



5083 铝合金中 θ -Al₄₅(Mn,Cr)₇ 相的孪晶现象

肖晓玲¹, 刘宏伟², 陈文龙¹, 詹浩¹, 孙红英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:应用高分辨透射电镜观察了 5083 铝合金轧制退火组织中弥散相的形态和微观结构。结果表明:呈球状或不规则形状、尺寸约 200~300 nm 的弥散相为 θ -Al₄₅(Mn,Cr)₇ 相,属单斜结构,晶胞大小 $a=2.5196$ nm, $b=0.7574$ nm, $c=1.0949$ nm, $\beta=128.72^\circ$ 。另外,还发现该相颗粒内部易产生孪晶、孪晶畴和复合孪晶,伴有二次孪晶(或微孪晶)和反相畴界等晶体缺陷,孪晶面分别为 $(\bar{1}11)$ 或 $(11\bar{1})$,共轭面为 $(\bar{1}10)$ 或 $(1\bar{1}0)$ 。同时从晶体学角度解释了该相孪晶和复合孪晶等缺陷的生成机制。

关键词:5083 铝合金;透射电镜; θ -Al₄₅(Mn,Cr)₇ 相;孪晶

文章编号:1004-0609(2019)-04-0684-09

中图分类号:TG146.22

文献标志码:A

AA5083 是一种非热处理强化的 Al-Mg 系铝合金,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]。AA5083 铝合金除合金元素 Mg 外,还含有少量的 Mn 和微量杂质元素 Cr 和 Fe。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,且弥散分布。据报道 Al-Mg 系合金中弥散分布的第二相能阻碍晶粒长大,提高铝合金回复再结晶温度^[5],对合金的性能尤其是断裂韧性、疲劳强度和腐蚀性能等产生影响^[6-8]。国内外关于 5083 铝合金弥散相的形态和微观结构研究不多。LEE 等^[8]最早报道了 5083 铝合金的弥散相有六方结构 μ -Al₄Mn、正交结构 Al₆Mn 相和立方结构 E 相 (Al₁₈Mg₃Cr₂ 或 Al₇Cr),后来陆续报道的弥散相绝大多数为正交结构 Al₆Mn 相^[9-13],少部分伴有单斜结构 ν -Al₁₁Mn₄ 相^[10]、或六方结构 μ -Al₄Mn,或立方结构 β -Al₃Mg₂ 相^[11],或者同时兼有上述几种弥散相。而相关的相图研究^[14-19]报道:Al-Cr 二元合金和 Al-Cr-Mn 三元合金中有 13 种含 Al 的合金相,单斜结构 θ -Al₄₅(Mn,Cr)₇ 相便是其中的一种。本文作者最近观察了 5083 铝合金轧制退火后的组织,发现该合金的弥散相除常见的 Al₆Mn 相外,同时还存在 η -Al₅(Mn,Cr) 和 θ -Al₄₅(Mn,Cr)₇ 两个相,而有关 θ -Al₄₅(Mn,Cr)₇ 相的形态和微观结构在变形铝合金研究中未见报道。本文利

用高分辨透射电镜仔细观察 5083 铝合金轧制退火组织中 θ -Al₄₅(Mn,Cr)₇ 相的形态及其孪晶结构,并从晶体学角度解释了该相孪晶要素及其生成机制。

1 实验

实验采用某企业生产的 5083 铝合金, H116 加工态(即为 500°以上轧制,冷却至室温再在 300°以下轧制一次,再冷却至室温)。合金的化学成分(质量分数,%)为: Mg4.47, Si0.07, Mn0.65, Fe0.22, Cr0.084, 余量为 Al。其力学性能指标如下:屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 为 215 MPa,抗拉强度 σ_b 为 305 MPa,断后伸长率 δ 为 10%。采用 Tenupol-5 电解双喷减薄仪制备透射电镜试样,电解液成分为:硝酸 100 mL,甲醇 300 mL,工作温度-25 °C,电压 20 V。制成的试样均在 JEM-2100F 透射电镜上观察和分析,加速电压为 200 kV。

2 结果与分析

2.1 θ -Al₄₅(Mn,Cr)₇ 相的形态和晶体结构

5083 铝合金 H116 态的组织形态如图 1(a)所示,除轧制拉长及回复再结晶的铝基体晶粒外,还分布许

多弥散相颗粒, 呈深色, 大小不一, 有条状(见图中标记 1)、短棒状(见标记 2)和球状或非规则形状(见标记 3 和 4)等形态; 球状颗粒相的 EDS 成分曲线如图 1(b)所示, 由 Al、Mn 和极少量的 Cr 等元素组成, 化学分子式可写成 $\text{Al}_{87.5}(\text{Mn,Cr})_{12.5}$, 与文献[14–15]报道的 θ 相成分和化学式类似, 尺寸约 100~300 nm。图 2 所示

为该相颗粒放大后在不同电子束 B 位向下的形态, 似球状或不规则形状, 界面清晰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), 颗粒内部常出现一组或几组孪晶条纹, 其中图 2(c)和(d)中有两个不同方向的条纹, 一虚一实(白色虚实线所示), 图 2(e)和(f)中出现三组条纹, 图 2(f)所示

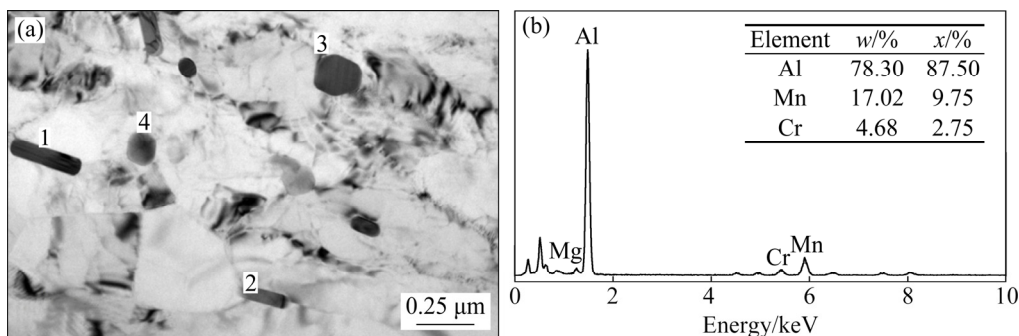


图 1 5083 铝合金 H116 态弥散相形貌和球状颗粒相 EDS 谱

Fig. 1 Morphology of dispersoids in 5083 alloy with H116 temper condition (a) and EDS spectrum of spherical-like particle (b)

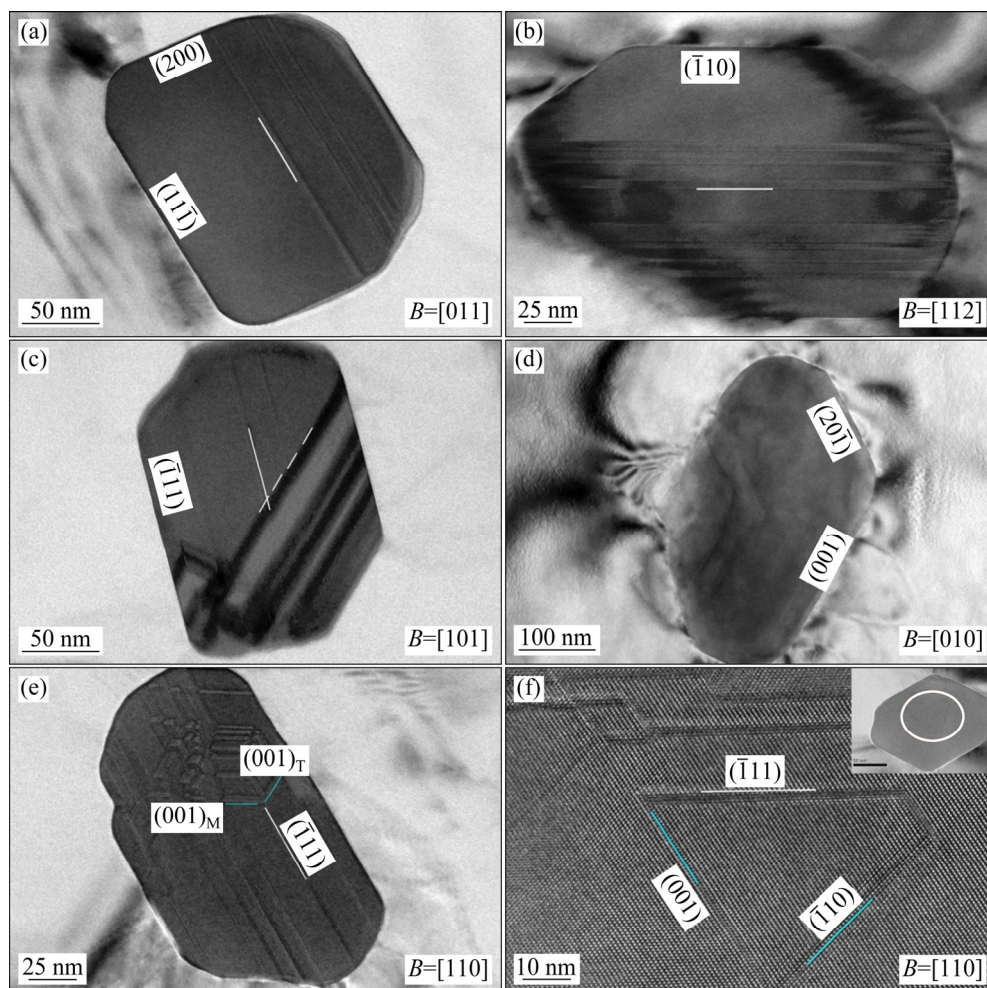


图 2 球状或不规则颗粒相在不同电子束 B 位向下的形态

Fig. 2 Morphologies of spherical-like or irregular-like particles observed along different B orientations of electron beam: (a) $B=[011]$; (b) $B=[112]$; (c) $B=[101]$; (d) $B=[010]$; (e) $B=[110]$; (f) $B=[110]$

是其右上角插图颗粒白色圆圈部分放大后的形态, 三组条纹为晶粒内部的孪晶(白色实线所示)和反相畴界(浅蓝色实线所示)晶体缺陷。

为确定此球状颗粒相的晶体结构, 通过倒空间阵点三维重构, 分析确定该球状或不规则形状的颗粒相与单斜结构 $\theta\text{-Al}_{45}(\text{Mn,Cr})_7$ 相^[15]吻合, 空间群为 $C2/m$, 晶胞大小 $a=2.5296\text{ nm}$, $b=0.7574\text{ nm}$, $c=1.0949\text{ nm}$, $\beta=128.7^\circ$ 。图 3 和 4 所示分别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。通过测量和晶体学参数计算(参考单斜晶体的面间距及面间距夹角的计算公式^[20]), 所得结果列于表 1。表 1 中列出了图 3~7 中系列选区电子衍射花样有关晶体学数据, 包括两个晶面($h_1k_1l_1$)、($h_2k_2l_2$)面间距 d_1 、 d_2 测量值和计算值以及二者夹角 α 的测量值和计算值, 还有样品杆 X 轴与 Y 轴的位置角度及其倾转角度。由表 1 可知, 晶面间距及其夹角的实测值和 $\theta\text{-Al}_{45}(\text{Mn,Cr})_7$ 相对应的晶面间距及其夹角计算值相吻合, 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 1 的 $[uvw]$ 列或如图 3~7 所示。比如, 图 3 所示衍射花样(摄于图 2(a)中的颗粒)从晶带轴 $[011]$ 起, 绕衍射矢量(200)定向倾转 11.5° 、 8.1° 和 10.5° 依次获得 $[032]$ 、 $[021]$ 和 $[031]$ 3 个选区电子衍射花样; 图 4 所示衍射花样(摄于图 2(d)中的颗粒)从晶带轴 $[100]$ 起, 绕衍射矢量(001)定向倾转 17.5° 、 15.4° 和 10.3° 依次获得 $[110]$ 、 $[120]$ 和 $[130]$ 三个选区电子衍射花样。

2.2 $\theta\text{-Al}_{45}(\text{Mn,Cr})_7$ 相的 $(11\bar{1})$ 或 $(\bar{1}11)$ 孪晶

图 5(a)所示为 $\theta\text{-Al}_{45}(\text{Mn,Cr})_7$ 相颗粒在电子束 $B=[112]$ 下的孪晶形貌。由图 5(a)可见, 孪晶两部分 M、T 以孪晶面(图中粗白线所示)为界, 呈镜面对称, 交替重复排列成 MTMTMT, 孪晶两部分中相同的晶面(图中白色平行双实线所示)各自平行堆垛。图 5(a)右上角的插图所示为该 θ 相颗粒的球状形态, 图 5(b)所示为与图 5(a)相对应的复合电子衍射花样, 经分析标定为 $[112]_M/[112]_T$ 孪晶花样, 公共衍射矢量为 $(11\bar{1})$, 确定为孪晶面衍射矢量, 此时绕孪晶面衍射矢量 $(11\bar{1})$ 大角度倾转 36.9° 后(倾转角度参考表 1), 出现图 5(c)所示的 $[101]_M/[101]_T$ 孪晶衍射花样, 公共衍射矢量仍为 $(11\bar{1})$ 。图 5(d)所示为另一 $\theta\text{-Al}_{45}(\text{Mn,Cr})_7$ 相颗粒的孪晶衍射花样, 经分析标定其衍射花样的晶带轴 $B=[011]_M/[011]_T$, 公共衍射矢量亦为 $(11\bar{1})$, 其左下角插图图为颗粒的形态, 似球状。

图 6(a)所示为电子束 $B=[110]$ 下 $\theta\text{-Al}_{45}(\text{Mn,Cr})_7$ 相的孪晶形貌, 孪晶两部分 M 与 T 以孪晶面 $(\bar{1}11)$ 为界面, 交替排列, 且各自平行堆垛, 图 6(a)右上角的插图所示是该 θ 相颗粒的球状形态, 图 6(b)所示亦是图 6(a)相对应复合电子衍射花样, 经分析标定为 $[110]_M/[110]_T$ 孪晶衍射花样, 公共衍射矢量为 $(\bar{1}11)$, 即为孪晶面的衍射矢量, 此时绕孪晶面衍射矢量 $(\bar{1}11)$ 倾转 12.2° 和 4.5° (倾转角度参考表 1), 依次出现

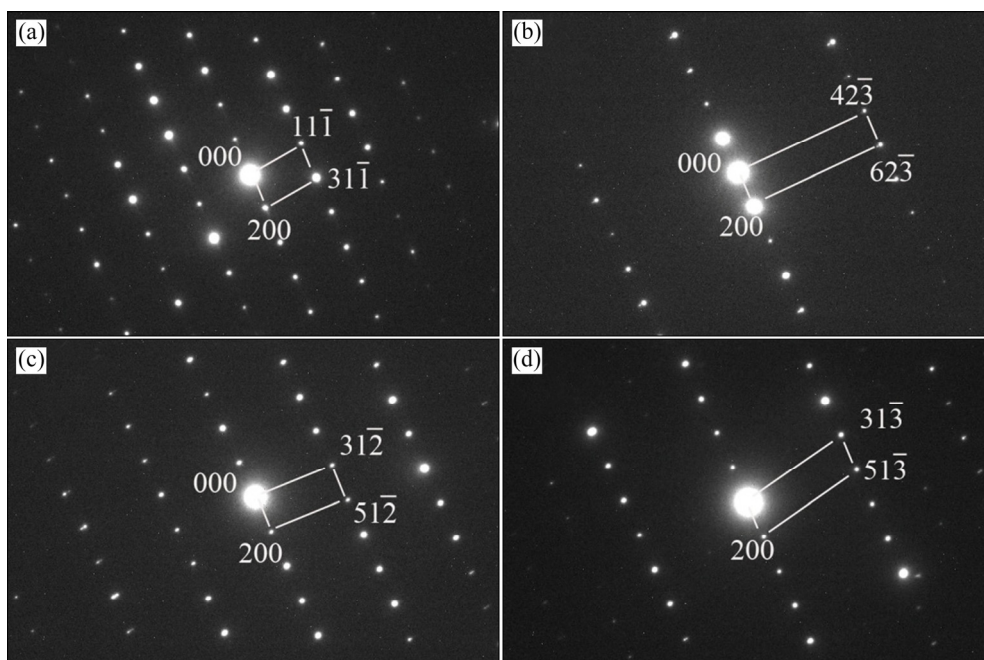


图 3 图 2(a)中颗粒相绕衍射矢量(200)定向倾转获得的选区电子衍射花样

Fig. 3 Selected area diffraction patterns taken from particles in Fig. 2(a) by tilting around diffraction vector (200): (a) $B=[031]$; (b) $B=[021]$; (c) $B=[032]$; (d) $B=[011]$

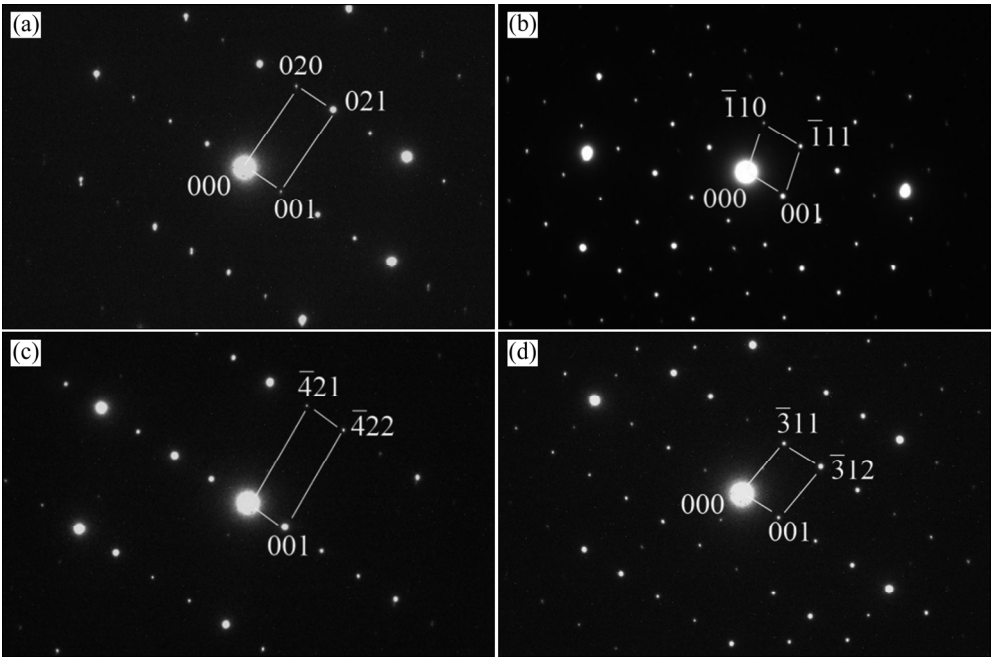


图 4 图 2(d)颗粒相绕衍射矢量(001)定向倾转获得的选区电子衍射花样

Fig. 4 Selected area diffraction patterns taken from particle in Fig. 2(d) by tilting around diffraction vector (001): (a) $B=[100]$; (b) $B=[110]$; (c) $B=[120]$; (d) $B=[130]$

表 1 球状颗粒相衍射花样晶体学数据实测值和计算值以及样品倾转角度

Table 1 Calculated and experimental values of crystallographic data corresponding to SAD patterns for spherical-like particles, and sample-stage angle being tilted

Case	Figure No.	Experimental value			Calculated value ^[20]			$(h_1k_1l_1)$	$(h_2k_2l_2)$	$[uvw]$	Stage angle		Tilted angle/(°)
		$d_1/\text{\AA}$	$d_2/\text{\AA}$	$\alpha/(\text{°})$	$d_1/\text{\AA}$	$d_2/\text{\AA}$	$\alpha/(\text{°})$				$X/(\text{°})$	$Y/(\text{°})$	
1	Fig. 3(a)	9.926	6.333	97.5	9.829	6.169	97.9	200	$11\bar{1}$	011	-16.8	-5.2	0
	Fig. 3(b)	10.00	2.668	91.7	9.829	2.626	92.5	200	$22\bar{3}$	032	-6.6	0.1	11.5
	Fig. 3(c)	9.885	4.454	87.4	9.829	4.435	88.4	200	$31\bar{2}$	021	0.7	3.6	8.1
	Fig. 3(d)	9.875	3.277	101.7	9.829	3.210	102.4	200	$31\bar{3}$	031	9.9	8.2	10.5
2	Fig. 4(a)	8.603	3.888	90.0	8.542	3.787	90.0	001	020	100	-21.7	14.8	0
	Fig. 4(b)	8.637	7.216	102.2	8.542	7.608	103.0	001	$\bar{1}10$	110	-4.3	12.7	17.5
	Fig. 4(c)	8.571	3.303	91.9	8.542	3.244	91.9	001	$\bar{4}21$	120	11.0	10.6	15.4
	Fig. 4(d)	8.646	5.678	83.0	8.542	5.583	83.1	001	$\bar{3}11$	130	21.2	9.2	10.3
3	Fig. 5(b)	6.177	10.39	60.0	6.169	10.45	60.2	$11\bar{1}$	$20\bar{1}_M$	112_M	-13.8	6.1	0
	Fig. 5(c)	6.203	6.267	110.5	6.169	6.169	109.8	$11\bar{1}$	$1\bar{1}\bar{1}_M$	101_M	21.1	-6.9	36.9
4	Fig. 6(b)	6.335	8.511	56.9	6.169	8.542	58.3	$\bar{1}11$	001_M	110_M	6.9	10.6	0
	Fig. 6(c)	6.377	2.662	83.9	6.169	2.669	84.4	$\bar{1}11$	$3\bar{1}2_M$	352_M	8.1	-1.5	12.2
	Fig. 6(d)	6.378	3.601	95.5	6.169	3.607	95.2	$\bar{1}11$	$3\bar{1}1_M$	$12\bar{1}_M$	8.6	-6.0	4.5
5	Fig. 7(b)	7.111	10.63	96.0	7.067	10.45	96.2	$\bar{1}10$	$20\bar{1}_M$	112_M	18.8	-8.7	0
		7.111	9.872	112.3	7.067	9.819	111.0	$\bar{1}10$	200_T	$00\bar{1}_T$	18.8	-8.7	0
	Fig. 7(c)	7.175	3.733	88.8	7.067	3.643	88.8	$\bar{1}10$	$40\bar{3}_M$	334_M	-1.9	-6.3	20.8
		7.179	3.699	81.0	7.067	3.607	81.3	$\bar{1}10$	311_T	$11\bar{4}_T$	-1.9	-6.3	20.8
	Fig. 7(d)	7.164	5.488	85.0	7.607	5.318	85.1	$\bar{1}10$	$20\bar{2}_M$	111_M	-11.5	-3.0	10.2
		7.164	5.171	109.1	7.067	5.064	108.6	$\bar{1}10$	201_T	$11\bar{2}_T$	-11.5	-3.0	10.2

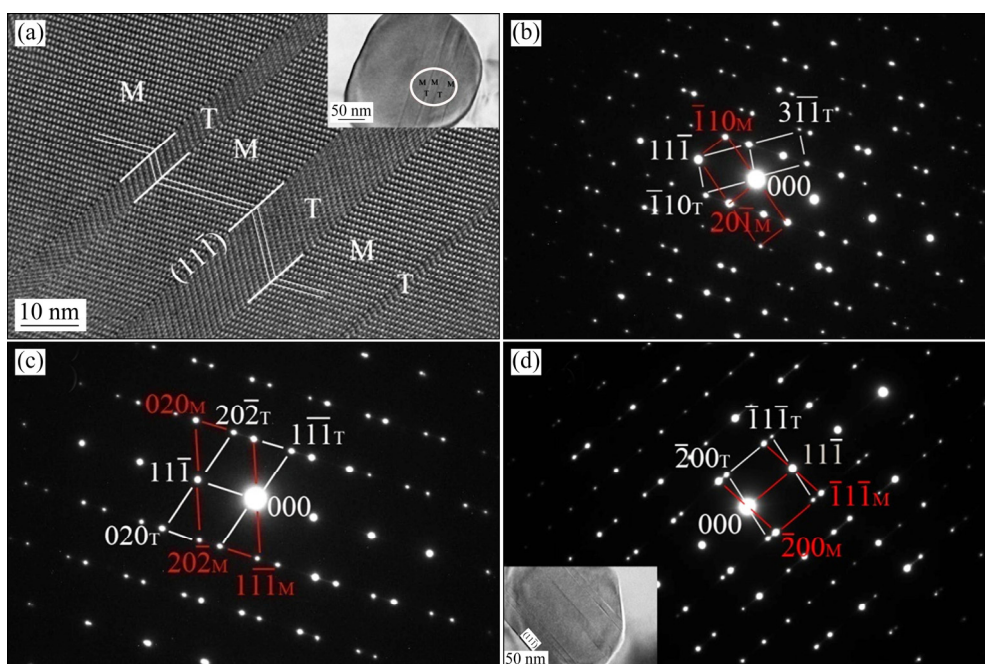


图5 电子束 $B=[112]$ 下的孪晶形貌和不同电子束 B 位向下的孪晶花样

Fig. 5 Image of twin viewed along electron beam $B=[112]$ and SADPs of twins along different B orientations of electron beam: (a) $B=[112]$; (b) SADP, $B=[112]_M/[112]_T$; (c) SADP, $B=[101]_M/[101]_T$; (d) SADP, $B=[011]_M/[011]_T$

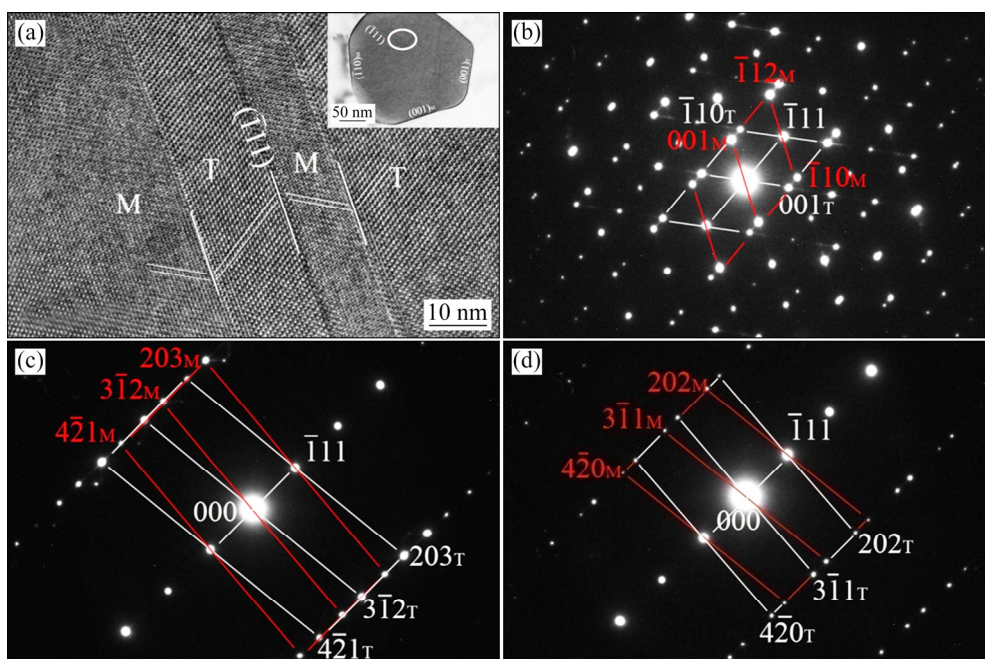


图6 电子束 $B=[110]$ 下的孪晶形貌和不同电子束 B 位向下的孪晶花样

Fig. 6 Image of twin viewed along electron beam $B=[110]$ and SADPs of twins along different B orientations of electron beam: (a) $B=[110]$; (b) SADP, $B=[110]_M/[110]_T$; (c) SADP, $B=[352]_M/[352]_T$; (d) SADP, $B=[121]_M/[121]_T$

$[352]_M/[352]_T$ 和 $[121]_M/[121]_T$ 孪晶衍射花样, 如图 6(c)和(d)所示, 公共衍射矢量 $(\bar{1}11)$ 保持不变。

2.3 θ - $\text{Al}_{45}(\text{Mn,Cr})_7$ 相的 $(\bar{1}10)$ 孪晶畴

图 7(a)所示为图 3(b)中 θ 相颗粒放大像, 具有明

显孪晶结构形貌, 孪晶两部分 M、T 亦以孪晶面为界面, 相互交替排列 MTMTMT, 且各自平行堆垛, 但 M、T 孪晶两部分不呈镜面对称(图中白线双实线所示), 这种形貌特征又称畴结构或孪晶畴。图 7(b)所示为与图 7(a)相对应的孪晶复合电子衍射花样, 经分析

标定孪晶衍射花样的晶带轴 $B=[112]_M/[00\bar{1}]_T$, 公共衍射矢量为 $(\bar{1}10)$, 即共轭面。此时, 绕共轭面衍射矢量 $(\bar{1}10)$ 定向倾转 20.8° 和 10.2° (倾转角度参考表 1), 会依次出现孪晶 $[334]_M/[11\bar{4}]_T$ 和 $[111]_M/[11\bar{2}]_T$ 复合电子衍射花样, 如图 7(c)和(d)所示, 其中 M、T 两部分的衍射矢量也不呈镜面对称, 但二者的共轭面仍

为 $(\bar{1}10)$ 。

2.4 θ -Al₄₅(Mn,Cr)₇ 相的复合孪晶

图 8(a)所示为 θ -Al₄₅(Mn,Cr)₇ 相颗粒的复合孪晶形态, 孪晶条纹清晰可见, 可将其分成三部分 A、B 和 C 区, 其中右下方 A 区出现二次孪晶条纹, 即右下

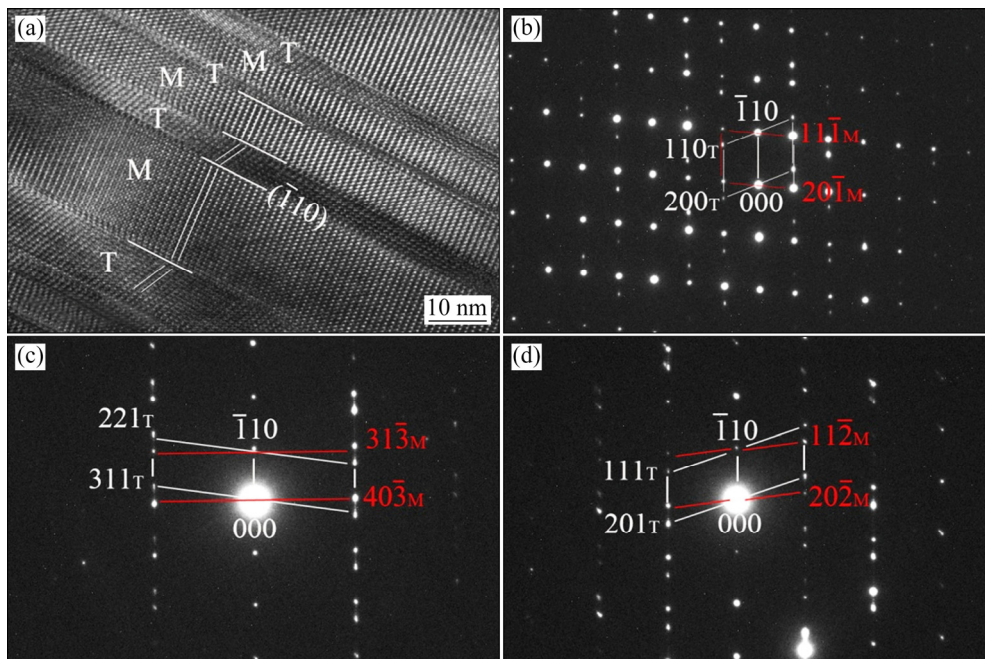


图 7 电子束 $B=[112]_M/[00\bar{1}]_T$ 下的孪晶形貌和不同电子束 B 位向下的孪晶花样

Fig. 7 Image of twin viewed along electron beam $B=[112]_M/[00\bar{1}]_T$ and SADPs of twins along different B orientations: (a) $B=[112]_M/[00\bar{1}]_T$; (b) SADP, $B=[112]_M/[00\bar{1}]_T$; (c) SADP, $B=[334]_M/[11\bar{4}]_T$; (d) SADP, $B=[111]_M/[11\bar{2}]_T$

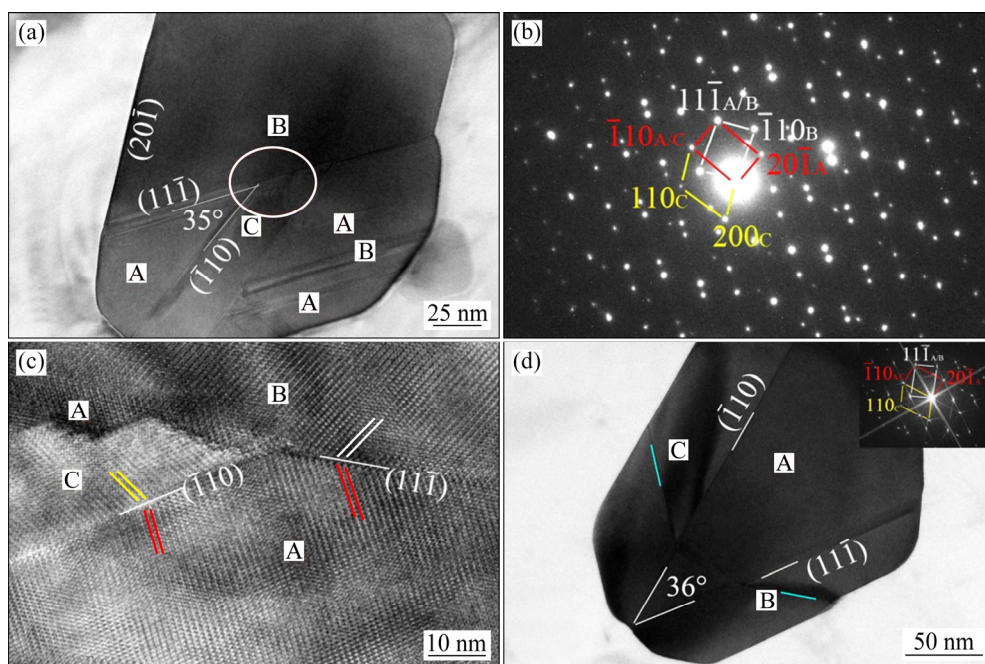


图 8 θ -Al₄₅(Mn,Cr)₇ 相复合孪晶形貌和 $[112]_A/[112]_B/[001]_C$ 复合孪晶衍射花样

Fig. 8 Morphology of multiple-twin θ -Al₄₅(Mn,Cr)₇ and SADP of multiple-twin along $B=[112]_A/[112]_B/[001]_C$: (a) Morphology of multiple-twin; (b) SADP, $B=[112]_A/[112]_B/[001]_C$; (c) Enlarged image of multiple-twin; (d) Morphology and SADP of multiple-twin

反应 $L \rightarrow (\text{Al}) + \text{Al}_6\text{Mn} + \theta$, 反应温度为 560~700 °C, 因此 θ 相属于高温生成相。而 5083 铝合金是 Al-Mg 系铝合金, 尽管该合金只有少量的 Mn 和微量杂质元素 Fe 和 Cr 等, 这些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, 即弥散相。由 5083 铝合金 H116 态的加工工艺知 θ 相颗粒可能在高温均匀化和挤压过程中析出、长大。但由于组成 θ 相的结构单元(空间群为 $C2/m$, $a=2.5196$ nm, $b=0.7574$ nm, $c=1.0949$ nm, $\beta=128.72^\circ$)与面心立方 Al 基体的结构单元(面心立方, $a=0.4049$ nm)存在很大差异, 在形成过程中, 内部结构单元会发生“调整”, 以保证 θ 相与 Al 基体之间界面能和颗粒内的应变能最低^[22-24], 从而导致颗粒中形成孪晶等缺陷, 最后以较完整的排列方式构成孪晶的一部分, 这种孪晶现象在 Al-Cu-Mg 合金的 T 相中也经常见到^[24]。另外, 由于 5083 铝合金均匀化和挤压温度(500 °C 以上)比较高, 其长大的速度比较快, 所以会出现二次孪晶(微孪晶)或者反相畴界, 如图 2(f)所示的条纹缺陷, 这种微孪晶存在的原因是本身还来不及长大, 其他不同取向的孪晶体已经在其界面析出并长大^[22-23]。按孪晶的形成机理, 孪晶可分为生长孪晶和形变孪晶, 文中 θ 相颗粒中的孪晶既有生长孪晶又有形变孪晶。

一般来说孪晶面是晶体堆垛紧密且缺陷少的密排面或近似密排面^[25-26]。结构复杂晶体的密排面或近似密排面通常由晶体的结构因子和晶面间距二者决定, 结构因子高且面间距大的晶面为密排面或近似密排面^[21]; 而晶体结构因子的平方正比于它的衍射强度 I , 即 $I \propto |F_{hkl}|^2$ 。X 射线衍射 JCPDS#29-0014 卡片显示 θ 相的 $(\bar{1}11)$ 和 $(11\bar{1})$ 的衍射强度 I 数值最大(即 $I=75\%$), 结合 3.1 节中阐述的晶面 $(\bar{1}11)$ 和 $(11\bar{1})$ 面间距是 $\{111\}$ 晶面族中最大者, 由此推断 θ 相的近似密排面为 $(\bar{1}11)$ 或 $(11\bar{1})$, 因此也很好地解释了为何试验中观察到的 θ 相的孪晶面多数为 $(\bar{1}11)$ 或 $(11\bar{1})$ 。另一种孪晶畴的共轭面为 $(\bar{1}10)$, 这种结构的孪晶数量很少, 它们的存在只是协调孪晶之间界面的不匹配程度。这种孪晶现象在正交结构的 CaMgSi 相^[27]和 Ni-Ge 合金^[28]中可观察到, 它们通过旋转而成, 只是旋转角不同而已。本文中 θ 相的孪晶属 180°旋转孪晶。

4 结论

1) 5083 铝合金 H116 加工态组织中有弥散分布球状或不规则形状的 θ -Al₄₅(Mn,Cr)₇ 相, 约 100~300 nm, 属单斜晶系, $a=2.5196$ nm, $b=0.7574$ nm, $c=1.0949$

nm, $\beta=128.72^\circ$, 该相在以前 5083 铝合金研究中未曾观察到。

2) θ -Al₄₅(Mn,Cr)₇ 相颗粒易产生孪晶缺陷, 孪晶面 $(\bar{1}11)$ 或 $(11\bar{1})$, 共轭面为 $(\bar{1}10)$ 或 (110) , θ 相的孪晶属 180°旋转孪晶。

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] MCQUEEN H J. Hot working and forming processes[J]. J Met, 1980, 32(2): 17-25.
- [6] 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.
- [7] HUMPHREYS F J. The nucleation of recrystallization at second phase particles in deformed aluminium[J]. Acta Metall, 1977, 25: 1323-1344.
- [8] LEE S L, WU S T. Identification of second phase in Al-Mg alloys containing Mn[J]. Metall Trans, 1987, 18A: 1353-1357.
- [9] KONG B O, SUK J I, NAM S W. Identification of Mn-dispersoid in Al-Zn-Mg-Mn alloy[J]. J Mater Sci Let, 1996, 15: 763-766.
- [10] 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.
- [11] 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.
- [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] LI Y J, ZHANG W Z, MARTHINSEN K. Precipitation crystallography of plate-shaped Al₆(Mn,Fe) second phase in AA5182 alloy[J]. Acta Mater, 2012, 60: 5963-5974.
- [14] 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.
- [15] 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.
- [16] 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.
- [17] 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.
- [18] RAGHAVAN V. Al-Cr-Mn (Aluminum-Chromium-Manganese)[J]. *J Phase Equilib Diffus*, 2009, 30(6): 620–623.
- [19] 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.
- [20] EDINGTON J W. Practical electron microscopy in materials science[M]. London: Van Nostrand Reinhold International, 1976: 283.
- [21] 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.
- [22] 桂奇文, 陈江华, 伍翠兰, 王双宝. Al-Cu-Mg合金中 T 相的扫描透射电镜研究[J]. *电子显微学报*, 2012, 31(4): 301–307.
- GUI Qi-wen, CHEN Jiang-han, WU Cui-lan, WANG Shuang-bao. A HAADF-STEM study of T -phase in the Al-Cu-Mg alloys[J]. *J Chin Electr Microsc Soc*, 2012, 31(4): 301–307.
- [23] 李春志, 王顺才, 金 延. $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ 相中孪晶的高分辨电子显微术研究[J]. *金属学报*, 1992, 28(1): A1–A5.
- LI Chun-zhi, WANG Shun-cai, JIN Yan. High resolution study of twin in $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ phase[J]. *Acta Metall Sinica*, 1992, 28(1): A1–A5.
- [24] CHEN Z W, CHEN P, LI S S. Effect of Ce addition on microstructure of $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ twin phase in an Al-Cu-Mn casting alloy[J]. *Mater Sci Eng A*, 2012, 532: 606–609.
- [25] PORTER D A, EASTERLING K E. Phase transformations in metals and alloys[M]. London: Van Nostrand Reinhold International, 1981: 283.
- [26] KELLY P M, REN H P, QIU D, ZHANG M X. Identifying close-packed planes in complex crystal structures[J]. *Acta Mater*, 2010, 58: 3091–3095.
- [27] JIN Y, CHATURVEDI M C. Crystallographic study of Ni_2Ge phase in binary Ni-Ge alloy system[J]. *Acta Mater*, 1996, 44: 3833–3845.
- [28] AI Y L, LUO C P, LIU J W. Twinning of CaMgSi phase in a cast $\text{Mg-1.0Ca-0.5Si-0.3Zr}$ alloy[J]. *Acta Mater*, 2007, 55: 531–538.

Twinning of $\theta\text{-Al}_{45}(\text{Mn,Cr})_7$ phase in 5083 aluminum alloy

XIAO Xiao-ling¹, LIU Hong-wei², CHEN Wen-long¹, ZHAN Hao¹, SUN Hong-ying¹

(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 dispersoids in 5083 alloy with H116 temper condition were investigated using JEOL 2100F transmission electron microscope equipped with EDS and STEM. The results show that the discrete spherical-like or irregular-shaped $\theta\text{-Al}_{45}(\text{Mn,Cr})_7$ phase which has monoclinic structure with a unit cell of $a=2.5196$ nm, $b=0.7574$ nm, $c=1.0949$ nm, $\beta=128.72^\circ$ is observed in 5083 alloy. One type of twin is shown to be a $(\bar{1}11)$ or $(11\bar{1})$ twin with the $(\bar{1}11)$ or $(11\bar{1})$ plane serving as the twinning plane, and another type of orientation twin is seen to be a $(\bar{1}10)$ domain with the $(\bar{1}10)$ plane serving as the coherent plane. The boundaries of both $(\bar{1}10)$ domain and $(11\bar{1})$ twin are found to be coincident with the twinning plane. In addition composite-twins are also observed in $\theta\text{-Al}_{45}(\text{Mn,Cr})_7$ particles. Possible formation mechanisms of the twins are discussed based on a crystallographic consideration.

Key words: 5083 aluminium alloy; TEM; $\theta\text{-Al}_{45}(\text{Mn,Cr})_7$ phase; twin

Foundation item: Projects(2017GIFC0002, 2017C1007) supported by the Zhongshan Science and Technology Bureau, China

Received date: 2018-04-27; **Accepted date:** 2018-06-25

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

(编辑 何学锋)