• 今日铸造 Today Foundry •
DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2021.11.015

富铈稀土在5000系铝合金中的作用

巩天浩[1,2],史志铭[1],杜赵新[1],新巴雅尔[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.内蒙古工业大学 科学技术处,内蒙古 呼和浩特 010051)

摘　要:由于5000系铝合金具有良好的拉伸力学性能和成形性,被用作汽车内衬板以及形状复杂的结构件。与其它传统变质剂相比,富铈稀土在铝合金改性方面不仅对铝合金晶粒起到细化作用还能改善合金组织中第二相形貌、大小以及分布。综述了5000系铝合金的特点和研究进展,总结了稀土在铝合金中的作用,重点分析了富铈稀土对5000系铝合金的强化机制。

关键词:富铈稀土;富铁相;再结晶;强化
中图分类号:TG441.8　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2021)11-0987-06

Effect of Ce-rich RE in 5000 Series Aluminum Alloy

GONG Tianhao[1,2], SHI Zhiming[1], DU Zhaoxin[1], XIN Bayaer[1]
(1.School of Materials Science and Engineering, Inner Mongolia University of Technology, Hohhot 010051, China; 2.Department of Science and Technology, Inner Mongolia University of Technology, Hohhot 010051, China)

Abstract: Because 5000 series aluminum alloy has good tensile mechanical properties and formability, it is used as automobile lining plate and complex structural parts. Compared with other traditional modifiers, Ce-rich rare earth (RE) can not only refine the grain of aluminum alloy, but also improve the morphology, size and distribution of the second phase in the alloy structure. The characteristics and research progress of 5000 series aluminum alloy were reviewed, the role of rare earth in aluminum alloy was summarized, and the strengthening mechanism of Ce-rich rare earth on 5000 series aluminum alloy was analyzed emphatically.

Key words: cerium-rich mischmetal; iron-rich phase; recrystallization; strengthening

随着能源危机和环境污染问题的日益加深,汽车材料的轻量化越来越被人们所重视。5000系铝合金由于对拉伸性能和良好的成型性,被用作汽车内衬板以及形状复杂的结构件[1-3]。随着5000系铝合金研究的深入,其应用范围也在不断拓展,AMAG铝轧制公司成功开发出一种AlMg4.5Mn0.7铝合金,在H19状态下的抗拉强度达到480 MPa、屈服强度高达400 MPa、伸长率6%,退火后的抗拉强度为310 MPa、伸长率22%,且无拉伸应变痕,已成功应用在凯迪拉克STS行李箱盖、宾利欧陆的翼子板以及奔驰SLS的车门[4],由此可见,5000系铝合金在解决汽车轻量化问题上仍具备较大潜力。

收稿日期:2021-08-27
基金项目:内蒙古自治区高等学校科学技术研究项目(NJZZ21021);内蒙古工业大学科学研究项目(BS2021042)
作者简介:巩天浩(1984—),山西临汾人,博士,讲师.研究方向:铝合金铸造工艺及铝合金强化研究.
电话:18847132552,Email:gth@imut.edu.cn

1　5000系铝合金

1.1　5000系铝合金的特点

5000系铝合金以Mg为主要的合金元素,Mg在合金中主要以固溶状态和β相(Mg_2Al_3或Mg_5Al_8)的形式存在。图1为Al-Mg二元合金平衡相图,在450 ℃时,Mg在铝合金的最大固溶度为17.5%,随着温度的降低,Mg在铝基体中的固溶度大幅度降低,当温度降低到室温时,其固溶度降低到1.7%左右。随着铝基体中Mg元素固溶度的降低,Mg原子以β相析出,但是由于β相形核困难,且与铝基体不具有共格关系,因而时效强化效果极差,属于不可热处理强化合金,通常采用固溶强化、加工硬化以及细晶强化等手段进行强化处理。该系合金具有较高的比强度,成型性、抗腐蚀性能和焊接性能较好,因此在运输、汽车以及船舶等领域被广泛使用。

大量的研究表明[5-7],在5000系铝合金实际应用中主要存在以下缺陷:

(1)晶间腐蚀和应力腐蚀的倾向　产生原因主

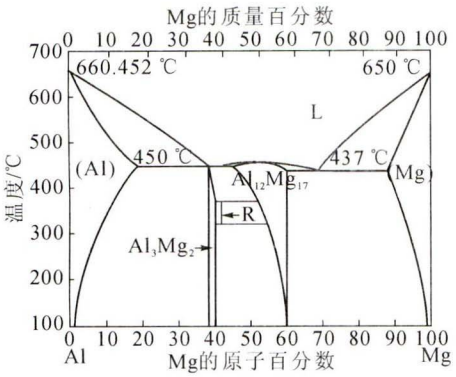


图 1 Al-Mg 二元合金平衡相图

Fig.1 Al-Mg binary alloy equilibrium phase diagram

要与合金中的β相有关，在Mg含量超过3.5%的铝镁合金中，平衡凝固后的β相倾向于在晶界形核长大，由于β相的腐蚀电位(-1.29 V)比铝合金基体(-0.73 V)要低，晶界处电位较低的β相会发生阳极溶解，导致晶间腐蚀甚至剥落腐蚀现象。β相的这种晶间腐蚀行为对合金强度损害极大。因此，在5000系铝合金的研究中，对Mg元素的存在形式，特别是β相的形貌、分布、尺寸的控制以及形核长大的机理长期以来都是研究的重点。

(2)吕德斯线和吕德斯延迟　吕德斯线是板材在变形时，表面出现一系列的锯齿状变形带。如果晶粒尺寸过大，且在变形时进一步发展，便会出现"桔皮"现象，造成不雅外观。吕德斯延迟是指材料最初屈服时的变形不均匀，应变增加而屈服应力不增加的现象。这主要是由于Mg溶质气团的位错源释放，导致合金在显著的应变强化之前出现很大的变形量。针对以上缺陷，对5000系铝合金晶粒度以及轧制后组织的研究就显得尤为重要。

因此，在5000系合金的组织及性能的改进中，Mg元素固溶量、有害相的调控以及晶粒尺寸大小是改进过程中的关键问题，对其最终性能起着决定性作用。

1.2 5000系铝合金研究现状

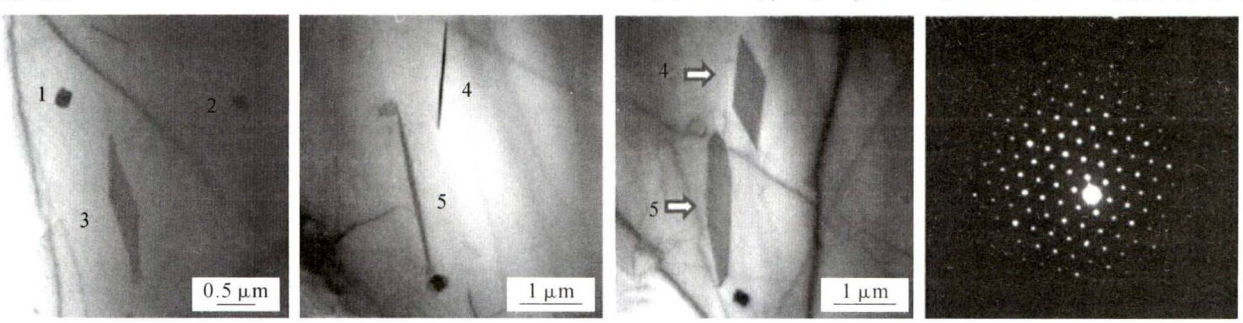
1.2.1 β相的沉淀行为

在5000系铝合金中，β相的产生一般分为：GP区-β″-β′-β相四个阶段[8]，在Mg含量较低时，β相析出困难，不能起到时效强化的作用；在Mg含量较高时，容易在晶界处的析出相，尺寸粗大，增加了合金应力腐蚀敏感性。为了使β相在晶内均匀弥散的沉淀，研究者们对其形核机制的探索也一直没有间断过。

5000系铝合金中的β相因晶体学关系形核困难，但是经过175 ℃下保温10天的热处理仍然能够得到大量的β相，主要存在两种形式：一种是沿着晶界析出；另一种是以Al-Mn-Fe-Cr的复合相(Al_6Mn为原型，掺杂部分Fe、Cr)为形核质点析出[9]。低温下足够长时间保温能使β相形核并长大，其形核位置还是在晶界处和先析出相周围，并且β相的长度和厚度主要受到形核位置位错网格的影响[10]。对于不同相位差的晶界而言，β相无论在大角度晶界还是小角度晶界处都会形核，但是在大角度晶界析出的β相平均尺寸要大于小角度晶界析出的β相[11]。其主要因素取决于Mg原子的扩散速率，Mg原子在位错密集、晶界处的扩散速率要大于在α-Al中的扩散速率，因此，在大角度晶界析出的β相尺寸要大于小角度晶界[12]。对于小于20度的大角度晶界，β相优先在(111)晶面形核长大，这种现象导致了大角度晶界处β相呈现连续网状的析出，对合金塑性破坏极大[13]。

1.2.2 富铁相的控制

富铁相的控制是所有铝合金材料制备过程中必须严格把控的因素之一。在5000系铝合金中，Fe元素只要以$Al_6(Mn,Fe)$相的形式存在，大量研究者们试图通过工艺的参数对$Al_6(Mn,Fe)$相的形貌进行控制。高温(520 ℃)保温7 h水冷，合金中的弥散相主要是菱形的$Al_6(Mn, Fe)Si$相(尺寸小于300 nm)和片状的$Al_6(Mn, Fe)$相[14-15](如图2所示[20])。降低冷却



(a-c)弥散体TEM图像　　(d)菱形弥散体衍射花样

图 2 5182铝合金在520 ℃保温7 h后的弥散体及菱形弥散体，图c是与图b相同区域经过大角度倾斜后的图片

Fig.2 The dispersoids and the diamond-shaped dispersoids of 5182 aluminum alloy after 7 h at 520 ℃. The image in (c) is taken from the same area as in (b), after a large angle tilting

速率后，对菱形 $Al_6(Mn, Fe)$相（与铝基体无共格关系）的析出有抑制作用，对片状 $Al_6(Mn, Fe)$相（与铝基体具有共格关系）的析出有促进作用[16]，有利于合金的再结晶以及后续加工变形。进一步优化热处理工艺，采用400 ℃保温4 h+490 ℃保温16 h的双极退火工艺，能够获得更加细小的 $Al_6(Mn, Fe)$相[17]。5000系铝合金的均匀化退火的目的主要是在消除成分偏析，提高合金塑性，而在保证消除成分偏析的前提下，尽量降低均匀化退火温度，能够有效的抑制 Al_6Mn 相的长大，更有利于合金的后续加工。

1.2.3 再结晶行为

再结晶是指冷变形后的金属加热到一定温度之后，在原来的变形组织中重新产生了无畸变的新晶粒，性能也发生明显变化，恢复到完全软化状态的过程。为了获得晶粒尺寸细小的再结晶结晶，一方面要促进再结晶形核，另一方面要抑制再结晶晶粒长大。

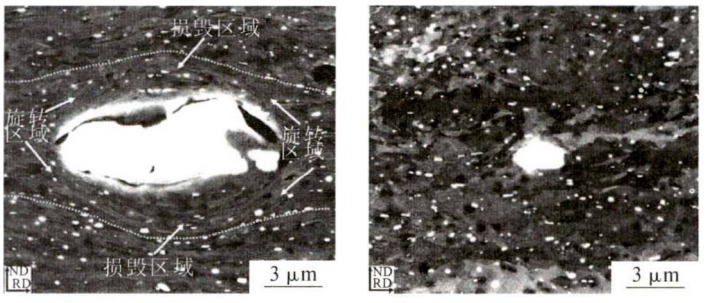
在促进再结晶形核方面，再结晶的驱动力是影响形核的主要因素。变形程度越大，再结晶驱动力也就越高，形核就越容易。通常，粗大的第二相周围变形程度较大，容易发生再结晶形核[18-20]，即粒子诱发形核（particle stimulated nucleation, PSN）。除粗大第二相颗粒外，合金在变形过程中，原始晶粒的晶界能够"吸收"位错能量，提高该区域内的再结晶驱动力，成为再结晶形核的天然有利位置。原始晶粒尺寸越小，原始晶界数量较多，能够激发更多的再结晶形核，再结晶完成后的晶粒尺寸也更加均匀[21]。除此以外，在变形过程中加入中间退火，能够形成更多立方织构，立方织构能够通过保留更多原始晶粒取向，降低合金再结晶形核所需的能量壁垒，促进再结晶形核，细化再结晶晶粒[22]。然而，这种中间退火会使得二相颗粒数量增加，粗大第二相颗粒会使得颗粒附近形成局部应力场（如图3所示[22]），进而改变颗粒周围的晶粒取向，抑制立方带形核后粗大的再结晶晶粒的产生[23-25]。由此可见，PSN、立方带形核以及晶界形核都与合金中的储存能有直接关系，储存能大、再结晶形核能量壁垒低对再结晶形核有促进作用；储存能低、再结晶形核能量壁垒高对再结晶形核有抑制作用。

在抑制再结晶晶粒长大方面，大多数学者认为，溶质元素固溶和弥散第二相对抑制再结晶晶粒长大效果最为显著。Yang等人对纯铝和铝镁合金的再结晶过程进行了比较，研究表明，铝镁合金中固溶在基体中的Mg元素能够对位错的滑移产生阻碍作用，从而获得尺寸更加细小的再结晶晶粒[26]。除此以外，细小的沉淀相对PSN形核和立方带形核后的再结晶晶粒的长大也会形成良好的抑制作用，细化再结晶晶粒[27]。

综上所述，在铝合金再结晶晶粒形核方面，合金原始晶粒度、大尺寸的第二相以及残留的立方织构能够从组织结构方面为再结晶晶粒形核提供有利条件；在再结晶晶粒长大方面，溶质元素的固溶、小尺寸的析出相能够通过有效的阻碍位错、晶界运动，抑制再结晶晶粒的长大。无论是再结晶形核还是抑制再结晶晶粒长大，第二相颗粒都起着重要的作用，一方面粗大的第二相颗粒有利于再结晶形核，另一方面细小的第二相颗粒有利于抑制再结晶晶粒长大，因此，合理尺寸和浓度的第二相颗粒的搭配不仅可以诱发大量再结晶晶粒形核，而且可以抑制这些晶核的快速长大，最终使得合金基体内分布有大量细小均匀的再结晶晶粒。

2 稀土铝合金的研究现状

稀土作为重要的矿产资源以其特殊的核外电子排布结构和化学活性，被认为是"工业维生素"，是最适应于铝合金的微合金化元素之一。更为重要的是，在整个铝熔体中添加稀土的处理工艺不会对环境造成污染。稀土在铝合金中主要以3种形式存在：固溶在基体中；偏聚在相界、晶界和枝晶界；固溶在化合物中或以化合物形式存在。稀土在铝合金中存在形式主要取决于铝合金中稀土的添加量。在实际生产过程中，并不是稀土添加量越多越好，这是由于随着



(a)大颗粒周围明显的变形区　　(b)小颗粒周围没有变形区

图3 变形量为70%的变形微观结构中不同尺寸颗粒的影响

Fig.3 Example deformation microstructures showing the influence of constituent particle size at 70% reduction

稀土含量增加，晶间稀土化合物数量增加，铝合金高温强度显著增加，但晶间脆性相的增多将导致合金塑性下降，因此，RE 的添加应控制在合适的比例。

稀土元素在铝合金中具有良好的细化作用的主要原因是：由于稀土的加入可以增加液态金属的结晶核心、过冷度，且在析出相或生长相的表面生成一层吸附膜，阻碍晶粒继续长大，细化晶粒。稀土在铝合金中的细化作用机理存在两种不同的理论：异质形核机制和成分过冷机制[28-30]。

在所有稀土作为铝合金中微合金化元素的研究中，Sc 的表现最为突出，其变质机理与传统变质剂铝钛硼相似，以高温下形成的第二相为异质核心，提高铝合金的形核率，对晶粒起到细化作用。这种异质形核的变质机理导致合金中 Sc 必须保持较高的添加量，以 Al-Mg 合金为例，在 Al-Mg 合金中加入 0.2%Sc，对合金晶粒度并没有明显的细化效果；当添加量提高到 0.4%时，晶粒细化效果显著；添加量增加到 0.6%时，合金中的晶粒尺寸进一步减小，其作用机理主要是通过高温下形成的 Al_3Sc，为 α-Al 提供异质形核的核心，从而达到细化晶粒的目的[31]。但是 Sc 的高昂的价格（大约 10 万元 /kg），大大提高了铝合金的生产成本，为此研究者对合金的成分进行进一步的改进，使用 Zr、、Y、Nb、Er 等来替代合金中部分 Sc 元素，形成 $Al_3(Sc,X)$ 相，取代了 Al_3Sc，成为合金中的异质形核的晶胚[32-34]，但是这种符合添加的方式，极易受 Si 元素影响[35]。

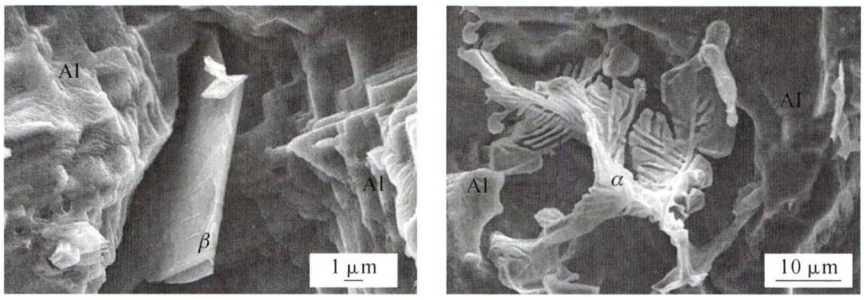
与 Sc 相比，轻稀土 Ce、La 占据着价格上的优势，近年来也越来越被人们所关注。在其变质机理的讨论方面，存在异质形核和成分过冷两种不同的争议。通过同时添加 La、Sc 后能够提供异质形核核心，其变质效果与单独添加 Sc 的合金相当，然而，随着 La 元素含量的增加，对合金晶粒尺寸的细化作用反而恶化[36]。此类现象表明，对于稀土 La、Ce 而言，在变质机理上与 Sc 有所差异，富集在固液界面引起成分过冷，进而细化晶粒是其主要变质机理。与此同时，Ce、La 的这种原子富集还会对合金中的第二相，特别是富铁相的形貌起到优化的作用，使纯铝中晶界上的富铁杂质相由细小的针状变成短棒状、汉字状（如图 4 所示），减少合金中的孔隙率，提高铝合金的塑性[37-39]。

综上所述，由于稀土 Ce、La 在变质机理上与 Sc 存在较大差异，异质形核迫使 Sc 的含量必须保持在一个较高的水平才能使铝合金晶粒得到明显细化；而成分过冷机制对 Ce、La 的用量要求较低，且占据价格上的绝对优势。从效果上看，稀土 Ce、La 在细化晶粒的同时对第二相的形貌、孔隙率都能产生积极的作用，提升合金综合性能。与 Sc 的复合变质情况类似，富铈稀土在变质效果上与单独添加稀土 Ce、La 相差不大，但是在资源获取上却占据更加有利的条件。稀土 Ce、La 是最常见的伴生矿，相比单纯 Ce 和单纯 La，富铈稀土减少了提纯上的成本，在价格上却要低很多。

3 富铈稀土对 5000 系铝合金强化机制的影响

固溶强化、形变强化以及细晶强化是 5000 系铝合金主要的强化机制。富铈稀土的添加能够对合金中晶粒尺寸、第二相形貌进行优化，这种对组织的优化也必然会对合金的强化机制产生影响。

（1）固溶强化　根据固溶强化的机理可知，当溶质原子加入基体中，由于原子半径的差异，使基体的晶格发生畸变，造成一个弹性应力场。溶质原子产生的应力场与位错本身的应力场交互作用阻碍位错运动，从而导致强化。稀土元素受到在铝中固溶度小的限制，本身所起到的固溶强化效果有限，然而，在 5000 系铝合金中，富铈稀土的存在却能够抑制 Al_3Mg_2 相的析出，使更多的 Mg 元素固溶在铝基体中，以过饱和固溶体的形式存在，提高 Mg 元素在铝中的固溶强化效果。因此，富铈稀土对 5000 系铝合金固溶强化效果主要体现在对 Mg 元素固溶度的



(a)Al-Mg-Si　　(b)Al-Mg-Si-La

图 4 稀土 La 对 Al-Mg-Si 铝合金中 AlFeSi 相形貌的影响[40]
Fig.4 Effect of rare earth La on morphology of AlFeSi phase in Al-Mg-Si aluminum alloy

影响。

(2)细晶强化　它是唯一既可以提高合金强度，又可以提高塑性和韧性的强化机制。晶粒度细化对强度提高的原因可以解释为：在同样的外力作用下，大晶粒的位错塞积所造成的应力集中激发相邻晶粒发生塑性变形的机会比小晶粒要大得多。小晶粒的应力集中小，则需要在较大的外应力下才能使相邻晶粒发生塑性变形，这也是合金强度提高的原因。晶粒度细化对塑性提高的原因可以解释为：在相同外力的作用下，细小晶粒的晶粒内部和晶粒附近的应变度相差较小，变形较均匀，相对来说，因应力集中引起开裂的机会也较小，这就有可能在断裂之前承受较大的变形量，所以可以得到较大的延伸率和断面收缩率。由于细晶粒金属中的裂纹不易产生也不易传播，因而在断裂过程中吸收了更多的能量，即表现出较高的韧性。该强化效应可用经典的 Hall-Petch 公式表示[41]：

$$\sigma_y=\sigma_0+kd^{1/2} \tag{1}$$

式中，σ_y 为屈服应力，MPa；σ_0 表示 Mg 原子的固溶强化的强度，MPa；d 是晶粒尺寸，k 是常数。富铈稀土对 5000 系铝合金细晶强化的影响主要体现在：一方面富铈稀土在固液界面造成成分过冷能够细化铝合金晶粒；另一方面富铈稀土与基体形成的 $Al_4(Ce,La)$ 相会分布在晶界，使晶界厚度增加，强度提高。

(3)形变强化方面　形变强化也称为位错强化，即合金在形变过程中由于位错密度增加，位错彼此交割形成位错缠结，使其运动受阻而发生强化。位错强化可用下公式表示[41]：

$$\sigma_d=aMGb\rho^{1/2} \tag{2}$$

式中，a 为接近 0.33 的常数，G 为纯铝的剪切模量，M 为泰勒因子，b 为柏氏矢量，ρ 为位错密度。富铈稀土对 5000 系铝合金形变强化主要体现在：通过富铈稀土的添加提高了的 Mg 元素的固溶度，而富铈稀土与基体也能够形成一定数量的稀土相。这些合金组织的变化都能够对位错的运动形成阻碍、钉扎作用，被阻碍的位错相互缠结，增加了合金中位错的密度，导致合金的强度升高。

5000 系铝合金作为传统的汽车车身材料的应用范围正在随着研究者对该合金研究的深入而不断拓展。稀土作为微合金化元素所起到的作用也越来越被人们所关注。使用廉价的富铈稀土代替昂贵的稀土 Sc，随着对稀土研究水平的不断提高、稀土尾矿问题的日益严重、铝合金价格竞争的愈演愈烈，其研究价值终将被挖掘。除在价格方面具备优势外，富铈稀土在变质效果方面更加全面，不仅可以对晶粒起到细化作用，而且还可以改善合金中第二相的形貌、大小以及分布。然而，对于富铈稀土的变质机理还存在较多争议，在整个铝合金制备环节中的作用还缺乏系统性研究，这为稀土 Ce 在铝合金制备中的应用带来很多的不确定因素。

参考文献：

[1] 李龙. 铝合金在新能源汽车工业的应用现状及展望 [J]. 轻合金加工技术, 2017, 45(9) : 18-25.

[2] 姚凌云. 汽车轻量化开发中的轻质材料技术应用 [J]. 西南汽车信息, CPRJ 车用塑料技术论坛应征论文, 2018(6): 5-9.

[3] 董学锋. 车身材料与车身轻量化 [J]. 汽车工艺与材料, 2017(7): 1-18.

[4] SCHULZ P, BERMEDER J, UFFELMANN D, et al. Advanced 5xxx-, 6xxx- and 7xxx- Aluminium Alloys for Applications in Automotive and Consumer Electronics [J]. Materials Science Forum, 2011, 690: 451-454.

[5] SAKURAI T. The Latest Trends in Aluminum Alloy Sheets for Automotive Body Panels[J]. Kobelco Technology Review, 2008, 1 (28) : 22-28.

[6] 王宇，曹零勇，李俊鹏. 中间退火对汽车用 5182 铝合金板组织和性能的影响[J]. 材料工程, 2016, 44(9) : 76-81.

[7] 张琪，邹立颖. 冷轧率对罐盖料用 5182 铝合金板材微观组织及拉伸性能的影响[J]. 稀有金属, 2016, 40(239) : 16-22.

[8] STEIMER M A, AGNEW S R. Modeling sensitization of Al-Mg alloys via β-phase precipitation kinetics [J]. Scripta Materialia, 2015, 102: 55-58.

[9] GOSWAMI R, SPANOS G, PAO P S, et al. Precipitation behavior of the β phase in Al-5083 [J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(4-5) : 1089-1095.

[10] ZHU G Z, RADTKE G, BOTTON G A. Bonding and structure of a reconstructed (001) surface of $SrTiO_3$ from TEM[J]. Nature, 2012, 490(7420) : 384-387.

[11] SCOTTO D D, GAIES J, GOLUMBFSKIE W, et al. Grain boundary misorientation dependence of β phase precipitation in an Al-Mg alloy[J]. Scripta Materialia, 2014, 76: 81-84.

[12] SCOTTO D D, GAIES J, GOLUMBFSKIE W, et al. Direct measurement of the effect of cold rolling on β phase precipitation kinetics in 5xxx series aluminum alloys [J]. Acta Materialia, 2017, 123: 264-271.

[13] ZHAO Y F, POLYAKOV M N, MECKLENBURG M, et al. The role of grain boundary plane orientation in the β phase precipitation of an Al-Mg alloy[J]. Scripta Materialia, 2014, 89: 49-52.

[14] FU L, LI Y, JIANG F Q, et al. On the role of Sc or Er micro-alloying in the microstructure evolution of Al-Mg alloy sheets during annealing[J]. Materials Characterization, 2019,157: 109918.

[15] BOOTH-MoRRISON Z M, DIAZ M, DUNAND D C, et al. Role of silicon in accelerating the nucleation of Al_3 (Sc,Zr) precipitates in dilute Al-Sc-Zr alloys[J]. Acta Materialia, 2012, 60:4740-4752.

[16] RATCHEVP P, HOUTTE V P. Effect of preheat temperature on the orientation relationship of (Mn,Fe) Al6 precipitates in an AA

5182 Aluminium-Magnesium alloy [J]. Acta Metallurgicaet Materialia, 1995, 43(2) : 621-629.

[17] HE L Z, LI X H, LIU X T, et al. Effects of homogenization on microstructures and properties of a new type Al-Mg-Mn-Zr-Ti-Er alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527 (29-30) : 7510-7518.

[18] HUMPHREYS F J. The nucleation of recrystallization at second phase particles in deformed aluminium [J]. Acta Metallurgica Et Materialia, 1977, 25: 1323-1344.

[19] HANSEN N, BAY B. The effect of particle size on the recrystallization temperature of dispersion-strengthened aluminium aluminium-oxide alloys[J]. Scripta Metallurgica, 1974, 8: 1291-1296.

[20] HANSEN N, JONES A R, LEFFERS T. Recrystallization and grain growth of multi-phase and particle containing materials [M]. Riso National Laboratory, 1980:44-48.

[21] PAN D, ZHOU S, ZHANG Z, et al. Effects of Sc (Zr) on the microstructure and mechanical properties of as-cast Al-Mg alloys[J]. Materials Science and Technology, 2017, 33(6) : 751-757.

[22] 吕伟强，卢广玺，关绍康. 中间退火对 HTCR5052 铝合金再结晶过程的影响[J]. 材料热处理学报, 2017, 38(6) : 91-96.

[23] HIGGINSON R L, AINDOWM, BATE P S. The effect of finely dispersed particles on primary recrystallisation textures in AI-Mn-Si alloys [J]. Materials Science and Engineering A, 1997, 225: 9-21.

[24] LIU Q, YAO Z Y, GODFREY A, et al. Effect of particles on microstructural evolution during cold rolling of the aluminum alloy AA3104 [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 482 (1-2) : 264-271.

[25] BENNETT T A, PETROV R H, KESTENS L A, et al. The effect of particle-stimulated nucleation on texture banding in an aluminium alloy[J]. Scripta Materialia, 2010, 63(5) : 461-464.

[26] YANG H D, LONG S Y, ZHU S Q, et al. Effects of Borides and Ce-Rich Mischmetal on the Modification of Fe-Rich Intermetallics in Secondary Al-Si Alloys [J]. Rare Metal Materials & Engineering, 2016, 23: 125-131.

[27] VATNE H E, ENGLER O, Nes E. Influence of particles on recrystallisation textures and microstructures of aluminium alloy 3103 [J]. Materials Science and Technology, 2013, 13(2) : 93-102.

[28] WU Y M, XIONG J, LAI R M, et al. The microstructure evolution of an Al-Mg-Si-Mn-Cu-Ce alloy during homogenization [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 475(1-2) : 332-338.

[29] 高红选. 稀土元素 La 对铝镁合金组织和力学性能的影响[J]. 铸造, 2014, 63(3) : 265-270.

[30] 郭旭涛. 稀土在铝-镁合金中的应用 [J]. 材料工程, 2004(8): 60-64.

[31] ZHOU S, ZHANG Z, LI M, et al. Effect of Sc on microstructure and mechanical properties of as-cast Al-Mg alloys[J]. Materials & Design, 2016, 90: 1077-1084.

[32] PAN D, ZHOU S, ZHANG Z, et al. Effects of Sc (Zr) on the microstructure and mechanical properties of as-cast Al-Mg alloys[J]. Materials Science and Technology, 2017, 33(6) : 751-757.

[33] BARKOV R Y, POZDNIAKOV A V, TKACHUK E, et al. Effect of Y on microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Mn-Zr-Sc alloy with low Sc content [J]. Materials Letters, 2018, 217: 135-138.

[34] FU L, LI Y, JIANG F Q, et al. On the role of Sc or Er micro-alloying in the microstructure evolution of Al-Mg alloy sheets during annealing[J]. Materials Characterization, 2019,157: 109918.

[35] DANG J Z, HUANG Y F, CHENG J. Effect of Sc and Zr on microstructures and mechanical properties of as-cast Al-Mg-Si-Mn alloys [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2009, 19(3) : 540-544.

[36] 高红选，古文全，吴建. 复合添加 Zr 及稀土 Sc、La 对铝镁合金组织和力学性能的影响[J]. 热加工工艺, 2014, (16) : 265-270.

[37] HOSSEINIFAR M, MALAKHOV D V. Effect of Ce and La on microstructure and properties of a 6xxx series type aluminum alloy [J]. Journal of Materials Science, 2008, 43(22) : 7157-7164.

[38] ELGALLAD E M, DOTY H W, ALKAHTANI S A, et al. Effects of La and Ce Addition on the Modification of Al-Si Based Alloys [J]. Advances in Materials Science and Engineering, 2016, 2016: 1-13.

[39] ZHANG X, WANG Z, ZHOU Z, et al. Influence of rare earth (Ce and La) addition on the performance of Al-3.0wt%Mg alloy [J]. Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed., 2017, 32(3) : 611-618.

[40] BURGER G B, JEIIREY W, LLOYD D J. Microstructural Control of Aluminum Sheet Used in Automotive Applications [J]. Materials Characterization, 1995, 35 : 23-39.

[41] ZHA M, LI Y J, MATHIESEN R, et al. Microstructure, hardness evolution and thermal stability of binary Al-7Mg alloy processed by ECAP with intermediate annealing [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(7) : 2301-2306.

《铸件均衡凝固技术及应用实例》

《铸件均衡凝固技术及应用实例》由西安理工大学魏兵教授编著。共 8 章：1 铸铁件均衡凝固与有限补缩；2 铸铁件冒口补缩设计及应用；3 压边浇冒口系统；4 浇注系统大孔出流理论与设计；5 铸件均衡凝固工艺；6 铸钢、白口铸铁、铝、铜合金铸件的均衡凝固工艺；7 浇注系统当冒口补缩设计方法；8 铸件填充与补缩工艺定量设计实例。全书 320 页，特快专递邮购价 280 元。

邮购咨询：李巧凤 13991824906，技术咨询：13609155628