



5083 铝合金组织中第二相的形态及微观结构

肖晓玲¹, 刘宏伟², 詹 浩¹, 唐维学¹

(1. 广东省工业分析检测中心, 广州 510650;

2. Australian Centre for Microscopy & Microanalysis, The University of Sydney, Sydney 2006, Australia)

摘要: 应用透射电镜研究国内外 5083 铝合金 H116 态退火组织中第二相的形态和微观结构, 观察到三类不同形态和晶体结构的第二相。第一类为具有单斜结构或伪四方结构的板条状 η -Al₃(Mn,Cr) 相, 国产 5083 铝合金组织中该相含量较多; 第二类为具有正交结构的棒状 Al₆(Mn,Fe) 相, 国产和国外的 5083 铝合金组织中该相均可见; 第三类为具有单斜结构的球状或不规则形状 θ -Al₄₅(Mn,Cr)₇ 相, 国外 5083 铝合金组织中该相含量较多, 此类单斜结构的 θ -Al₄₅(Mn,Cr)₇ 相易产生 (111) 或 (111) 李晶和 (110) 共轭面。同时, 利用 Al-Cr 二元相图和 Al-Mn-Cr 三元相图解释了 5083 铝合金 H116 态退火组织中第二相的生成机制以及它们的形态对加工性能的影响。

关键词: 5083 铝合金; H116 加工态; 透射电镜; 第二相; 形态; 结构

文章编号: 1004-0609(2018)-12-2441-09

中图分类号: TG146.22

文献标志码: A

5xxx 系是 Al-Mg 系铝合金, 含有少量的 Mn、Cr 及微量的杂质元素 Fe。它是一种非热处理强化的铝合金, 其强度主要取决于 Mg 含量和形变强化程度, 强化作用通过加工硬化获得, 同时 Mg 原子固溶于铝基体中, 也能形成固溶强化。该合金具有接近普通钢板的强度, 成型性、抗蚀性和焊接性较好, 被广泛用于汽车和船舶工业^[1-4]。

国内外有关 5083 铝合金的研究大都集中在该合金的抗腐蚀性^[5-6]、加工成型性和超塑性^[7-9]等方面, 而对该合金不同加工态的组织结构形态, 尤其是第二相的形态和微观结构研究不多。LEE 等^[10]研究了浸泡处理+热加工的 5083 铝合金第二相组织形态, 首先报道了 5083 铝合金第二相结构的鉴定, 确定它们大部分为具有六方结构的 Al₄Mn 相, 少部分为立方结构的 E 相(Al₁₈Mg₃Cr₂ 或 Al₇Cr) 和正交结构的 Al₆Mn 相。文献[11-15]报道了 5083 铝合金的第二相大部分为正交结构的 Al₆Mn 相, 而 RADETIC 等^[14]观察到该铝合金还有单斜结构的 ν -Al₁₁Mn₄ 相, 但未曾给出详细的衍射花样及其标定, 实际上 X 射线衍射 JCPDS#00 47-1272 卡片显示 Al₁₁Mn₄ 相属三斜结构。一般来说合金的第二相对其断裂韧性和疲劳性能有较大影响^[16-17], 因此, 对第二相尺寸、形态及微观结构的控制是工业合金生产中较为关注的问题之一。

国内某船厂一直使用国外生产的 5083-H116 态铝合金, 曾在使用国内 5083-H116 态铝合金时, 发现效果不佳, 后续加工后 5083 铝合金表面易出现“麻点”及腐蚀性能差等缺点。本文利用透射电镜观察了国内外某大型企业生产的 5083-H116 态铝合金组织中第二相的形态和微观结构并进行比较, 其结果对于精确调控铝合金产品的质量和加工精度, 提高其综合性能有积极的意义。

1 实验

实验采用国内外某大型企业生产的 5083 铝合金, H116 加工态(即为 500 °C 以上轧制, 冷却至室温再在 300 °C 以下轧制一次, 再冷却至室温)。国内生产合金的化学成分(质量分数, %)为: Mg 4.54, Si 0.12, Mn 0.70, Fe 0.15, Cr 0.095, 余量为 Al; 国外生产合金的化学成分(质量分数, %)为: Mg 4.47, Si 0.07, Mn 0.65, Fe 0.22, Cr 0.084, 余量为 Al。

力学性能指标评价, 按 GB/T 16865—2013 标准执行, 拉伸试验机型号为 Zwick/Roell Z250。

将国内外生产的 H116 态 5083 铝合金用电火花先切割成 d 3 mm 的圆棒, 然后用精密切割机将 d 3 mm

基金项目: 中山市科技局资助项目 (2017GIFC0002); 广东省科学院创新能力建设项目(2017GDASCX-0114)

收稿日期: 2017-09-26; 修订日期: 2018-05-09

通信作者: 肖晓玲, 教授级高级工程师, 博士; 电话: 020-61086268; E-mail: xiaoling2100@126.com

的圆棒切成厚约0.3 mm的圆片,再双面预减薄厚度至0.1 mm的d 3 mm圆片,最后采用电解双喷抛光仪Tenupol-5进行电解抛光减薄,电解液为硝酸甲醇溶液,其硝酸与甲醇体积分数比为1:3,电解双喷电压为20 V。为了获得表面平滑光洁的试样,电解抛光时,通过加液氮冷却,使电解液的温度保持在约-25 ℃。制成的透镜试样均在JEM-2100F型透射电镜上观察,加速电压200 kV。

2 实验结果

图1(a)和(b)所示分别为国内外企业生产的H116加工态5083铝合金STEM像,除轧制拉长及回复再结晶铝晶粒外,还有许多第二相颗粒,呈黑色,其形状有条状、短棒状、球状和不规则形状;图1(a)中条状的第二相似乎沿一定方向(即轧制方向)排列,图1(b)的第二相大都呈球状,无排列方向性。图1(c)和1(d)所示为国内外5083铝合金的TEM像。第二相颗粒大小不一,形状各异。经分析这些第二相可以分成三类:第一类为具有单斜结构或伪四方结构,界面清晰呈板条状的 η -Al₅(Mn,Cr)相,国产的铝合金组织中常被观察到;第二类为具有正交结构,呈棒状形态的Al₆(Mn,Fe)相,尺寸较大,最大约几个微米(见图1(c)中箭头所示),国产和国外的铝合金组织中均可见;第

三类为具有单斜结构,呈球状形态或不规则形状的Al₄₅(Mn,Cr)₇相,尺寸小,约100~200 nm,此类第二相主要在国外的铝合金H116态组织中观察到(见图1(d))。

2.1 第一类第二相

图2所示为第一类第二相在不同电子束(B)方向下的形态。由图2可知,该类第二相呈板条状或短棒状,界面清晰平直且至少存在一组低指数的界面(界面指数由后面标定的衍射花样确定,以下类同),该相的横截面为多边形(见图2(a)),在电子束B=[112]下内部常出现一组或几组条纹(见图2(c)和(b)),主要分布铝基体晶粒内,其EDS成分曲线如图3所示,由Al、Mn和极少量的Cr等元素组成(见表1)。为确定此条状第二相的晶体结构,图4所示为绕低指数衍射矢量定向倾转获得的系列选区电子衍射花样,通过倒空间阵点三维重构,分析确定该条状第二相与单斜结构或伪四方结构的 η -Al₅(Mn,Cr)相^[18]吻合,晶胞大小a=1.77344 nm, b=3.04555 nm, c=1.77348 nm, β =91.05°。进一步测量和晶体学参数计算(参考单斜晶体的面间距和面间距夹角的计算公式^[19]),结果列于表2,表2列出了图4中系列选区电子衍射花样有关晶体学数据,包括两个晶面(h₁k₁l₁)、(h₂k₂l₂)面间距d₁、d₂测量值和计算值以及二者夹角 α 的测量值和计算值,不同晶带轴下样品杆X轴与Y轴的角度及其倾转角度,从表2中

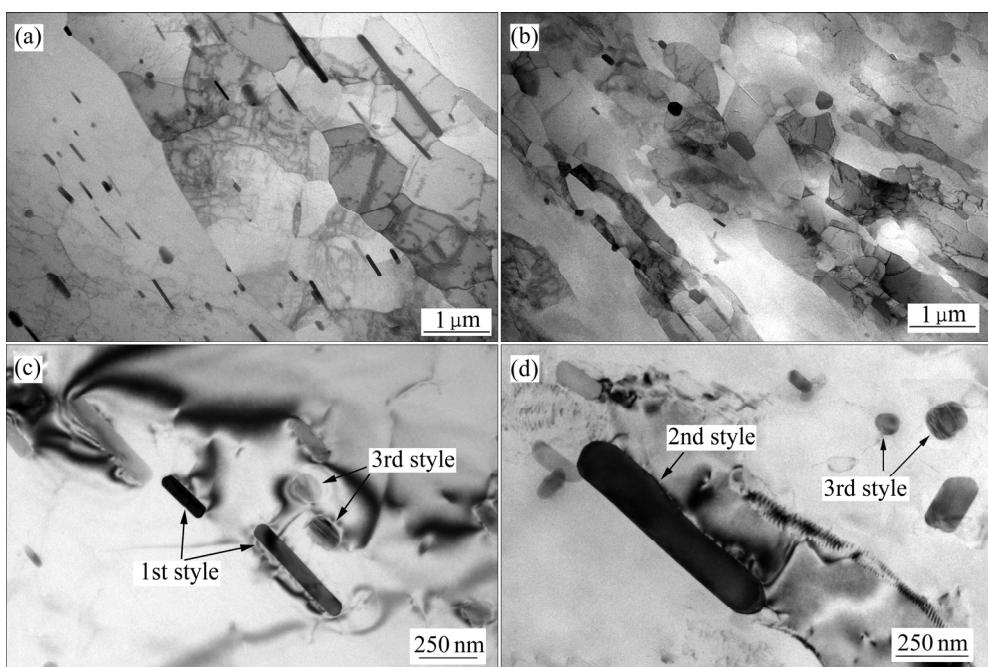


图1 5083铝合金H116态的形貌

Fig. 1 Morphologies of 5083 alloy with H116 temper condition: (a) Domestic STEM image; (b) Foreign STEM image; (c) Domestic TEM image; (d) Foreign TEM image

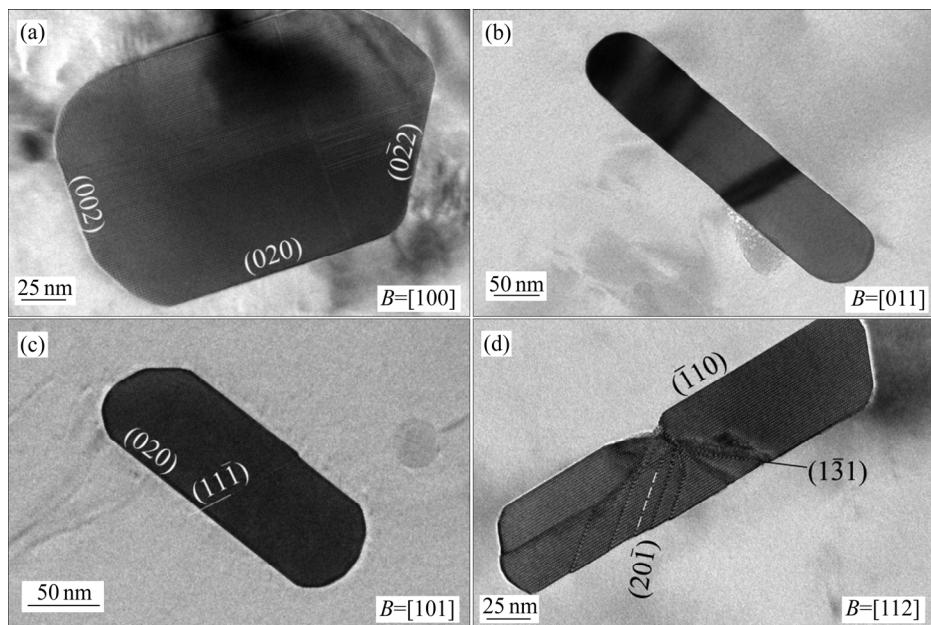


图2 第一类第二相在不同电子束B位向下的形态

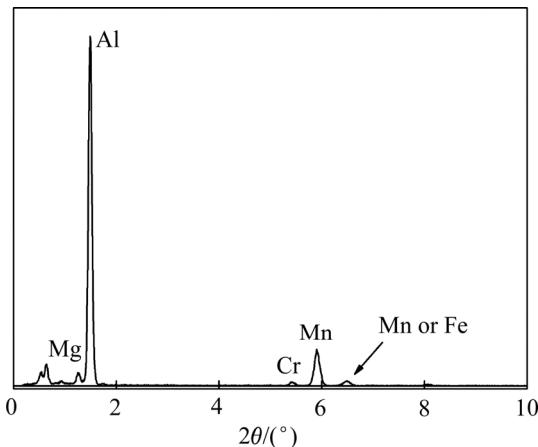
Fig. 2 Morphologies of the 1st second-phase observed along different electron beams B 图3 第一类第二相 η -Al₅(Mn,Cr)的 EDS 谱Fig. 3 EDS spectrum of the 1st second-phase η -Al₅(Mn,Cr)

表1 三类第二相的能量散射谱成分分析

Table 1 EDS analysis result of three types of second phases

Second-phase	Mass fraction/%				
	Mg	Al	Mn	Cr	Fe
1st style	0.52	76.90	20.71	1.68	0.18
2nd style	0.22	76.84	9.17	0.18	13.59
3rd style	0.66	78.60	15.39	4.91	0.44

可知晶面间距及其夹角实测值和 η -Al₅(Mn,Cr)相面间距 d_1 和 d_2 及其夹角 α 的计算值相吻合, 衍射矢量消光规律符合单斜晶体 $h+k=2n$ 消光规律。衍射花样的标定结果见表 2 的 $[uvw]$ 列或图 4 所示。比如图 4(a)~(d) 的衍射花样(摄于图 2(a)颗粒)从晶带轴 $[10\bar{1}]$ 起, 绕衍

射矢量(020)定向倾转依次获得 $[20\bar{1}]$ 、 $[30\bar{1}]$ 和 $[100]$ 3 个选区电子衍射花样; 图 4(e)~(d) 所示为图 2(b) 中颗粒从晶带轴 $[011]$ 起, 先绕衍射矢量(001)倾转依次获得 $[12\bar{1}]$ 和 $[110]$ 电子衍射花样, 再绕衍射矢量(002)倾转获得 $[010]$ 电子衍射花样。另外利用公式^[18]计算单斜 η -Al₅(Mn,Cr) 相的晶带轴晶带轴 $[10\bar{1}] \rightarrow [20\bar{1}] \rightarrow [30\bar{1}] \rightarrow [100]$ 依次相差 18.1° 、 8.0° 和 18.3° , $[011] \rightarrow [12\bar{1}] \rightarrow [110] \rightarrow [010]$ 依次相差 21.0° 、 21.0° 和 30.2° , 各晶带轴间的角度计算值与表 2 中样品杆倾转角度基本吻合, 验证单斜结构 η -Al₅(Mn,Cr) 相衍射花样标定的正确性。

2.2 第二类第二相

图 5 所示为第二类第二相在不同电子束(B)方向下的形态。电子束 $B=[\bar{1}10]$, 该相呈条状或短棒状, 形状不规则(见图 5(a) 和 5(b)); 电子束 $B=[100]$, 该相呈长条状(见图 5(c)); 电子束 $B=[100]$, 该相呈圆形或椭圆形, 貌似此类第二相的截面形状(见图 5(d)), 没有明显的界面, 它们分布于铝基体的晶界和晶粒内, 尺寸较大, 最长约几个 μm , 数量较第一类和第三类少, 此相在文献[10~13]中报道。其 EDS 成分分析结果见表 1, 由 Al、Mn 和 Fe 等元素组成, 其中 Fe 含量较第一类第二相多, Mn、Cr 含量较第一类的第二相少。图 6 所示为图 5 中第二相的选区衍射花样, 其衍射花样的标定与 2.1 节的方法类似, 通过测量和晶体学参数计算^[19]以及文献[20]介绍的极图方法分析确定该相与正交结构的 Al₆(Mn,Fe) 相^[10~13]吻合, 空间群 $Cmcm$,

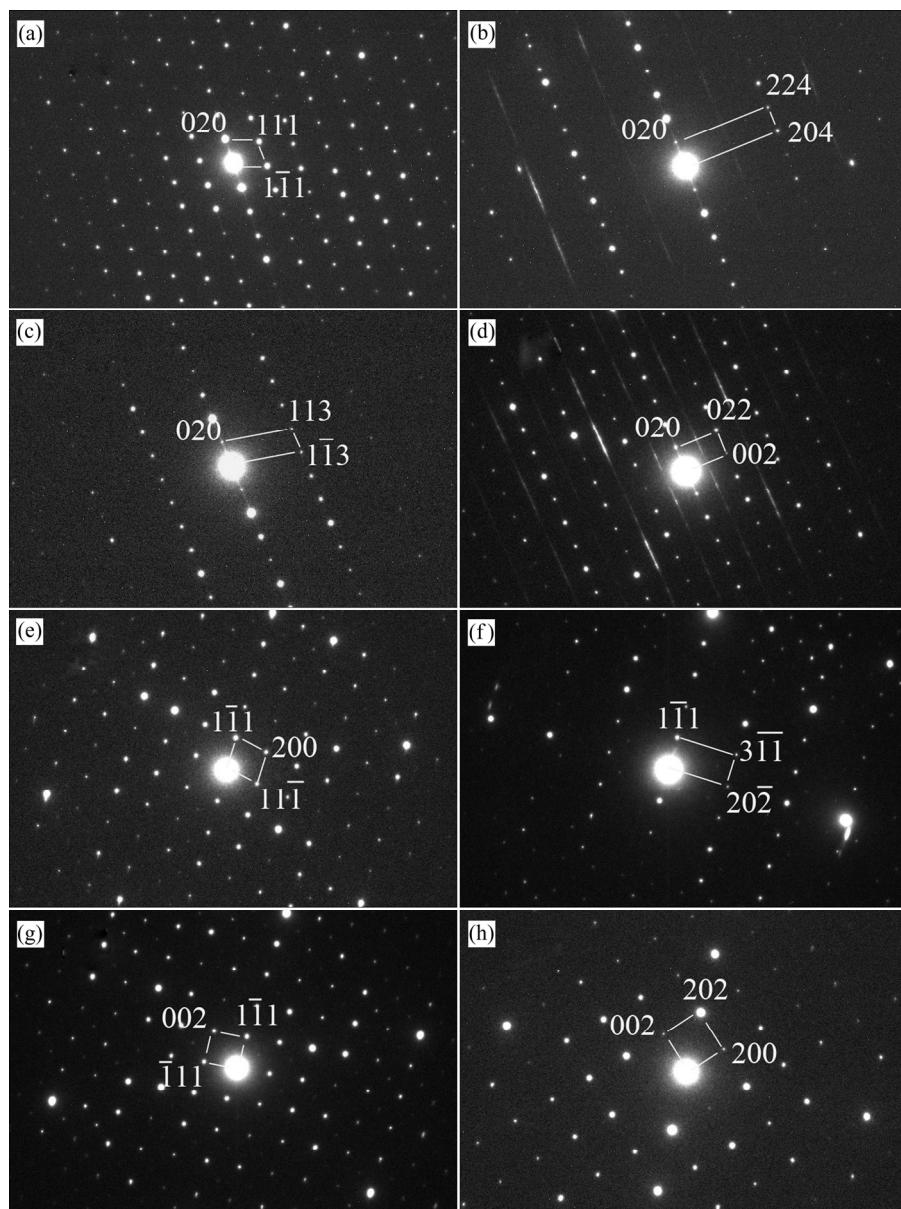


图4 第一类第二相的选区衍射花样

Fig. 4 Selected area diffraction patterns for the 1st second-phase: (a) $B=[10\bar{1}]$; (b) $B=[20\bar{1}]$; (c) $B=[30\bar{1}]$; (d) $B=[100]$; (e) $B=[011]$; (f) $B=[121]$; (g) $B=[110]$; (h) $B=[010]$

表2 第一类第二相衍射花样晶体学数据实测值和计算值以及样品杆倾转角度

Table 2 Calculated and experimental values of crystallographic data corresponding to SAD patterns for the 1st second-phase and sample angle being tilted

Case No.	Fig.	Experimental value			Calculated value ^[19]			$(h_1k_1l_1)$	$(h_2k_2l_2)$	$[uvw]$	Stage angle		Tilted angle/(°)
		$d_1/\text{\AA}$	$d_2/\text{\AA}$	$\alpha/(^\circ)$	$d_1/\text{\AA}$	$d_2/\text{\AA}$	$\alpha/(^\circ)$				$X/(^\circ)$	$Y/(^\circ)$	
1	4(a)	15.22	11.69	68.7	15.22	11.50	67.8	020	111	10\bar{1}	25.2	8.5	
	4(b)	15.31	3.952	90.8	15.22	3.936	90.0	020	204	20\bar{1}	9.6	-0.9	18.1
	4(c)	15.19	5.539	80.4	15.22	5.485	79.6	020	113	30\bar{1}	2.5	-5.1	8.24
	4(d)	15.28	8.890	90.6	15.22	8.866	90.0	020	002	100	-17.8	-9.2	20.6
2	4(e)	11.84	11.67	98.2	11.50	11.69	98.3	1\bar{1}1	11\bar{1}	011	-5.9	20.2	
	4(f)	11.88	6.319	90.3	11.50	6.327	90.0	1\bar{1}1	20\bar{2}	121	-2.6	1.1	19.4
	4(g)	11.97	9.028	49.4	11.50	8.866	48.6	1\bar{1}1	002	110	-10.8	-18.9	20.6
	4(h)	9.045	8.981	88.7	8.866	8.866	88.6	200	002	010	18.2	-8.8	30.6

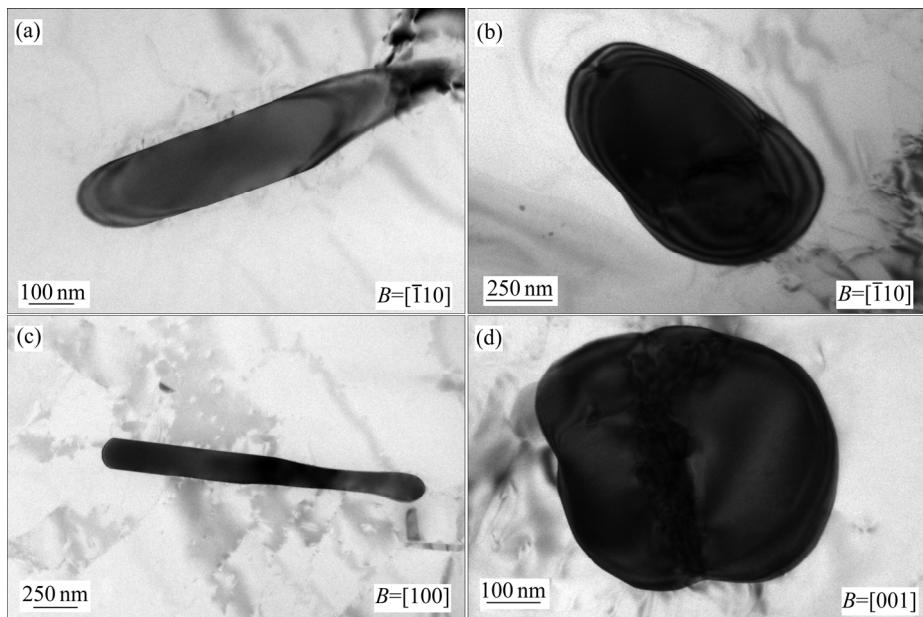
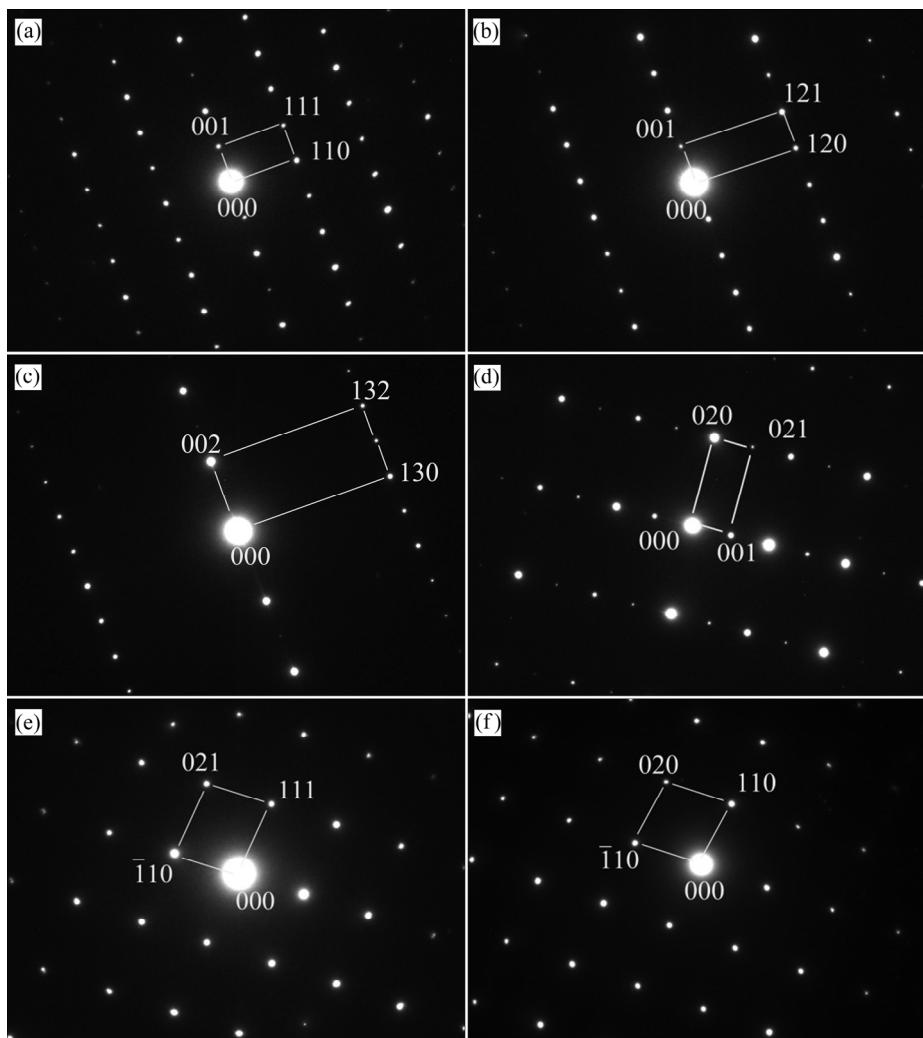
图5 第二类第二相在不同电子束 B 位向下的形貌Fig. 5 Morphologies of the 2nd second-phase observed along different electron beam B 

图6 第二类第二相的选区衍射花样

Fig. 6 Selected area diffraction patterns for the 2nd second-phase: (a) $B=[\bar{1}10]$; (b) $B=[\bar{2}10]$; (c) $B=[\bar{3}10]$; (d) $B=[100]$; (e) $B=[11\bar{2}]$; (f) $B=[001]$

其晶胞大小 $a=0.64978\text{ nm}$, $b=0.75518\text{ nm}$, $c=0.88703\text{ nm}$ 。衍射花样标定结果见图 6。图 6(a)~(c)的衍射花样摄于图 5(a)中第二相, 从 $[\bar{1}10]$ 位向起绕衍射矢量 (001) 或 (002) 倾转约 19° 和 28° 后依次出现 $[\bar{2}10]$ 和 $[\bar{3}10]$ 选区衍射花样(见图 6(b)和(c)); 图 6(d)所示为图 5(c)中第二相的选区衍射花样 $[100]$; 图 6(e)~(f)所示为图 5(d)中第二相的选区衍射花样, 二者绕衍射矢量 $(\bar{1}10)$ 倾转 30° 所得。此类第二相与铝基体的晶体学位向关系与文献[15]报道的一致。

2.3 第三类第二相

图 7 所示为第三类第二相在不同电子束(B)方向下的形貌。其形貌似球状或粒状, 形状不规则, 存在一组清晰平直低指数的界面(图 7(a)、(c)和(d)的衍射花样见图 8), 晶粒内部常出现一组或几组条纹, 尺寸小, 约几百纳米, 图 7(b)中右上角的插图所示为该颗粒的衍射花样。该相的 EDS 成分分析结果见表 1, 同样由 Al、Mn 和少量 Cr 组成, 与第一类的第二相相比, Mn 量减少, Cr 量增加。图 8 所示为图 7 球状相颗粒的衍

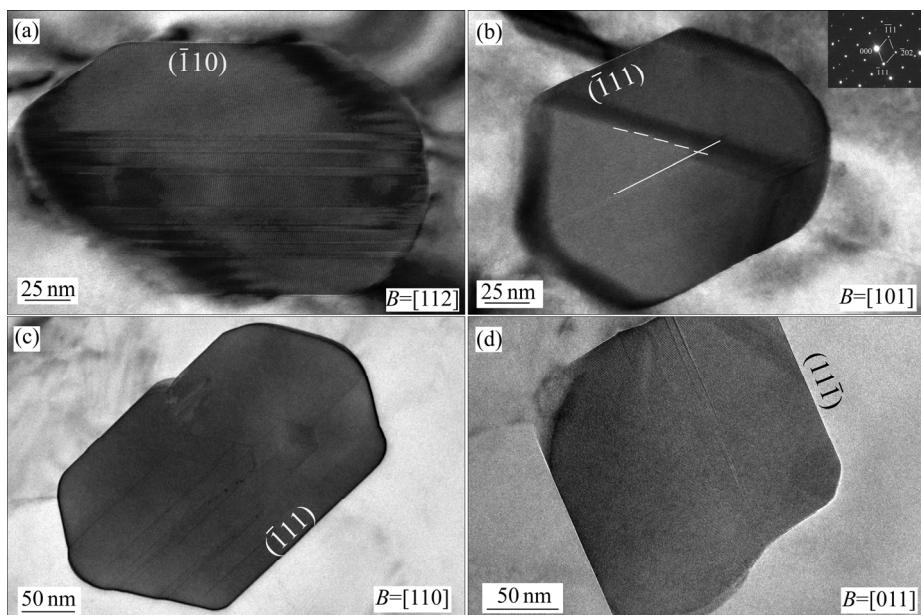


图 7 第三类第二相在不同电子束 B 位向下的形貌

Fig. 7 Morphologies of the 3rd second-phase observed along different electron beam B

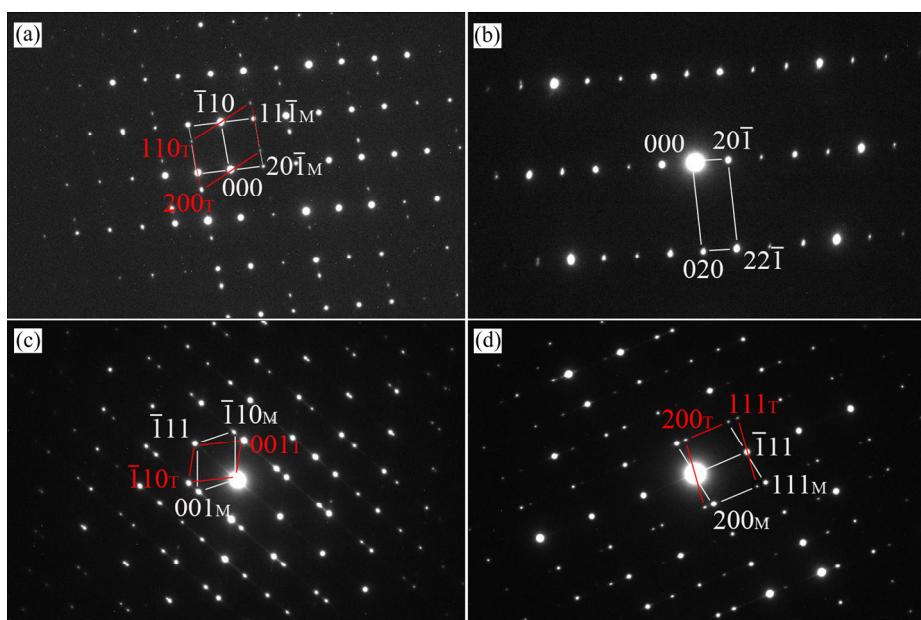


图 8 第三类第二相的选区衍射花样

Fig. 8 Selected area diffraction patterns for the 3rd second-phase: (a) $B=[112]_M/[001]_T$; (b) $B=[102]$; (c) $B=[110]_M/[\bar{1}10]_T$; (d) $B=[01\bar{1}]_M/[01\bar{1}]_T$

射花样, 其衍射花样的标定与 2.1 节的方法类似, 通过测量和晶体学参数计算^[19]以及文献[20]介绍的极图方法分析确定该相与单斜结构 $\theta\text{-Al}_{45}(\text{Mn},\text{Cr})_7$ 相^[15]吻合, 空间群 $C2/m$, 其晶胞大小 $a=2.5196\text{ nm}$, $b=0.7574\text{ nm}$, $c=1.0949\text{ nm}$, $\beta=128.72^\circ$ 。衍射花样标定结果见图 8。图 8(a)和 8(b)的衍射花样摄于图 7(a), 其中图 8(a)的孪晶衍射花样标定 $B=[112]_M/[001]_T$, 公共衍射矢量 $(\bar{1}10)$, 即二者的共轭面为 $(\bar{1}10)$, 从图 8(a)的位向开始, 绕衍射矢量 $(20\bar{1})_p$ 倾转约 20° 获得图 8(b)的衍射花样 $B=[102]$; 图 8(c)的衍射花样摄于图 7(c), 图 8(d)的衍射花样摄于图 7(d), 分别标定为 $[110]_M/[110]_T$ 和 $[01\bar{1}]_M/[01\bar{1}]_T$ 孪晶花样, 孪晶面为 $(\bar{1}11)_p$ 。有关 $\theta\text{-Al}_{45}(\text{Mn},\text{Cr})_7$ 相晶体结构和孪晶组织详细分析待续。

2.4 力学性能测试

表 3 所列为国内外生产的 5083 铝合金 H116 加工态力学性能的测试值。实验按标准 GB/T 16865—2013 执行。从表 3 可以看出, 国内 H116 态 5083 铝合金的力学性能指标高于国外 H116 态 5083 铝合金的。

表 3 国内外 5083 铝合金 H116 加工态的力学性能指标

Table 3 Mechanical properties of 5083 Al alloy with H116 temper condition from domestic and foreign

Alloy	$R_{p0.2}/(\text{N}\cdot\text{mm}^{-2})$	$R_m/(\text{N}\cdot\text{mm}^{-2})$	$(\delta A/A_{50\text{ mm}})/\%$
Domestic	279.58	357.72	11.05
Foreign	215.00	305.00	10.00

3 分析与讨论

3.1 复杂结构晶体衍射花样的确定

对于正交结构和单斜结构的低对称性合金相, 较之于高对称性的立方晶系, 并不容易准确和快速标定电子衍射花样。一者, 以上三类合金相中有两类都是底心单斜结构, 其衍射群相同, 在消光规律上并不能区分; 二者, 这些合金相结构复杂, 晶胞参数较大, 具有一定结构因子和衍射强度的晶面常常具有不同的指数和相似的晶面间距, 这对衍射斑点的归属带来判定上的复杂性。再者, Al-Cr-Mn 三元合金系的热力学相图存在的合金相远不只本文报道的三种, 例如文献[21]就报道了 13 种合金相, 其化学成分并不能严格区分开来。这些因素给物相鉴定带来一定困难。最后, 对称性低的合金相往往具有若干相似的电子衍射花样, 但却分属不同的晶带轴, 如果不加系统考察, 单个衍射花样往往难以确定具体的晶带轴。

为求尽量准确和可靠地鉴定该合金中的物相, 本工作从化学成分(EDS)和晶体结构(电子衍射)两方面入手, 主要通过电子衍射花样的鉴定并辅以能谱信息完成物相鉴定工作。对每一个观察到的物相, 在基体铝的同一晶带轴观察方位下, 把具有明显不同形貌特征的第二相归为一类, 从而获得三类不同的第二相。对每一类第二相, 获得其能谱信息和元素的近似原子比, 并绕较低指数和衍射较强的衍射矢量做定向倾转, 获得对应该衍射矢量的至少三张以上的系列电子衍射花样, 以便用于倒空间格点三维重构。对每一个电子衍射花样, 利用文献[20]提供的极射投影图作图软件和晶体学计算工具^[19], 逐一标定电子衍射花样。同一系列的电子衍射花样再通过计算相对倾转角度, 检验是否与实验记录的倾转角度相符。对标定出的合金相, 查阅晶体学结构信息数据库找出相应的晶体学信息文件(CIF), 获得空间群信息和晶胞内原子坐标信息。最后求出各个衍射晶面的结构因子及衍射强度, 逐一校验电子衍射花样。因篇幅原因, 文章只给出了各个合金相较典型的电子衍射花样。

3.2 第二相的影响

根据 Al-Cr-Mn 相图^[21-24]和 Al-Cr^[25-26]可知, 共晶反应 $L\rightarrow(\text{Al})+\text{Al}_6\text{Mn}+\eta$, 共晶反应温度为 720~950 $^\circ\text{C}$, 另一共晶反应 $L\rightarrow(\text{Al})+\text{Al}_6\text{Mn}+\theta$, 反应温度为 560~700 $^\circ\text{C}$, 因此, Al-Cr-Mn 系合金高温冷却过程中先生成 η 相, 再成形 θ 相, 二者都属于高温生成相, η 相和 θ 相生成的同时, 伴有 Al_6Mn 相的生成。考虑 5083 铝合金是 Al-Mg 系铝合金, 含有少量的 Mn 和微量杂质元素 Fe 和 Cr, 但这些少量合金元素在熔铸和随后的热加工中扩散和聚集, 易与基体 Al 原子结合, 形成固溶相, 即第二相, 弥散分布尺寸小的第二相能阻碍晶粒长大, 提高铝合金回复再结晶温度^[27], 它们对合金的性能尤其是断裂韧性、疲劳强度和腐蚀性能产生影响^[16, 28-29], 由 5083 铝合金 H116 态的加工工艺(即 500 $^\circ\text{C}$ 以上轧制后冷却至室温, 再在 300 $^\circ\text{C}$ 以下轧制一次, 再冷却至室温)可知, 高温轧制冷却过程中 η 相、 θ 相和 Al_6Mn 相可能先后析出、长大。至于国产 H116 态 5083 铝合金组织中板条状的 η 相多, 且沿轧制方向排列, 说明该轧制温度高于 η 相的形成温度, 轧制后的后续冷却退火不完全; 国外的 H116 态 5083 铝合金组织中块状的 θ 相明显多于短棒状的 η 相(见图 1), 第二相的排列分布无方向性, 一是轧制温度低, 二是冷却退火完全。

本实验中观察到三类第二相, 第一类第二相 $\eta\text{-Al}_5(\text{Mn},\text{Cr})$, 大都呈板条状或短棒状, 有一组宽平的

界面, 在[112]取向下易出现的层错条纹, 这种层错条纹在单斜结构的 Al_5Cr 相^[18]也观察到, 不同的是本实验的第一类第二相主要由 Al 、 Mn 和极少量的 Cr 组成, 为 $\eta\text{-Al}_5(\text{Mn},\text{Cr})$, 即极少量 Cr 原子溶入 $\eta\text{-Al}_5\text{Mn}$ 相, 取代少部分 Mn 原子。该类第二相在国产 5083 铝合金 H116 态组织中占多数, 且沿一定方向排列(见图 1(a)), 这种排列方式的板条状第二相容易造成该合金沿某个方向产生加工硬化, 从而影响其力学性能(见表 2), 也由此解释国产 5083 的力学性能指标比国外的 5083 力学性能指标高的原因, 另外板条状形态和沿轧制方向排列可能对 5083 铝合金后续加工产生妨碍作用, 对该合金塑性成型不利。第二类第二相 $\text{Al}_6(\text{Mn},\text{Fe})$ 相, 呈圆棒条状形态, 尺寸大, 杂质 Fe 元素富集, 溶入并替代部分 Mn 原子, 并保持与 Al_6Mn 相相同的结构, 文献[15]对此类第二相的形态和晶体学特征有详细介绍, 它可能是在合金熔铸时形成, 在随后的加工中破脆, 部分溶解保留至退火态, 有时出现在晶界, 对合金性能不利, 如何控制第二类第二相尺寸大小是加工过程中必须值得注意的问题。第三类第二相 $\theta\text{-Al}_{45}(\text{Mn},\text{Cr})_7$, 尺寸小, 约 100~200 nm, 为另一类单斜相 $\theta\text{-Al}_{45}(\text{Mn},\text{Cr})_7$, 晶胞大小不同于第一类的 $\eta\text{-Al}_5(\text{Mn},\text{Cr})$ 单斜相, 形态为粒状或块状, 伴有一次孪晶、二次孪晶和孪晶畴及层错等晶体缺陷, 孪晶面为 $(\bar{1}11)$ 或 $(1\bar{1}\bar{1})$, 共轭面为 $(\bar{1}10)$, 此类微观缺陷可以吸收与基体的界面应力, 对基体塑形变形有利, 产生的加工硬化少, 同时对该合金后续加工影响也少。因此, 在 5083 铝合金加工中避免第一类第二相的生成, 增加第三类第二相数量, 即块状形态第二相的数量对提高该合金综合性能有利。

两类单斜结构第二相如 $\eta\text{-Al}_5(\text{Mn},\text{Cr})$ 和 $\theta\text{-Al}_{45}(\text{Mn},\text{Cr})_7$ 在 5083 铝合金以前的研究中未曾观察到。目前, 对此两类单斜相是在轧制过程还是熔铸时均匀化处理过程形成以及这两类单斜结构相的数量对 5083 综合性能的影响有待进一步研究。另外, 第一类和第三类都为单斜结构, 加工过程中是否有相互转变有待进一步确定。

本实验中未见共晶的 Al_3Mg_2 相, 说明合金元素 Mg 大部分溶解于基体铝中。

4 结论

1) 在国内外 5083 铝合金 H116 加工态的组织中观察到三种不同形态和晶体结构的第二相, 第一类为板条状 $\eta\text{-Al}_5(\text{Mn},\text{Cr})$ 相, 单斜结构或伪四方结构, 晶胞大小 $a=1.77348$ nm, $b=3.04555$ nm, $c=1.77344$ nm,

$\beta=91.05^\circ$; 第二类为棒状 $\text{Al}_6(\text{Mn},\text{Fe})$ 相, 正交结构, 晶胞大小 $a=0.64978$ nm, $b=0.75518$ nm, $c=0.88703$ nm; 第三类为块状 $\theta\text{-Al}_{45}(\text{Mn},\text{Cr})_7$ 相, 单斜结构, 晶胞大小 $a=2.5196$ nm, $b=0.7574$ nm, $c=1.0949$ nm, $\beta=128.72^\circ$, 尺寸小, 约 100~200 nm。两类单斜结构第二相 $\eta\text{-Al}_5(\text{Mn},\text{Cr})$ 和 $\theta\text{-Al}_{45}(\text{Mn},\text{Cr})_7$ 在 5083 合金以前的研究中未曾观察到。

2) 第一类第二相 $\eta\text{-Al}_5(\text{Mn},\text{Cr})$ 相在国产的 5083 铝合金 H116 态组织中占多数, 出现层错缺陷。第三类第二相 $\theta\text{-Al}_{45}(\text{Mn},\text{Cr})_7$ 在国外生产的 5083 铝合金 H116 态组织中较多, 伴有孪晶缺陷, 孪晶面为 $(\bar{1}11)$ 或 $(1\bar{1}\bar{1})$, 共轭面为 $(\bar{1}10)$, 此类微观缺陷可以吸收与基体的界面应力, 对基体塑形变形和后序加工有利。

REFERENCES

- [1] European Aluminum Association. Aluminum in commercial vehicles[M]. Brussels: European Aluminum Association, 2011: 7–13, 44–49.
- [2] BØRVIK T, FORRESTAL M J, HOPPERSTAD O S, WARREN T L, LANGSETH M. Perforation of AA5083-H116 aluminium plates with conical-nose steel projectiles—calculations[J]. Int J Impact Eng, 2009, 36: 426–437.
- [3] PEREZ-BERGQUIST S J, GRAY III G T, CERRETA E K, TRUJILLO C P, PEREZ-BERGQUIST A. The dynamic and quasi-static mechanical response of three aluminum armor alloys: 5059, 5083 and 7039[J]. Mater Sci Eng A, 2011, 528: 8733–8741.
- [4] BUGIO T M A, MARTIS R F, LEAL D N L. Failure analysis of fuel tanks of a lightweight ship[J]. Eng Fail Anal, 2013, 35: 272–285.
- [5] YASAKAU K A, ZHELUDKEVICH M L, LAMAKA S V, FERREIRA M G S. Role of intermetallic phases in localized corrosion of AA5083[J]. Electrochim Acta, 2007, 52: 7651–7659.
- [6] TAN L, ALLEN TR. Effect of thermo-mechanical treatment on the corrosion of AA5083[J]. Corros Sci, 2010, 52: 548–554.
- [7] CLEVELAND R M, GHOSH A K, BRADLEY J R. Comparison of superplastic behavior in two 5083 aluminum alloys[J]. Mater Sci Eng A, 2003, 351: 228–236.
- [8] KAIIBYSHEV R, MUSIN F, AVTOKRATOVA E, MOTOHASHI Y. Deformation behavior of a modified 5083 aluminum alloy[J]. Mater Sci Eng A, 2005, 392: 373–379.
- [9] OGUCHA I N A, ADGUN O J, YANNACOPOULOS S. Effect of sensitization heat treatment on properties of $\text{Al}-\text{Mg}$ alloy AA5083–H116[J]. J Mater Sci, 2008, 43: 4208–4214.
- [10] LEE S L, WU S T. Identification of dispersoids in $\text{Al}-\text{Mg}$ alloys containing Mn [J]. Metall Trans A, 1987, 18: 1353–1357.
- [11] KONG B O, SUK J I, NAM S W. Identification of Mn -dispersoid in $\text{Al}-\text{Zn}-\text{Mg}-\text{Mn}$ alloy[J]. J Mater Sci Let, 1996, 15: 763–766.

- [12] ENGLER O, MILLER-JUPP S. Control of second-phase particles in the Al-Mg-Mn alloy AA 5083[J]. *J Alloys Compd*, 2016, 689: 998–1010.
- [13] GOSWAMI R, SPANOS G, PAO P S, HOLTZ R L. Precipitation behavior of the β phase in Al-5083[J]. *Mater Sci Eng A*, 2010, 527: 1089–1095.
- [14] RADETIC T, POPOVIC M, ROMHANJI E. Microstructure evolution of a modified AA5083 aluminum alloy during a multistage homogenization treatment[J]. *Mater Char*, 2012, 65: 16–27.
- [15] LI Y J, ZHANG W Z, MARTHINSEN K. Precipitation crystallography of plate-shaped $\text{Al}_6(\text{Mn},\text{Fe})$ second phase in AA5182 alloy[J]. *Acta Mater*, 2012, 60: 5963–5974.
- [16] MCQUEEN H J, EVANGELISTA E, BOWLES J, CRAWFORD G. Hot deformation and dynamic recrystallization of Al-5Mg-0.8Mn alloy[J]. *Met Sci*, 1984, 18: 395–402.
- [17] HUSKINS E L, CAO B, RAMESH K T. Strengthening mechanisms in an Al-Mg alloy[J]. *Mater Sci Eng A*, 2010, 527: 1292–1298.
- [18] 曹宝宝, 郭可信. 单斜 $\eta\text{-Al}_{11}\text{Cr}_2$ 的确定[J]. 电子显微学报, 2007, 26: 270–275.
- CAO Bao-bao, GUO Ke-xin. Crystallographic characterization of the monoclinic $\eta\text{-Al}_{11}\text{Cr}_2$ [J]. *J Chin Electr Microsc Soc*, 2007, 26: 270–275.
- [19] EDINGTON J W. Practical electron microscopy in materials science[M]. London: Van Nostrand Reinhold International, 1976: 283.
- [20] LIU H W, LIU J W. A computer program for plotting stereographic projection and exploring crystallographic orientation relationships[J]. *J Appl Cryst*, 2012, 45: 130–134.
- [21] BALANETSKYY S, KOWALSKI W, GRUSHKO B. Liquidus, solidus and reaction scheme of the Al-rich part of the Al-Cr-Mn[J]. *J Alloys Compd*, 2009, 44(1): 147–151.
- [22] RAGHAVAN V. Al-Cr-Mn (Aluminum-chromium-manganese)[J]. *J Phase Equilif Diffus*, 2009, 30(6): 620–623.
- [23] SCHENK T, DURAND-CHARRER M, AUDIER M. Liquid-solid equilibria in the Al-rich corner of the Al-Mn-Cr system[J]. *J Alloys Compd*, 1998, 281(2): 249–263.
- [24] GRUSHKO B, KOWALSKI W, PAVLYUCHKOV D, BALANETSKYY S, SUROWIEC M. On the constitution of the Al-rich part of the Al-Cr-Mn system[J]. *J Alloys Compd*, 2009, 468(1): 87–95.
- [25] GRUSHKO B, PRZEPIÓRZYŃSKI B, PAVLYUCHKOV D. On the constitution of the high-Al region of the Al-Cr alloy system[J]. *J Alloys Compd*, 2008, 454(1): 214–220.
- [26] AUDIER M, DURAND-CHARRE M, LACLAU E, KLEIN H. Phase equilibria in the Al-Cr system[J]. *J Alloys Compd*, 1995, 220(1): 225–230.
- [27] MCQUEEN H J. Hot working and forming processes[J]. *J Met*, 1980, 32(2): 17–25.
- [28] SHEPPARD T, TUTCHER M G. Development of duplex deformation substructure during extrusion of a commercial Al-5Mg-0.8Mn alloy[J]. *Met Sci*, 1980, 14: 579–589.
- [29] HUMPHREYS F J. The nucleation of recrystallization at second phase particles in deformed aluminium[J]. *Acta Metall*, 1977, 25: 1323–1344.

Morphology and microstructure of second-phases in 5083 aluminum alloy

XIAO Xiao-ling¹, LIU Hong-wei², ZHAN Hao¹, TANG Wei-xue¹

(1. Guangdong Industrial Analysis and Testing Center, Guangzhou 510650, China;

2. Australian Centre for Microscopy & Microanalysis, The University of Sydney, Sydney 2006, Australia)

Abstract: The morphology and microstructure of the second-phases in a 5083 aluminum alloy with H116 temper condition from both domestic and foreign were investigated by TEM. Three types of the second-phase were observed. The 1st, or lath-shaped style is $\eta\text{-Al}_5(\text{Mn},\text{Cr})$ phase with monoclinic or pesuo-tetragonal structure, and is mostly seen in 5083 alloy under H116 temper condition from domestic. The 2nd or rod-shaped style is $\text{Al}_6(\text{Mn},\text{Fe})$ phase with orthorhombic structure and is observed in both domestic and foreign 5083 aluminum alloy, and the 3rd style is monoclinic $\text{Al}_{45}(\text{Mn},\text{Cr})_7$ phase with twin-structure, which is seen only in foreign alloy. The formation of the second-phases in 5083 aluminum alloy was discussed based on Al-Cr binary phase diagram or Al-Mn-Cr triple phase diagram.

Key words: 5083 alloy; H116 temper condition; TEM; second phase; morphology; structure

Foundation item: Project(2017GIFC0002) supported by Zhongshan Science and Technology Bureau, China; Project (2017GDASCX-0114) supported by the GDAS' Project of Science and Technology Development, China

Received date: 2017-09-26; **Accepted date:** 2018-05-09

Corresponding author: XIAO Xiao-ling, Tel: +86-20-61086268; E-mail: xiaoling2100@126.com

(编辑 龙怀中)