚晶的长大, 从而起到细化晶粒的作用。

合金晶内的板条状 S 相在变形过程中发生破碎并形成许多尺寸更小的 S 相粒子(见图 12(b))。这些 S 相对合金变形行为的影响与晶内弥散分布的 T 相类似。一方面, S 相粒子弥散分布在合金晶粒内部, 对位错起到明显的阻碍作用。由于 S 相数目众多, 其使得合金中的位错分布更加均匀, 在一定程度上也促进合金更均匀地变形。相比于 1 号合金, 2 号合金晶内既有大量 S 相粒子同时又有大量 T 相粒子, 对位错运动的阻碍作用更强, 因此在相同的变形条件下具有较高的峰值应力。此外, 由于 T 相和 S 相对位错长程滑移的抑制作用, 2 号合金滑移系开启得更多, 因此合金的交滑移特征也更加显著(见图 7(b)), 使得合金具有较高的塑性流变特征。在合金变形的回复阶段, 晶内的 S 相粒子同样对亚晶界具有较强的钉扎作用, 从而使 2 号合金具有更小的亚晶粒尺寸(见图 11(b))。

4 结论

1) 制备了不含粗大 S 相(1 号合金)和富含粗大 S 相(2 号合金)两种典型组织特征的 2E12 合金, 并对合金在 340~490 °C, 0.001~10 s⁻¹ 条件下的热变形行为进行研究。在实验所涉及变形温度和应变速率中, 除 490 °C、0.001 s⁻¹ 外, 2 号合金在其他相同的变形条件下的峰值应力高于 1 号合金的。

2) 在(340 °C, 10 s⁻¹)变形时, 1 号合金的三叉晶界区域容易出现变形失稳, 而 2 号合金则出现明显的沿晶裂纹。在 490 °C、0.001 s⁻¹ 变形时, 2 号合金晶界处的 S 相已经完全弱化, 容易导致合金沿晶破裂。两种合金在 440 °C、0.001 s⁻¹ 下变形时具有较好的加工塑性。

3) 在变形过程中, 2 号合金晶内的 S 相和 T 相对位错运动有明显的阻碍作用, 从而使合金的峰值应力明显提高。此外, 晶内的 S 相还能促进交滑移, 促使合金变形更均匀。

4) 在回复过程中, 合金晶内的 S 相和 T 相能够钉扎亚晶界, 从而抑制晶界的迁移从而细化晶粒。

REFERENCES

- [1] SCHIJVE J. Fatigue damage in aircraft structures, not wanted, but tolerated?[J]. International Journal of Fatigue, 2009, 31:

- 998–1011.
- [2] CHEN Y Q, PAN S P, ZHOU M Z, YI D Q, XU D Z, XU Y F. Effects of inclusions, grain boundaries and grain orientations on the fatigue crack behaviors in 2524-T3 aluminum alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 580:150–158.
- [3] 闫 亮, 杜凤山, 戴圣龙, 杨守杰. 微观组织对 2E12 铝合金疲劳裂纹扩展的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(7): 1275–1281.
- YAN Liang, DU Feng-shan, DAI Sheng-long, YANG Shou-jie. Effect of microstructures on fatigue crack propagation in 2E12 aluminum alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2010, 20(7): 1275–1281.
- [4] CHEN Y Q, YI D Q, JIANG Y, WANG B, LIU H Q. Concurrent formation of two different type precipitation-free zones during the initial stage of homogenization[J]. *Philosophical Magazine*, 2013, 93(18): 2269–2278.
- [5] YI D, YANG S, DENG B, ZHOU M. Effect of pre-strain on fatigue crack growth of 2E12 aluminum alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2014, 17(S1): s141–s144.
- [6] SUN Z C, YIN J L, YANG H. Microstructure evolution and microhardness of 7075 aluminum alloy during heat treatment by considering hot deformation history[J]. *Advanced Materials Research*, 2013, 699: 851–858.
- [7] RIOJA R J, LIU J. The evolution of Al-Li base products for aerospace and space applications[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, 43: 3325–3337.
- [8] 黄裕金, 陈志国, 舒 军, 刘瑶琼, 周 娴. 2E12 铝合金的高温塑性变形流变应力行为[J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(11): 2094–2100.
- HUANG Yu-jin, CHEN Zhi-guo, SHU Jun, LIU Qiong-yao, ZHOU xian. Flow stress behavior of 2E12 aluminum alloy during hot plastic deformation at high temperature[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2010, 20(11): 2094–2100.
- [9] 杜凤山, 邓少奎, 闫 亮, 戴圣龙. 2E12 铝合金铸锭过烧温度及高温塑性研究[J]. *材料工程*, 2008, 7: 18–21.
- DU Feng-shan, DENG Shao-kui, YAN Liang, DAI Sheng-long. Study on overheat temperature of ingot and high temperature plasticity of 2E12 aluminum alloy[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2008, 7: 18–21.
- [10] 黄裕金, 陈志国. 2E12 铝合金热变形过程中的动态软化机制[J]. *机械工程材料*, 2011, 35(11): 22–27.
- HUANG Yu-jin, CHEN Zhi-guo. Dynamic softening mechanism of 2E12 aluminum alloy during hot deformation[J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2013, 35(11): 22–27.
- [11] NIKULIN I, KIPELOVA A, MALOPHEYEV S, KAIBYSHEV R. Effect of second phase particles on grain refinement during equal-channel angular pressing of an Al-Mg-Mn alloy[J]. *Acta Materialia*, 2012, 60: 487–497.
- [12] CHEN Y Q, YI D Q, JIANG Y, WANG B, XU D Z, LI S C. Twinning and orientation relationships of T-phase precipitates in an Al matrix[J]. *Journal of Materials Science*, 2013, 48: 3225–3231.
- [13] 陈宇强, 潘素平, 刘文辉, 蔡志华, 唐思文, 唐昌平. 析出相对 Al-Cu-Mg 合金蠕变行为的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2015, 25(4): 900–909.
- CHEN Yu-qiang, PAN Su-ping, LIU Wen-hui, CAI Zhi-hua, TANG Si-wen, TANG Chang-ping. Effect of precipitates on creep behaviors of Al-Cu-Mg alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2015, 25(4): 900–909.
- [14] 陈宇强, 易丹青, 潘素平, 黄 霞, 周明哲, 王 斌. 蠕变温度对 Al-Cu-Mg 合金晶内 S'相析出过程的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2011, 40(1): 63–68.
- CHEN Yu-qiang, YI Dan-qing, PAN Su-Ping, HUANG Xia, ZHOU Ming-zhe, WANG Bin. Effects of creep temperatures on the precipitation of S' phases in Al-Cu-Mg alloys[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2011, 40(1): 63–68.
- [15] 陈学海, 陈康华, 董朋轩, 彭国胜, 陈送义. 7085 铝合金的热变形组织演变及动态再结晶模型[J]. *中国有色金属学报*, 2013, 23(1): 45–50.
- CHEN Xue-hai, CHEN Kang-hua, DONG Peng-xuan, PENG Guo-sheng, CHEN Song-yi. Microstructure evolution and dynamic recrystallization model of 7085 aluminum alloy during hot deformation[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2013, 23(1): 45–50.
- [16] CHEN S, CHEN K, PENG G, JIA L. Effect of initial microstructure on hot workability of 7085 aluminum alloy[J]. *Transaction of Nonferrous Metals Society of China*, 2013, 23(4): 956–963.
- [17] EBRAHIMI G R, ZAREI-HANZAKI A, HAGHSHEENAS M, ARABSHAHI H. The effect of heat treatment on hot deformation behaviour of Al 2024[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, 206: 25–29.
- [18] 李文斌, 潘清林, 刘俊生, 梁文杰, 刘晓艳, 何运斌. 含 Sc 超高强铝合金热压缩时的流变行为和组织演变[J]. *材料工程*, 2010, 2: 25–32.
- LI Wen-bin, PAN Qing-lin, LIU Jun-sheng, LIANG Wen-jie, LIU Xiao-yan, HE Yun-bin. The flow behavior and microstructural evolution of ultra-high strength aluminum alloy containing Sc under elevated temperature compression[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2010, 2: 25–32.
- [19] 周 坚, 潘清林, 张志野, 陈 琴. 7B50 铝合金热变形组织演变[J]. *材料热处理技术*, 2012, 41(2): 20–24.
- ZHOU Jian, PAN Qing-lin, ZHANG Zhi-ye, CHEN Qin. Microstructure evolution of 7B50 alloy during hot deformation[J]. *Material & Heat Treatment*, 2012, 41(2): 20–24.
- [20] ZHU F, WU H, LEE S, LIN M, CHEN D. Dynamic behavior of a 6069 Al alloy under hot compression[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 640: 385–393.
- [21] SHI C, CHEN X G. Effect of Zr addition on hot deformation

behavior and microstructural evolution of AA7150 aluminum alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 596: 183–193.

dynamic microstructural evolution of AA7150 aluminum alloy at high strain rate during hot deformation[J]. Transaction of Nonferrous Metals Society of China, 2016, 26(1): 51–62.

[22] JIANG F, ZHANG H, WENG S, FU D. Characterization of

Effects of coarse *S* phase on hot deformation behaviors and microstructure evolutions of 2E12 aluminum alloy

CHEN Yu-qiang¹, SONG Wen-wei¹, PAN Su-ping², LIU Wen-hui^{1,3}, TANG Chang-ping^{1,3}

- (1. Hunan Provincial Key Laboratory of High Efficiency and Precision Machining of Difficult-to-cut Material, Hunan University of Science and Technology, Xiangtan 411201, China;
2. Advanced Research Center, Central South University, Changsha 410083, China;
3. Key Laboratory of High Temperature Wear Resistant Materials Preparation Technology of Hunan Province, Xiangtan 411201, China)

Abstract: Two kinds of alloys featured with free of *S* phase (alloy 1) and enriched with *S* phase (alloy 2) were prepared. Combined isothermal hot compression test and microstructure observation, the hot deformation behaviors of two alloys were studied at the temperature range of 340–490 °C and strain rate range of 0.001–10 s⁻¹. The results show that, compared with alloy 1, alloy 2 possesses higher peak-stress when deformed at the same conditions. When deformed at (340 °C, 10 s⁻¹), the main failure modes for alloy 1 and alloy 2 are unstable deformation at triple grain boundaries (GBs) and intergranular cracking caused by brittle fracture of *S* phase, respectively. When deformed at (490 °C, 0.001 s⁻¹), the *S* phase located at GB is completely weakened which leads to the intergranular cracking of alloy 2. During deformation, the grain interior *S* phase and *T* phase not only hinder dislocation motion but also promote homogenous deformation of alloy. During recovery, the grain interior *S* phase and *T* phase can pin subgrain boundaries and thus refine grain size.

Key words: 2E12 aluminium alloy; hot deformation; *S* phase

Foundation item: Project(51405153, 51475162) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2015-09-28; **Accepted date:** 2016-09-19

Corresponding author: CHEN Yu-qiang; Tel: +86-731-58290019; E-mail: yqchen1984@163.com

(编辑 王 超)