



CrMn 比对 Al-Mg-Si 合金的高温变形行为与变形组织的影响

赵仕林¹, 汤 姣¹, 张宇修¹, 长海博文², 杨续跃¹

(1.中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;
2.苏州大学 沙钢钢铁学院, 苏州 215006)

摘 要: 结合金相显微镜(OM)、电子背散射衍射技术(EBSD)等来分析 CrMn 比对 Al-Mg-Si 合金在变形温度为 400~560 °C, 应变速率为 0.3 s⁻¹ 的单轴压缩实验下的变形行为以及组织的影响。结果表明: 在同一变形条件下, CrMn 比越大, 合金的峰值流变应力越大。在高温变形时, 发生的动态软化主要为动态回复(DRV)和部分动态再结晶(DRX)。不同 CrMn 比阻碍合金发生 DRV/DRX 的程度不同, 其中 0.5CrMn 合金阻碍程度最大。在热变形过程中, 亚晶尺寸与稳态流变应力相关, 且稳态流变应力与亚晶尺寸的倒数呈线性关系。

关键词: Al-Mg-Si 合金; 热变形; 动态回复; 动态再结晶; 亚晶尺寸

文章编号: 1004-0609(2021)-xx--

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

引文格式: 赵仕林, 汤 姣, 张宇修, 等. CrMn 比对 Al-Mg-Si 合金的高温变形行为与变形组织的影响[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(x): xxxx-xxxx. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36638

ZHAO Shi-lin, TANG Jiao, ZHANG Yu-xiu, et al. Effects of ratios of Cr to Mn on hot deformation behavior and microstructural evolution of Al-Mg-Si alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(x): xxxx-xxxx. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36638

近年来, 在汽车和航空航天业的推动下, 企业对在高温下工作的铝合金的需求增加, 因此提高铝合金在高温下的性能显得尤为重要。弥散强化是铝合金在中高温下的主要硬化机制, 这引起了学术界和工业界对弥散强化铝合金的发展产生了浓厚的兴趣^[1-4]。最近有研究表明, 在合金中加入 Mn 元素或其他过渡元素所形成的化合物来引进大量、热稳定性高的弥散相, 从而显著地提高了室温强度尤其是高温强度。例如, 3 系以及 6 系合金中的 Al(MnFe)Si^[2, 5-6], 5 系合金中的 Al₆(MnFe)^[7-8]。对于 6 系合金而言, Mn 和 Cr 元素的加入可以提高合金的强度、控制晶粒结构以及推迟动态再结晶, 并且能够将粗大的 AlFeSi 相转变成颗粒状的 Al(MnCrFe)Si 相, 从而降低杂质元素 Fe 在高温变形过程中的不利影响^[9-10]。而彻底了解高温变形行

为以及微观组织的演变对设计、控制、仿真以及优化工业上高温变形参数的选择有重大作用。由于热压样品几何的简单性, 应力状态与热变形的(如热锻)相似性, 所以可以用热压缩来模拟热成型过程^[11]。在热变形过程中最为重要的一个因素是流变应力, 它对变形所需要的载荷以及冶金转变动力学有重要的影响。而流变应力与合金的化学成分、热处理历史以及组织有很密切的关系^[12-13]。目前, 已经有不少人通过调整铝合金的化学成分来研究高温变形过程中的变形行为, 例如, 向 7 系铝合金中加入 Zr、V 元素来研究热变形行为以及对动态再结晶(DRX)的影响^[14], 6 系铝合金中 Mn 元素以及含 Mn 析出相对热变形行为和高温组织的影响^[15], MgSi 比对 Al-Mg-Si-Cu 四元合金在高温变形下的热稳定性、自然时效以及析出相强化的影响^[16], 等等。但

基金项目: 国家自然科学基金联合基金项目(U1864209)

收稿日期: 2020-10-23; **修订日期:** 2021-05-23

通信作者: 杨续跃, 教授, 博士; 电话: 13873133470; E-mail: yangxuyue@mail.cus.edu.cn

是,对于CrMn比对Al-Mg-Si合金的高温变形行为以及变形组织的影响没有一个系统的研究。

在本文中,主要研究CrMn比对Al-Mg-Si合金的高温变形行为以及变形组织的影响。通过热压曲线、DRX/DRV、第二相、亚晶尺寸等方面来研究以上内容。通过金相显微镜(OM)与电子背散射衍射分析(EBSD)技术来深入研究CrMn比对DRX/DRV与亚晶尺寸的影响。

1 实验步骤

本文采用的Al-Mg-Si-Cu-xMn-yCr($x+y=0.9$),将 $w=y/x$ 的合金计为 w CrMn)合金均由铸造获得,尺寸为 $100\text{ mm}\times 100\text{ mm}\times 30\text{ mm}$,其合金成分见表1。在热变形前,先进行 $560\text{ }^\circ\text{C}$ 、 10 h 的均匀化热处理,加热炉的升温速率为 $8\text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$,随后立即进行水冷。在均匀化后的样品上切取热变形的样品,尺寸为 $9\text{ mm}\times 9\text{ mm}\times 10\text{ mm}$,在样品以及模具上下两个表面涂抹石墨以便减少两者之间的摩擦力,从而减少变形的不均匀性,随后将样品以及模具放入升温速率为 $2\text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ 的电阻炉中升温到所需温度并保温 10 min 来减小温度梯度的影响,得到温度稳定和分布均匀的模具与样品。之后快速将模具及样品放入万能电子试验机(WDW-100A)下进行压缩,其中变形温度范围为 $400\sim 560\text{ }^\circ\text{C}$,应变速率为 0.3 s^{-1} 。样品在高度方向的变形量为 $60\%\sim 65\%$ (真应变约为 $\epsilon=1.0$),随后立即进行水冷以便获得特定变形温度下的组织。

为了分析均匀化后的组织,将均匀化后样品进行研磨、抛光并用 0.5% 氢氟酸(HF)溶液腐蚀 40 s ,随后在光学显微镜(OM)以及扫描电子显微镜(SEM)下进行观察。

为了分析热变形后的组织,将变形的样品沿中心线平行于压缩轴切开并选取中心部分进行研磨、

抛光。其中一部分用科勒试剂(5 mL 稀硝酸(HNO_3), 3 mL 稀盐酸(HCl), 2 mL 氢氟酸(HF)以及 190 mL 水(H_2O))腐蚀 $30\sim 40\text{ s}$,随后在OM下观察金相组织。为了更加深入的了解高温组织结构,将另外一部分则用来在SEM中做电子背散射衍射(EBSD)分析,其制样只需在机械抛光的基础上进行电解抛光,抛光液为 10% 高氯酸(HClO_4)和 90% 酒精($\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$),抛光时间为 $1\sim 2\text{ min}$,并将所得的数据在TSL™OIMAnalysis 8 software上进行分析。同时,变形样品的亚晶尺寸采用线截法进行测量,为了保证数据的可靠性,在每个样品中至少选取 80 个亚晶进行测量。在EBSD图像分析中,取向差角度为 $2^\circ\sim 5^\circ$, $6^\circ\sim 15^\circ$ 和大于 15° 的边界分别为低、中和高角度晶界,将取向差角度低于 2° 视为样品表面以及抛光条件所引起的误差,故不予以考虑。

2 实验结果与讨论

2.1 均匀化组织分析

经过均匀化热处理的 0.3CrMn 合金的扫描图见图1。其组织包括了铝基体($\alpha(\text{Al})$)、白色的块状相($\alpha\text{-AlMnFeSi}$ 和 $\alpha\text{-AlMnCrFeSi}$)以及黑色的颗粒状相(Mg_2Si)。由于其他几种合金均匀化热处理之后的扫描组织相差不大,所以只展示了 0.3CrMn 合金的组织。

为了更好的观察均匀化热处理后细小弥散的析出相,用 0.5% HF溶液腐蚀后的合金进行扫描分析,其扫描图见图2。由于 0.1CrMn 、 0.3CrMn 以及 0.5CrMn 合金的组织相似,故只给出了 0.3CrMn 合金的扫描图。图2中可见 0.0CrMn 合金与 0.3CrMn 合金中均存在许多尺寸细小的弥散相,其中 0.3CrMn 合金具有更多数量的弥散相。查阅相关文献表明^[18-19],这些细小的相为 $\alpha\text{-Al}(\text{MnFe})\text{Si}$ 、 $\alpha\text{-Al}(\text{MnCrFe})\text{Si}$ 等弥散相。

表1 合金的化学成分

Table 1 Composition of experimental alloys (mass fraction, %)

Alloys	Cr/Mn	Si	Mg	Cu	Mn	Cr	Fe	Al
1	0.0	1.1	0.9	0.6	0.9	0.0	<0.15	Bal.
2	0.1	1.1	0.9	0.6	0.8	0.1	<0.15	Bal.
3	0.3	1.1	0.9	0.6	0.7	0.2	<0.15	Bal.
4	0.5	1.1	0.9	0.6	0.6	0.3	<0.15	Bal.

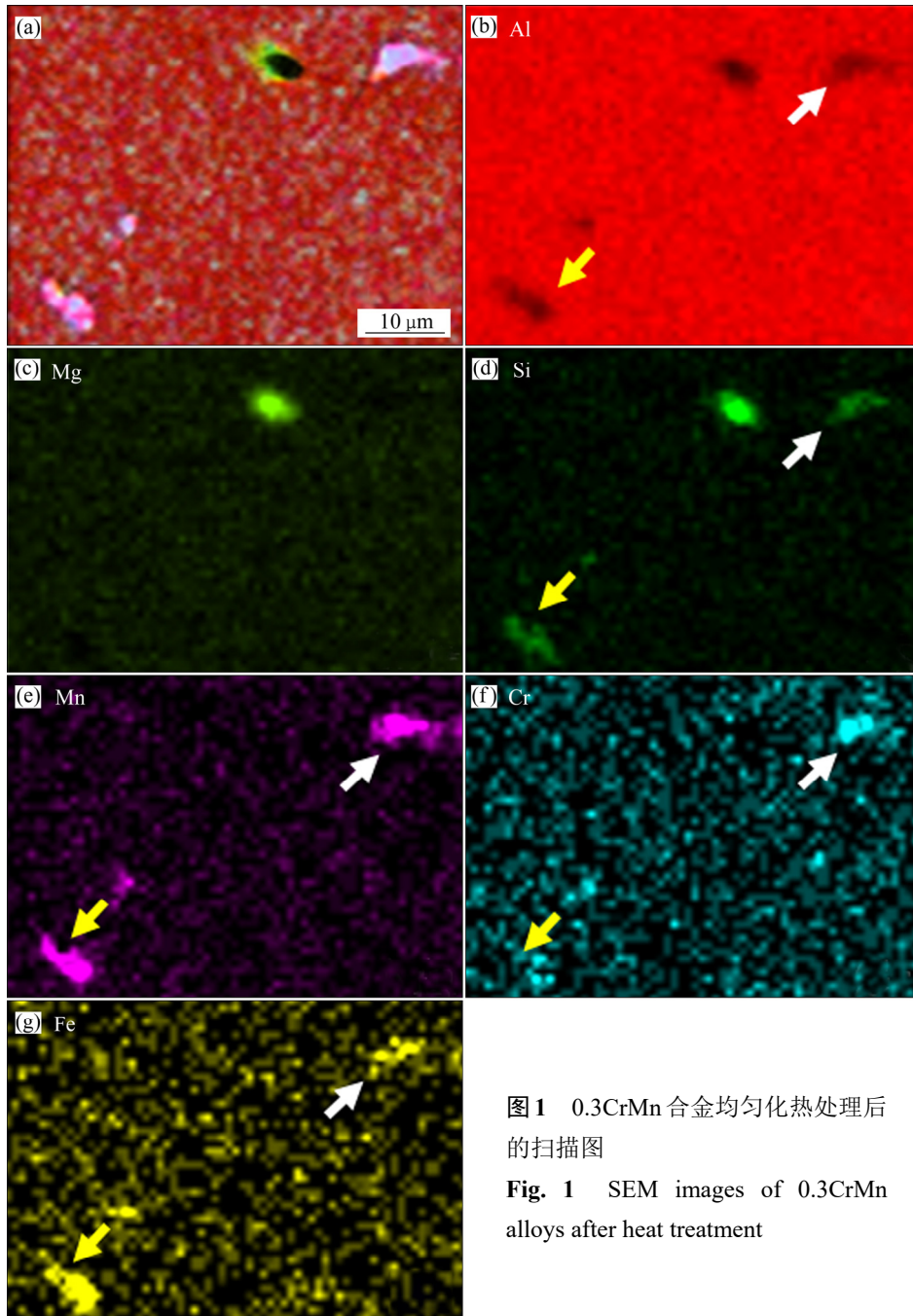


图 1 0.3CrMn 合金均匀化热处理后的扫描图
Fig. 1 SEM images of 0.3CrMn alloys after heat treatment

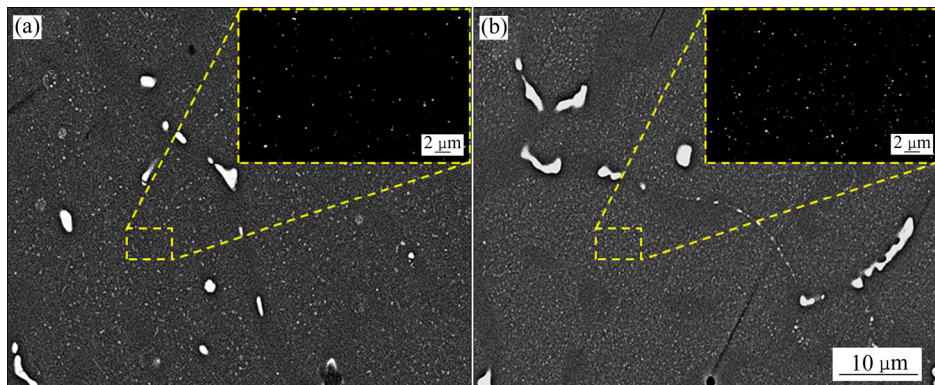


图 2 不同 CrMn 比合金均匀化热处理后扫描图
Fig. 2 SEM images of 0.0CrMn(a), 0.3CrMn(b) after heat treatment

2.2 应力应变曲线分析

图3所示为不同合金在不同温度下的真应力-真应变曲线。不难看出随着变形温度的降低,流变应力升高。这是由于温度的提高有利于位错的运动,位错之间容易发生湮灭,使得位错密度下降,从而在相当大的程度上减小了流变应力。此外,注意到真应力-真应变曲线有两种形态。在较低温(400 °C)时,流变应力到达峰值应力后,随着变形程度的增加,呈现先减小后趋于稳定值的趋势。在较高温(400~560 °C)时,流变应力呈现先增大后趋于稳定的趋势。

在高温变形下,真应力-真应变曲线反映了在变形过程中加工硬化与动态软化的竞争关系。在变形初期,主导机制是加工硬化,这是由于多滑移系的开启、位错的增殖,在加上第二相的作用^[18-19],从而使得流变应力增大。动态软化主要包括两个方

面,热软化以及组织结构软化。由于本实验采取的应变速率为 0.3 s^{-1} 小于等于 1.0 s^{-1} 以及铝合金具有良好的导热性,所以其变形过程中由于热量集中而导致的温升程度并不大,热软化效应基本可以忽略不计^[20]。而对于组织结构软化主要包括DRV,DRX,析出相的粗化与固溶,亚晶尺寸的粗化。随着变形程度的增大以及温度的升高,位错运动加强以及DRV/DRX的发生会降低流变应力,因此,当加工硬化弱于动态软化时,流变应力便会降低,也就出现了第一种真应力-真应变曲线的形态。

图4所示为CrMn比峰值流变应力-温度曲线。图中可以看出对于同一种合金而言,其峰值流变应力随着温度的升高而降低。此外,还可以观察到在同一变形温度下,峰值流变应力随着CrMn比的增大而增大,且不同CrMn比之间的峰值应力差距与CrMn比以及变形条件有关。

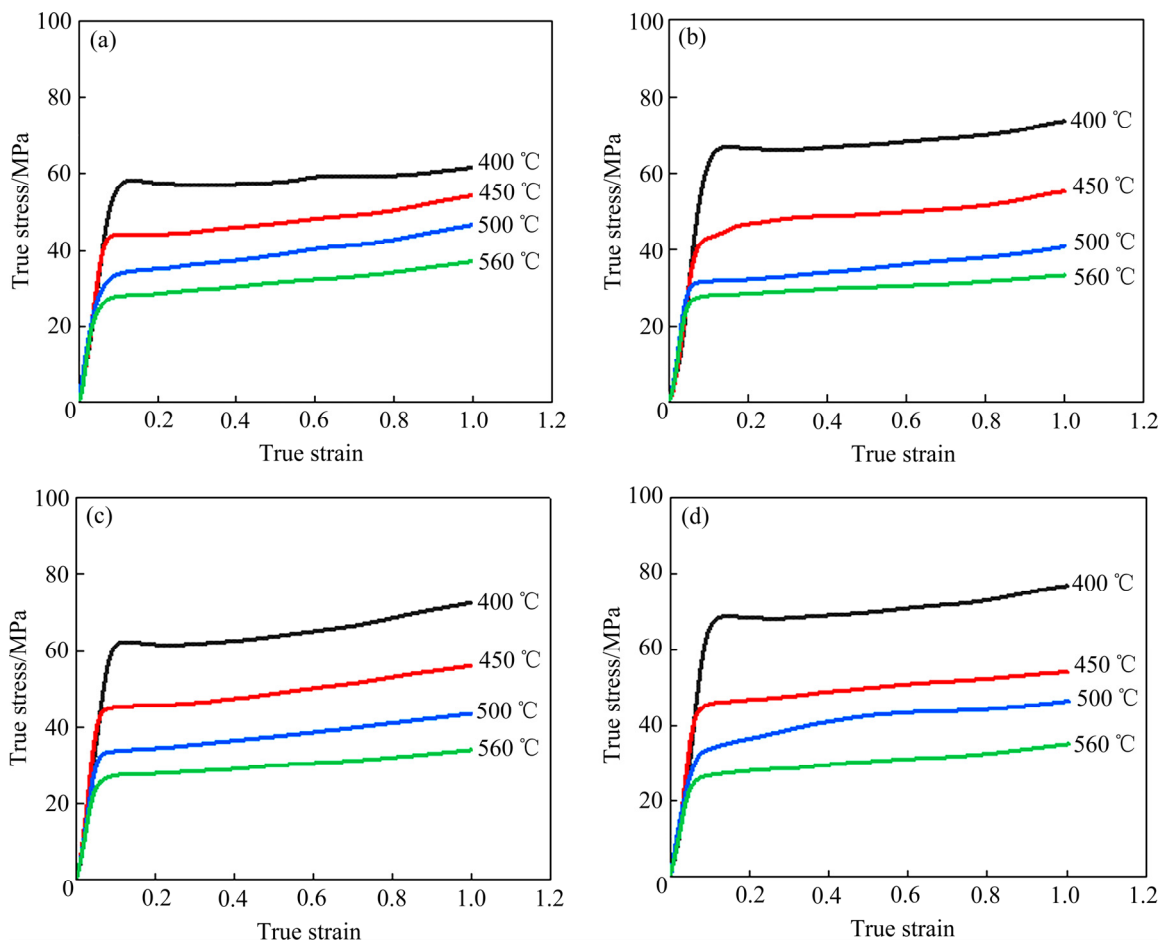


图3 不同CrMn比合金的热变形曲线

Fig. 3 Typical true stress versus true strain curves during hot deformation: (a) 0.0CrMn; (b) 0.1CrMn; (c) 0.3CrMn; (d) 0.5CrMn

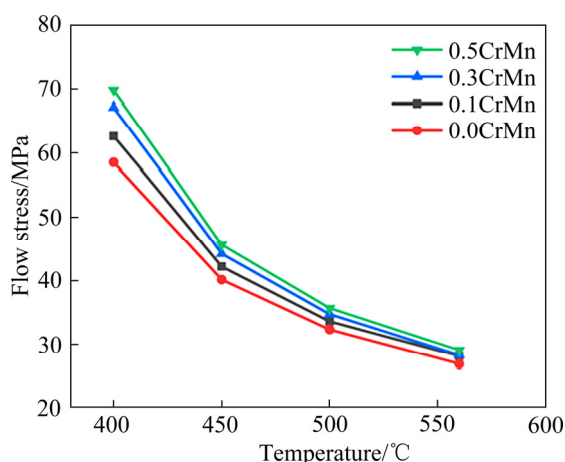


图 4 实验合金的峰值流变应力与变形温度的关系

Fig. 4 Typical peak flow stresses of four experimental alloys as a function of temperature

值得注意的是, 在较低变形温度(400~450 °C)时, 0.3CrMn 和 0.5CrMn 合金峰值应力与 0.0CrMn 合金的峰值应力相差较大, 比如说, 变形温度为 400 °C 时, 0.3CrMn 与 0.5CrMn 合金的峰值应力分别为 69.82 MPa、67.15 MPa, 而 0.0CrMn 的峰值应力为 57.45 MPa。而在较高变形温度(500~560 °C)时, 不同 CrMn 比之间的峰值应力相差不大, 此时

合金以及 0.0CrMn 合金的峰值应力分别为 29.03 MPa、26.85 MPa。

实验结果表明, 不同 CrMn 比合金之间的峰值流变应力的差距随着温度的升高而降低。这是由于在较低温时, 有大量的第二相未溶入基体当中, 再加上不同 CrMn 比合金之间的析出相的数量有较为明显的差距, 所以在峰值流变应力上呈现出了较大的差距。而随着变形温度的提高, 第二相的回溶, 使得不同 CrMn 比合金之间的第二相在数量上的差距减小了, 加上温度的提升有利于位错的运动加强, 位错滑移, 交滑移, 攀移等运动方式得到加强, 使得位错之间以及与第二相之间的相互作用减弱, 值流变应力之间的差距减小。同样地, 在同一变形条件下, CrMn 比越大, 其峰值流变应力也越大, 这是由于不同 CrMn 比合金在第二相的数量上有较大的区别(见图 2)。

2.3 热变形组织分析

图 5 与图 6 所示为不同 CrMn 比在不同变形温度下的光学组织。

图 5 为变形温度 400 °C 的光学组织, 可见热变

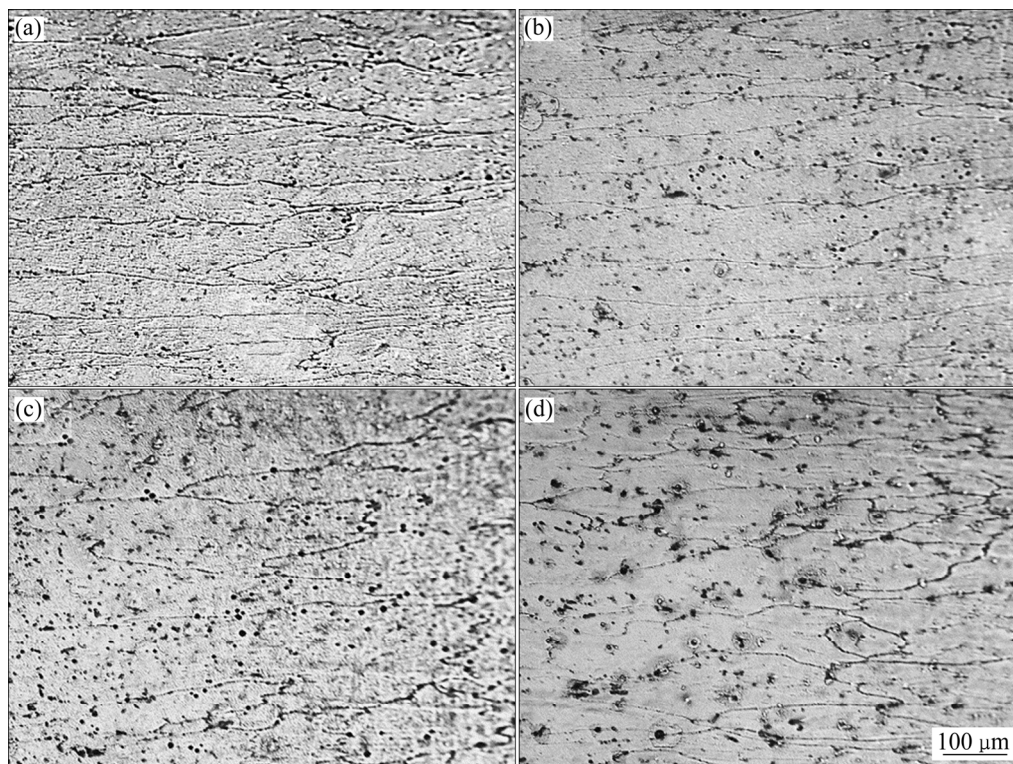


图 5 400 °C 热变形光学组织

Fig. 5 Optical microstructure of hot deformed samples (a) 0.0CrMn; (b) 0.1CrMn; (c) 0.3CrMn; (d) 0.5CrMn to a strain of

1.0 at temperature of 400 °C

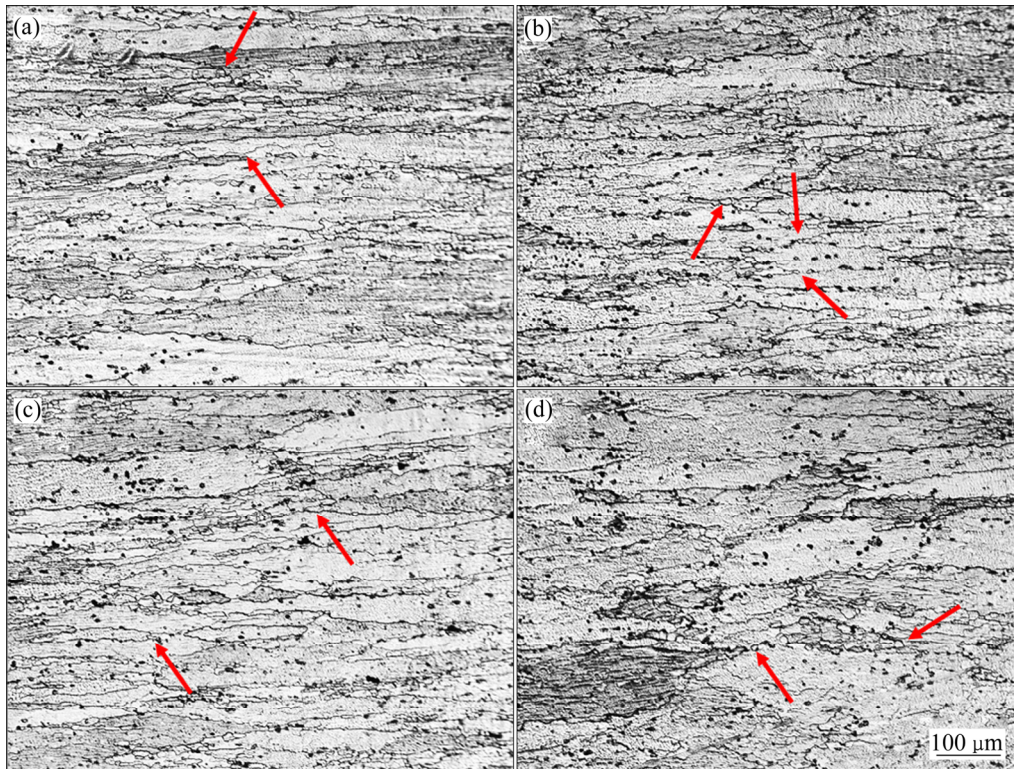


图6 560 °C热变形光学组织

Fig. 6 Optical microstructure of hot deformed samples (a) 0.0CrMn; (b) 0.1CrMn; (c) 0.3CrMn; (d) 0.5CrMn to a strain of 1.0 at temperature of 560 °C

形过程中的晶粒沿着垂直于压缩方向上被拉长，并且观察不到裂纹、孔洞等缺陷。此外，还能够观察到拉长晶粒的长短轴之比与CrMn比有关，例如，0.0CrMn合金的长短轴之比明显比0.5CrMn合金大。这是由于在CrMn比较高的合金中具有较多的第二相，对晶粒的变形有着较大的阻碍作用，从而使得变形晶粒难以变为“扁平”的晶粒。与图6相比，显而易见的是图中观察不到一些尺寸比较小、等轴状的晶粒，这表明在该变形温度条件下，主要发生了DRV。

当变形温度升高至560 °C时(见图6)，可见在变形晶粒内部或者晶界周围可以看到一些细小、等轴的晶粒，表明该变形温度下的合金发生了部分DRV以及再结晶晶粒容易在晶界处形成。与图5相比，再结晶晶粒的大小以及数量都有了较为明显的提高。除此之外，再结晶晶粒所占的比例与CrMn比有关，且CrMn比越大，再结晶所占的比例越小。另一方面，该变形温度下存在着一部分变形晶粒的

晶界呈现明显的锯齿状突起，如果达到某一临界的应变，会导致突起与晶界的分离，从而得到由GDRX产生的新晶粒^[17]，如图中红色箭头所示。

2.4 EBSD分析

EBSD用来揭示在光学组织当中观察不到的亚结构。在图7与图8的反极图(IPF)中，白色的线条代表2°~15°的低角度晶界，黑色的线条代表大于15°的高角度晶界。

图7可见拉长晶粒的整个内部都存在着大量的低、中角度晶界，这表明在变形晶粒内部存在位错墙以及亚晶。通过图9(a)以及图7(a)~(d)之间的对比，不难发现DRV与CrMn比有关。CrMn比越高的合金具有更高比例的低角度晶界和更低比例的高角度晶界，这表明不同CrMn比合金对DRV的阻碍程度不同。其中，0.5CrMn合金具有最低比例的高角度晶界，对DRV产生了最大的阻碍作用，这是由于0.5CrMn合金引入第二相的数量最多。同样

地, 图 7 中也可见不同 CrMn 比合金中的再结晶数量和大也不一样, 其中 0.0CrMn 相对而言具有更

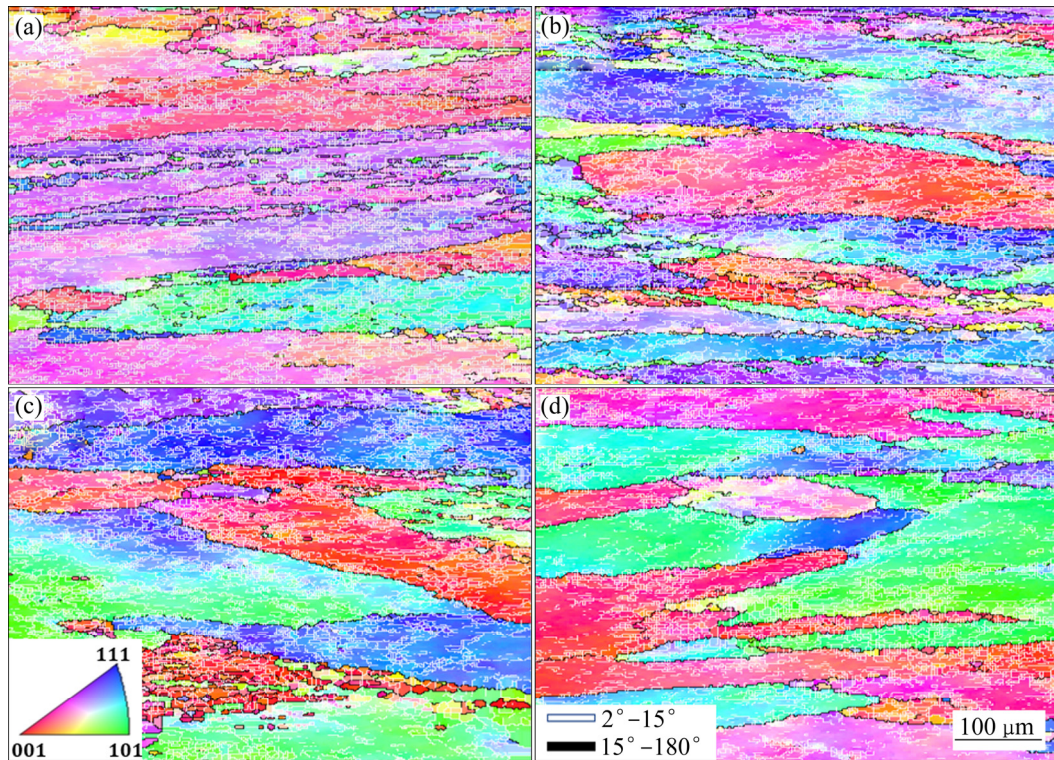


图 7 400 °C热变形组织 IPF 图

Fig. 7 IPF maps presenting microstructure in hot compressed samples (a) 0.0CrMn; (b) 0.1CrMn; (c) 0.3CrMn; (d) 0.5CrMn to a strain of 1.0 at temperature of 400 °C

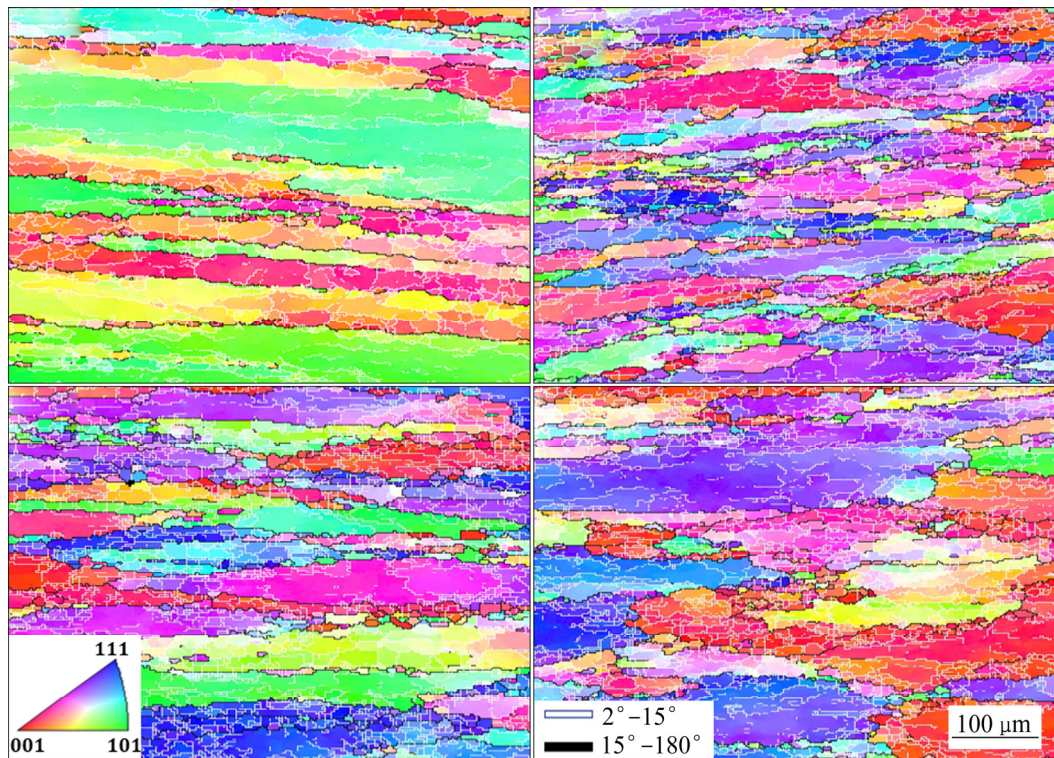


图 8 560 °C热变形组织 IPF 图

Fig. 8 IPF maps presenting microstructure in hot compressed samples (a) 0.0CrMn; (b) 0.1CrMn; (c) 0.3CrMn; (d) 0.5CrMn to a strain of 1.0 at temperature of 560 °C

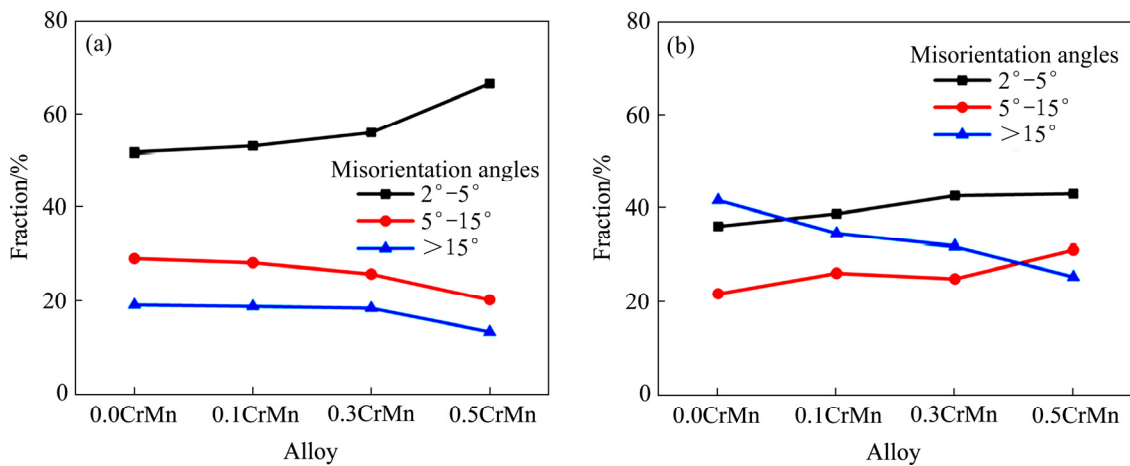


图 9 不同变形温度下的取向差角度分布与不同 CrMn 比合金的关系

Fig. 9 Evolution of misorientation angle distribution of boundaries as a function of ratio of Cr to Mn under different deformation temperature: (a) 400 °C; (b) 560 °C

多更小的再结晶晶粒, 进一步的佐证了上述的观点。当变形温度升高到 560 °C 时, 图 8 中能看到许多变形晶粒内部亚结构变得更为平直、规整, 亚晶尺寸更大, 亚结构密度减小, 这表明, 变形温度的提高促进了 DRV。这与图 9(b) 中所有合金具有更低比例低角度晶界以及更高比例的高角度晶界一致。值得注意的是, 图中存在一部分再结晶晶粒内部没有亚结构存在, 其可能是在变形结束或者在水淬的时候形成的, 这种现象也出现在 AA6099 合金和 Al-Zn-Mg-Cu 合金的热变形过程中^[21]。

图 8 中主要发生了三种 DRX: CDRX、DDRX 以及 GDRX。1) 图中可见变形晶粒中的两个相邻亚晶之间存在颜色梯度, 这表明, 在变形的过程中相邻亚晶之间的取向差增大。在变形过程中, 亚晶界的取向差通过扩散以及亚晶旋转来增大, 当亚晶界的取向差角度大于 15° 时, 就完成了 LAGBs 向高 HAGBs 的转变过程, 便产生了 CDRX 晶粒。2) 可以看到有些小晶粒分布在锯齿状突起的晶界周围, 晶界的弯曲突起是由于晶界两侧的位错密度不同导致的, 晶界会向着位错密度更高的地方突起, 这为 DDRX 的发生提供了条件, 因为开始发生 DDRX 的一个重要特征就是晶界呈锯齿状突起。DDRX 的进行是通过形核与长大这两个过程, 整个过程所需要的能量由位错销毁释放出来的能量来提供。因此, DDRX 晶粒一般在位错密度较大区域或者是三个晶界交叉处形成。3) 可以观察到在一些拉长晶粒的末端存在细小的再结晶晶粒, 这是由 GDRX 产生

的。它的形成与变形晶粒内部亚晶尺寸有关, 当变形晶粒的厚度为亚晶尺寸的 2~3 倍时, 晶粒便会在其晶粒边界的接触点处分裂, 从而形成了 GDRX 晶粒。这种再结晶机制首次在商用纯铝被观察到, 也在后续的一些研究中观察到了这种动态再结晶机制, 比如热变形过程中的 AA7050 合金与 AA6099 合金^[17, 22]。

此外, 从图 7、图 8 以及图 10 中看出亚晶的尺寸大小与 CrMn 比有关在变形温度为 400 °C 时, 亚晶尺寸都非常小(8.185~10.975 μm), 这表明在变形过程中对 DRV 的强烈阻碍作用。变形温度升高到 560 °C 时, 亚晶尺寸明显的增加(14.665~22.09 μm), 这也表明了不同 CrMn 比对 DRV 以及 DRX 的阻碍程度不同。图 11 描绘了稳态流变应力 σ (MPa) 与亚晶尺寸 d (μm) 的关系。亚晶尺寸随着稳态流变应力的增加而减小。稳态流变应力与亚晶尺寸根据 MCQUEEN 与 JONAS 提出的等式可以建立一个良好的线性关系, 见式(1)。

$$\sigma = 656.88d^{-1} - 8.37 \quad (1)$$

这种关系与相关文献报道的铝合金在热变形以及热挤压下的结果非常吻合^[23, 24]。它表明了变形条件以及不同 CrMn 比影响亚晶的尺寸, 进而决定了流变应力的大小。

随着变形温度的提高, 原子扩散速度加快, 亚晶界与晶界的迁移速率加快, 位错容易产生交滑移和攀移, 以上的种种因素都可以促进位错密度的降

低, 异号位错的销毁, 位错重排而变得规整化, 因此 DRV 的发生程度进一步增强, 亚晶界变得更为规整, 亚晶尺寸增大。同样地, 由于晶界迁移加快以及第二相的粗化^[18-19, 25-26], 有利于再结晶的发生以及再结晶晶粒的粗化。经过上述分析, 可见 CrMn 比越大对 DRX 以及 DRV 的进行阻碍越强烈。当 CrMn 增大时, 引入了更多 α -Al(MnFe)Si、 α -Al(MnCrFe)Si 等析出相, 当位错运动遇到第二相时, 这些第二相会阻碍位错运动, 从而使得位错运动难以进行。同样地, 第二相也会影响亚晶界的旋转, 亚晶界通过位错攀移形成的, 而在变形过程中, 由于第二相对位错的阻碍作用, 使得亚晶界难以迁

移以及旋转^[25-27]。因此, 受大量第二相的影响, DRV 和 DRX 难以进一步发生。

3 结论

1) 在经过均匀化 560 °C、10 h 后, 合金中存在着许多的析出相, 且随着 CrMn 比的增大, 合金中的 α -Al(MnFe)Si、 α -Al(MnCrFe)Si 等第二相数量越多。

2) 动态软化机制主要为 DRV, 同时伴随着部分 DRX。主要的动态再结晶机制为 CDRX、DDR_X 以及 GDRX。

3) 不同 CrMn 比合金对热变形过程中的 DRV 和 DRX 有着不同的阻碍作用, 其中 0.5CrMn 合金的阻碍作用最强, 得到的亚晶尺寸最小。

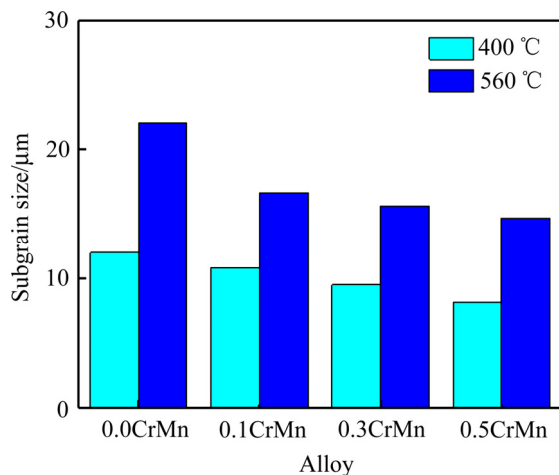


图 10 不同热变形条件下的亚晶尺寸

Fig. 10 Evolution of subgrain size under different deformation temperature of four experimental alloys

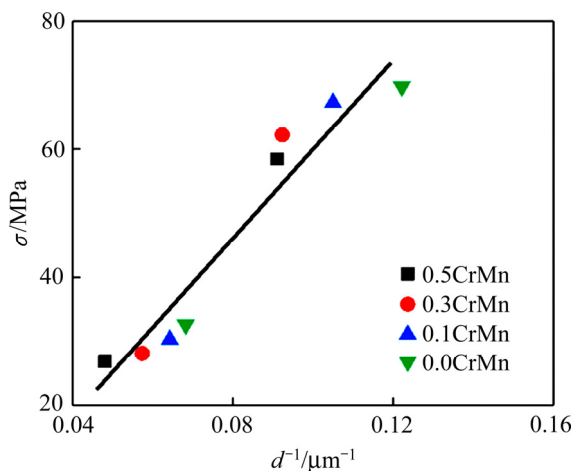


图 11 稳态流动应力与亚晶尺寸倒数之间的关系

Fig. 11 Relationship between steady-state flow stress and reciprocal subgrain size for four experimental alloys

REFERENCES

- [1] LI Y J, MUGGERUD A M F, OLSEN A, FURU T. Precipitation of partially coherent α -Al(MnFe)Si dispersoids and their strengthening effect in AA 3003 alloy[J]. Acta Mater, 2012, 60(3): 1004–1014.
- [2] LIU K, CHEN X G. Development of Al-Mn-Mg 3004 alloy for applications at elevated temperature via dispersoid strengthening[J]. Materials & Design, 2015, 84: 340–350.
- [3] 邓运来, 张新明. 铝及铝合金材料进展[J]. 中国有色金属学报, 2019, 29(9): 2115–2141.
DENG Yun-lai, ZHANG Xin-ming. Progress in aluminium and aluminium alloys materials[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019, 29(9): 2115–2141.
- [4] HIRSCH J. Recent development in aluminium for automotive applications[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24: 1995–2002.
- [5] LI Z, ZHANG Z, CHEN X G. Microstructure, elevated-temperature mechanical properties and creep resistance of dispersoid-strengthened Al-Mn-Mg 3xxx alloys with varying Mg and Si contents[J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 708: 383–394.
- [6] LIU K, MA H, CHEN X G. Enhanced elevated-temperature properties via Mo addition in Al-Mn-Mg 3004 alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 694: 354–365.

- [7] LI Y J, ZHANG W Z, MARTHINSEN K. Precipitation crystallography of plate-shaped $Al_6(MnFe)$ dispersoids in AA5182 alloy[J]. *Acta Mater*, 2012, 60(17): 5963–5974.
- [8] ZHANG R, ZHANG Y, YAN Y, et al. The effect of reversion heat treatment on the degree of sensitisation for aluminium alloy AA5083[J]. *Corrosion Science*, 2017, 126: 324–333.
- [9] BIROL Y. The effect of processing and Mn content on the T5 and T6 properties of AA6082 profiles[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2006, 173(1): 84–91.
- [10] LODGAARD L, RYUM N. Precipitation of dispersoids containing Mn and/or Cr in Al-Mg-Si alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2002, 283: 144–152.
- [11] AGARWAL P, SHABAIK A H. High temperature deformation of Hastelloy Alloy C-276[C]// KEAR B H. *Superalloys: Metallurgy and Manufacturing Processes International Symposium*. Seven Springs Pennsylvania: KEAR B H, 1976: 237–244.
- [12] LIU C, DU Q, PARSON N, et al. The interaction between Mn and Fe on the precipitation of Mn/Fe dispersoids in Al-Mg-Si-Mn-Fe alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2018, 152: 59–63.
- [13] LIU S H, PAN Q L, LI M J, et al. Microstructure evolution and physical-based diffusion constitutive analysis of Al-Mg-Si alloy during hot deformation[J]. *Materials & Design*, 2019, 184: 108181.
- [14] CHEN X G. Effect of vanadium on hot deformation and microstructural evolution of 7150 aluminum alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 613: 91–102.
- [15] QIAN X M, PARSON N, CHEN X G. Effects of Mn addition and related Mn-containing dispersoids on the hot deformation behavior of 6082 aluminum alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2019, 764: 138–253.
- [16] DING L P, JIA Z H, ZHANG Z Q, et al. The natural aging and precipitation hardening behaviour of Al-Mg-Si-Cu alloys with different Mg/Si ratios and Cu additions[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 627: 119–126.
- [17] DENG Y, YIN Z, HUANG J. Hot deformation behavior and microstructural evolution of homogenized 7050 aluminum alloy during compression at elevated temperature[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2011, 528: 1780–1786.
- [18] LODGAARD L, RYUM N. Precipitation of dispersoids containing Mn and/or Cr in Al-Mg-Si alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2000, 283: 144–152.
- [19] HU R, OGURA T, TEZUKA H, et al. Dispersoid formation and recrystallization behavior in an Al-Mg-Si-Mn alloy[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2010, 26(3): 237–243.
- [20] CEPEDA-JIMENEZ C M, HIDALGO P, CARSI M, et al. Microstructural characterization by electron backscatter diffraction of a hot worked Al-Cu-Mg alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2011, 528: 3161–3168.
- [21] BLUM W, ZHU Q, MERKEL R, et al. Geometric dynamic recrystallization in hot torsion of Al-5Mg-0.6Mn (AA5083)[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1996, 205: 23–30.
- [22] CHAMANFAR A, MOHAMMED T A, NICHOLAS E N, WOJCIECH Z M. Analysis of flow stress and microstructure during hot compression of 6099 aluminum alloy (AA6099)[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2019, 743: 684–696.
- [23] JONAS J J, AXELRAD D R, UVIRA J L. Elastic anisotropy and its temperature variation of single crystals of the high elasticity alloy[J]. *Transactions of the Japan Institute of Metals*, 1968, 9: 257–267.
- [24] BROWN S B, KIM K H, ANAND L. An internal variable constitutive model for hot working of metals[J]. *International Journal of Plasticity*, 1989, 5(2): 95–130.
- [25] LEE D H, PARK J H, NAM S W. Enhancement of mechanical properties of Al-Mg-Si alloys by means of manganese dispersoids[J]. *Materials Science and Technology*, 1999, 15(4): 450–455.
- [26] QIAN X, PARSON N, CHEN X G. Effects of Mn content on recrystallization resistance of AA6082 aluminum alloys during post-deformation annealing[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 52: 189–197.
- [27] LIU S, WANG X, PAN Q, et al. Investigation of microstructure evolution and quench sensitivity of Al-Mg-Si-Mn-Cr alloy during isothermal treatment[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 826: 154144.

Effects of ratios of Cr to Mn on hot deformation behavior and microstructural evolution of Al-Mg-Si alloys

ZHAO Shi-lin¹, TANG Jiao¹, ZHANG Yu-xiu¹, NAGAUMI Hiromi², YANG Xu-yue¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2. School of Iron and Steel, Soochow University, Suzhou 215006, China)

Abstract: The hot deformation behaviors and microstructural evolution of Al-Mg-Si alloys containing different ratio of Cr to Mn (0.1–0.5) under the uniaxial compression tests in a temperature range of 400–560 °C and at strain rate of 0.3 s⁻¹ were investigated by optical microscope (OM) and electron back-scattering diffractometry (EBSD). The results showed that the peak flow stress were increased with increasing the ratio of Cr to Mn under the same deformation conditions. Under the high-temperature deformation, the main softening mechanisms were dynamic recovery (DRV) and dynamic recrystallization (DRX). The extent of DRV and DRX was related to the ratio of Cr to Mn and the ratio of Cr to Mn was 0.5 alloy had the strongest inhibition due to it had the highest precipitation amounts. During the hot deformation, the relationship between steady-state flow stress and reciprocal subgrain size presented a good linear relationship.

Key words: Al-Mg-Si alloys; hot deformation; dynamic recovery (DRV); dynamic recrystallization (DRX); subgrain size

Foundation item: Project(U1864209) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2020-10-23; **Accepted date:** 2021-05-23

Corresponding author: YANG Xu-yue; Tel: +86-13873133470; E-mail: yangxuyue@mail.csu.edu.cn

(编辑)