

Gain Equiaxed Grains through Rapid Heating in Resistance Furnace for Cold-Rolled Cc5083 Aluminum Alloy

Mingbiao Chen^{1,2,3*#}, Qi Wei^{1*}, Xiaoyi Ma^{1,2,3}, Linhui Zhang^{1,2,3}, Qingqing Sui¹, Han Yang¹, Jiahao Yang¹, Zhaxizuoma¹, Fuhua Jia¹

¹School of Mechanical Engineering, Qinghai University, Xining Qinghai

²New Light Metal and Alloy Laboratory in Qinghai Province, Xining Qinghai

³Light Alloy Research Laboratory in Qinghai University, Xining Qinghai

Email: #chenmingbiaozyx@126.com

Received: Apr. 28th, 2019; accepted: May 13th, 2019; published: May 20th, 2019

Abstract

The grain shape of CC5083 aluminium alloy cold rolled plate is long and large after conventional recrystallization annealing in resistance furnace and has bad performance. After the samples are recrystallized annealing (use the invention processes), namely, when the temperature of furnace is up to the recrystallization temperature of the samples, the samples are put into resistance furnace and the temperature of furnace was quickly up to the recrystallization temperature of samples and held 1 h. Polarization metallographic microscopy showed that the grain size of the sample was equiaxed and fine. Fine dispersed precipitated phase particles were observed in the basal phase grain boundaries under EBSD and the precipitation phase was Mg_5Al_8 according to the XRD. The mechanism of fine equiaxed grains gained is that: the recrystallization nucleation rate is high when the furnace is rapidly heated to the recrystallization temperature of the samples, and the samples are put into furnace and the temperature of furnace is quick to recrystallization temperature and holds for annealing. The fine second phase Mg_5Al_8 particles dispersed on the recrystallized grain boundaries prevent recrystallized grain growth; maintaining a finely dispersed second phase in the aluminum alloy matrix is advantageous for obtaining equiaxed fine recrystallized grains. The annealing process is suitable for industrial application of CC5083 aluminum alloy cold rolled sheet.

Keywords

CC5083 Aluminum Alloy, CC5083 Aluminum Alloy Sheet, Recrystallization, Recrystallization Annealing, Grains, Equiaxed Grains, Second Phase, Mechanism

CC5083冷轧板电阻炉快速加热再结晶退火得等轴晶

*并列第一作者。

#通讯作者。

陈明彪^{1,2,3*#}, 韦琪^{1*}, 马晓艺^{1,2,3}, 张林慧^{1,2,3}, 隋箫箫¹, 杨翰¹, 杨家豪¹, 扎西卓玛¹, 贾富华¹

¹青海大学机械工程学院, 青海 西宁

²高性能轻金属合金及深加工国家地方联合工程研究中心, 青海 西宁

³青海省新型轻金属合金重点实验室, 青海 西宁

Email: #chenmingbiaozyx@126.com

收稿日期: 2019年4月28日; 录用日期: 2019年5月13日; 发布日期: 2019年5月20日

摘要

CC5083铝合金冷轧板经过电阻炉常规再结晶退火后组织晶粒粗长而影响性能。采用发明工艺电阻炉到温入炉快速加热1 h再结晶退火试样, 经偏光金相观察获得的组织晶粒呈等轴、细小, 此等轴、细小晶粒组织对性能有利; 利用电子背散射技术观察再结晶晶界及晶内分布细小、弥散第二相, 经X-射线衍射检测第二相为Mg₅Al₈。获得等轴、细小再结晶晶粒的机理是到温入炉快速加热再结晶退火时形核率高, 再结晶晶界上弥散分布的细小第二相Mg₅Al₈颗粒阻止再结晶晶粒长大; 铝合金基体中保持细小弥散的第二相有利于获得等轴细小再结晶晶粒。电阻炉到温入炉快速加热再结晶退火工艺适于CC5083铝合金冷轧板工业应用。

关键词

CC5083铝合金, CC5083铝合金板, 再结晶, 再结晶退火, 晶粒, 等轴晶, 第二相, 机理

Copyright © 2019 by authors and Hans Publishers Inc.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY).

<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



Open Access

1. 引言

CC5083 (连续冷却铸造 5083 铝合金)具有许多优异的特点, 如高比强度, 良好的耐腐蚀性、中等强度、耐腐蚀性好、较好的延伸性及成型性好、可焊性较好等, 这使其在汽车、船舶制造等方面具有重要用途, 但其不能通过热处理进行强化, 其主要强化方法是加工硬化; 调整其组织、性能的主要方式是形变及再结晶退火。CC5083 铝合金冷轧板不同的退火工艺所获得的微观组织和性能会产生很大的差异。已有的研究显示: 对 CC5083 铝合金冷轧板在电炉中采用常规方式再结晶退火(即低温入炉后随炉升温到再结晶温度以上加热后出炉冷却退火, 简称电阻炉常规再结晶退火), 获得的再结晶组织为粗大的长条状晶粒组织[1] [2] [3], 这会严重影响其工艺性能及使用性能; 采用在盐炉中退火(即炉温达到再结晶温度以上入炉加热后出炉冷却退火, 简称盐炉再结晶退火), 可获得较细小、等轴的再结晶组织[1] [2] [3], 但因盐炉的盐池尺寸较小, 不适于工业上对较大尺寸的及批量的 CC5083 铝合金冷轧板的退火生产需要, 在退火过程中盐浴会排出大量的废料、废气不利于环保。此问题影响了 CC5083 铝合金冷轧板的应用及生产, 需要研究优化 CC5083 铝合金冷轧板的再结晶退火工艺。根据陈明彪等发明的一项技术解决方案[4], 用箱式电阻炉铝合金厚板(两块)工装加热到试样预定退火温度后, 快速将试样置于工装的两块铝合金厚板之间并快速入炉加热使试样快速升温到预定退火温度进行再结晶退火(简称电阻炉到温入炉快速加热再结晶退火), 推定可得到细小的等轴晶(此前本发明工艺方法没有进行过实验验证)。箱式电阻炉中不仅容易装

入及加热 CC5083 铝合金冷轧板, 还可同时放置多片, 有利于批量生产。

目前对于 CC5083 等铝合金冷轧板再结晶后的组织及性能已有一些研究[1]-[6]。没经过预先退火的 CC 3105 铝合金低温退火过程中沉淀相在再结晶之前沉淀于大角度晶界, 得粗而长的再结晶晶粒; 提高再结晶温度则再结晶过程快于沉淀过程, 得等轴、尺寸较小的再结晶晶粒; 较高温度退火时再结晶于明显沉淀发生之前完成, 得细小等轴的再结晶晶粒。预先退火过的 CC 3105 铝合金之再结晶晶粒尺寸小于没经过预先退火的[5]。CC 5083 铝合金经预先退火后再冷轧及再结晶退火(盐炉加热)后组织晶粒细小、等轴, 没经预先退火者得粗而长的晶粒[5]。CC 5083 中的第二相($Al_{10}(Mg, Mn, Cr)_3$)对再结晶后组织、织构状态有重要影响[5]。3105 铝合金固溶后退火产生大量 Mn_6Al 沉淀相, 其可有效细化晶粒并影响再结晶[7]。形变合金基体中的弥散沉淀相可钉扎晶界、亚晶界; 沉淀相晶粒的粗化控制基体亚晶粒生长, 其颗粒粗化可导致基体中大角度晶界形成[8]。对于铝合金再结晶后晶粒尺寸的影响因素尚未定论。关于第二相对铝合金再结晶晶粒尺寸的影响方面有不同观点。CC 5083 铝合金经过预先盐炉退火后经冷轧及再结晶退火后的组织是细小、等轴的晶粒; 没有经过预先退火得到粗大而伸长的晶粒[9]。一种观点是[10]: 再结晶之前基体中存在的粗粒第二相导致再结晶晶粒较粗大; 再结晶过程中析出的细小弥散分布的第二相阻止再结晶晶粒长大而细化晶粒。另一种观点是[11]: 再结晶之前存在于基体中的和再结晶过程中析出的第二相阻止再结晶晶粒长大。再一种观点认为: 分布于亚晶界上的弥散第二相颗粒起到粒子促进再结晶晶粒形核的作用[12]。一般认为金属凝固及固态转变的形核率越大、晶粒长大速率越小, 则转变生成的晶粒越细小。当冷轧试样进行电阻炉常规再结晶退火时, 由于试样被加热升温速度较慢, 达到再结晶温度以上之前经过形变组织回复的时间较长, 冷轧形变晶格畸变组织发生充分的回复, 这会消耗相当一部分晶格畸变能; 当试样达到再结晶温度阶段时, 由于晶格畸变能减少, 再结晶驱动力相应减小, 再结晶晶粒形核率降低, 再结晶后晶粒数量较少、晶粒尺寸较大。经过较大变形量冷轧后的铝合金变形组织含有较高的晶格畸变储能。由于沿轧制试样横截面方向形变晶粒界面主要为大角度晶界, 在再结晶过程中晶界移动较容易; 基体中的第二相在较高温度下易发生聚集粗化而增大其相互间距, 使再结晶晶粒界面沿轧制方向快速移动不受到阻碍; 沿试样轧向形变组织界面主要为小角度界面, 其在再结晶过程中移动较难。因此经较慢速度升温加热再结晶退火后试样容易生成沿轧向伸长的再结晶晶粒。

本文研究 C5083 铝合金冷轧板的工业化应用再结晶退火工艺方式, 以使其冷轧退火 CC083 铝合金获得细小等轴晶粒组织, 从而提高其工艺性能及使用性能。本研究对压下量为 91.6% 的 CC5083 铝合金冷轧板进行电阻炉到温入炉快速加热再结晶退火 1 h, 退火温度为 340℃、370℃、455℃; 采用数码金相显微镜观察分析其组织晶粒, 采用 XRD、EBSD 检测第二相, 分析其与得到细小等轴晶的关系, 并分析了得到细小等轴晶的机理。研究表明: CC5083 铝合金冷轧板在电阻炉到温入炉快速加热再结晶退火后会获得等轴细小晶粒组织; 此种再结晶退火工艺方式适于工业生产应用。CC5083 铝合金冷轧板经过电阻炉到温入炉快速加热再结晶退火后获得等轴细小晶粒组织的机理是冷轧板快速升温到再结晶温度以上而消耗大部分冷轧形变晶格畸变储能于再结晶过程, 使得再结晶晶粒形核率高, 并且再结晶晶粒界面移动及晶粒长大受到细小弥散第二相 Mg_5Al_8 颗粒的阻碍。铝合金中于再结晶转变之前存在于集体中的第二相发生溶析聚集粗化将失去阻止再结晶晶界移动、晶粒长大作用; 如再结晶中及之前存在于基体中的第二相保持细小、弥散分布于晶界及亚晶界上, 则可阻止再结晶晶粒长大。

2. 实验部分

2.1. 试样制备

本文采用的实验材料是热轧退火 4.3 mm 厚 CC5083 铝合金板, 其化学成分如表 1, 对其使用 $\phi 240$ mm

辊径轧机冷轧至 0.36 mm 厚(变形量为 91.6%)后, 制备金相试样, 冷轧态的金相试样的代号为试样 1, 其化学成分如表 1。

Table 1. Composition of CC 5083 aluminium alloy plate (wt%)

表 1. CC 5083 铝合金板的化学成分(wt%)

Mg	Mn	Cr	Fe	Si	Cu	Ti	Al
4.62	0.74	0.25	0.19	0.10	0.03	0.06	余量

2.2. 试样再结晶退火处理

冷轧后, 对试样采用电阻炉到温入炉快速加热再结晶退火, 退火时间为 1 h, 退火温度分别为 340℃、370℃、455℃, 其相应的试样代号分别为试样 2、试样 3、试样 4; 工装如图 1 所示[4], 其主要作用是通过快速将其蓄热传导给其中所夹压得试样, 实现对到温入炉的 CC 5083 铝合金冷轧板快速加热到再结晶温度以上, 使试样消耗其大部分冷轧形变储能于快速发生再结晶, 从而得到细小等轴晶粒再结晶退火组织。金属厚板可以是耐热不锈钢厚板或铝合金厚板或铜合金厚板(本实验采用的为厚度为 20 mm 的铝合金板), 其并可起到防止 CC 5083 铝合金冷轧板在入炉后上网升温过程中发生翘曲变形的作用。

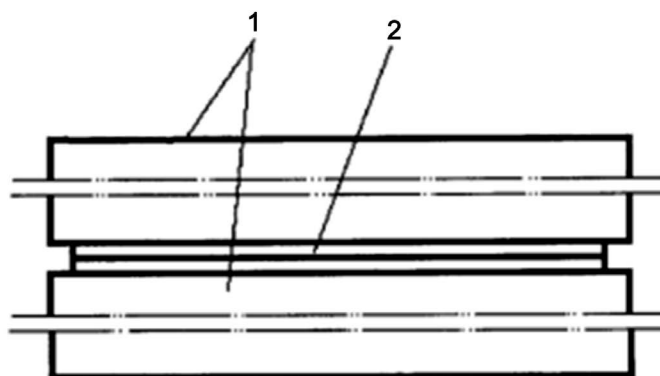


Figure 1. Frock of quick heating recrystallization and annealing with samples be put in resistance furnace when the furnace up to temperature. 1—Aluminium alloy thick plate; 2—Cold rolled CC 5083 aluminium alloy plate

图 1. 试样电阻炉到温入炉快速加热再结晶退火工装。1-铝合金厚板; 2-CC 5083 铝合金冷轧板

电阻炉到温入炉快速加热再结晶退火[4]方式是先在箱式电炉中平放两块上、下相叠紧密的铝合金厚板, 当炉内温度以及铝合金厚板表面和芯部温度均达到所要求的再结晶退火温度后, 再将 CC5083 铝合金冷轧板试样快速放置于工装的两块铝合金厚板之间并使炉膛继续加热 1 h, 进行试样再结晶退火。

2.3. 测试试样硬度

采用美国标乐公司 VH1102 型维氏硬度计测试试样的硬度。

2.4. 金相观察试样退火组织

铝合金试样用水磨砂纸磨制, 再进行机械抛光, 用腐蚀剂腐蚀。腐蚀剂成分为: 硝酸: 盐酸: 氢氟酸: 水 = 5:5:1:5 (ml)。使用 LEICA DMI3000M 金相显微镜观察金相组织。

2.5. X-射线衍射检测试样组织中第二相结构

所用设备为德国 Bruker D8 ADVANCE 型 X 射线衍射仪。

2.6. 背散射电子成像观察试样退火组织中第二相

将磨制、机械抛光、腐蚀后试样,使用 ZEISS 扫描电镜在背散射电子成像模式下观察微观组织、第二相形貌、尺寸以及分布情况等。将再结晶退火后的试样线切割为 4×4 mm 的小薄片,在机械抛光后,进行电解抛光,电解液为甲醇、硝酸和高氯酸的混合液,其比例为甲醇:硝酸:高氯酸 = 190:3:10。在电解抛光过程中,电压控制在 27 V~30 V 左右,电解时间为 20 s 左右。

3. 结果与分析

3.1. 试样硬度测试结果与分析

不同工艺加工或处理后的试样的硬度值如表 2 所示。冷轧状态的试样 1 的硬度教高为 157.1 HV; 经过电阻炉到温入炉快速加热再结晶退火之后,各式样再结晶后的试样的硬度显著降低,即消除了冷轧产生的加工硬化。370℃退火后的试样 3 的硬度为 89.9 HV,显著低于冷轧态的试样 1 的硬度值,是因为发生了完全再结晶,晶粒细小等轴。455℃退火的试样 4 的硬度为 89.3 HV,与试样 3 的硬度基本相同,这说明其再结晶后组织与 370℃退火的试样 3 的基本相同。

Table 2. Hardness of the samples

表 2. 试样硬度值

硬度值/Hv		
试样 1	试样 3	试样 4
157.1	89.9	89.3

CC5083 铝合金冷轧板的组织晶粒呈沿轧向伸长的纤维状(图 2(a)试样 1); 经电阻炉到温快速入炉加热到 340℃退火 1 h 后,少部分纤维状晶粒组织再结晶转化为等轴细小晶粒组织(图 2(b)试样 2); 经电阻炉到温快速入炉 370℃加热再结晶退火 1h 后,基体组织完全转化为等轴细小晶粒组织(图 2(c)试样 3); 经电阻炉到温快速入炉 455℃加热再结晶退火 1h 后基体组织形貌(图 2(d)试样 4)与 370℃再结晶退火后的基本相同。即,变形量为 91.6%的 CC5083 冷轧经电阻炉到温快速入炉再结晶温度以上加热再结晶退火 1 h 后基体得到等轴细小晶粒组织。

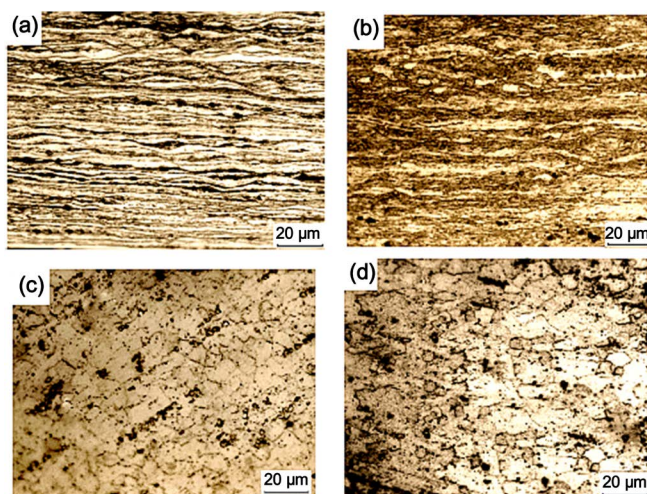


Figure 2. Microstructure of the samples. (a) Sample 1; (b) Sample 2; (c) Sample 3; (4) Sample 4
图 2. 各试样金相组织。(a)试样 1; (b)试样 2; (c)试样 3; (d)试样 4

3.1.1. X-射线衍射检测分析

通过将试样 1 的 X-射线衍射谱线图与标准谱线图进行对比可知冷轧 CC5083 铝合金第二相为 Mg_5Al_8 ；试样分别经电阻炉到温快速入炉 340℃ 和 370℃ 加热再结晶退火的 XRD 谱线显示，随着温度的升高， Mg_5Al_8 的衍射峰增强、含量增加(图 3)。

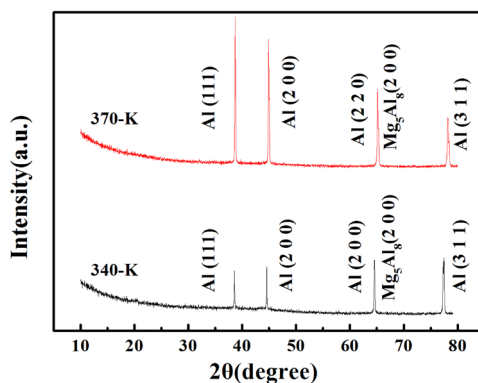


Figure 3. XRD spectrogram of sample 2 and sample 3. 340-K—sample 2; 370-K—sample 3
图 3. 试样 2 和试样 3 的 X 射线衍射谱图。其中：340-K——试样 2 的；370-K——试样 3 的

3.1.2. 背散射电子成像图(BES)

试样经电阻炉到温快速入炉加热到 370℃ 加热 1 小时退火后组织全部为等轴细小晶粒(图 4)，试样经电阻炉到温快速入炉加热到 455℃ 退火后的背散射成像图中组织(图 5)与 370℃ 退火的相似；图 4、图 5 中的晶界上弥散分布着细小第二相。

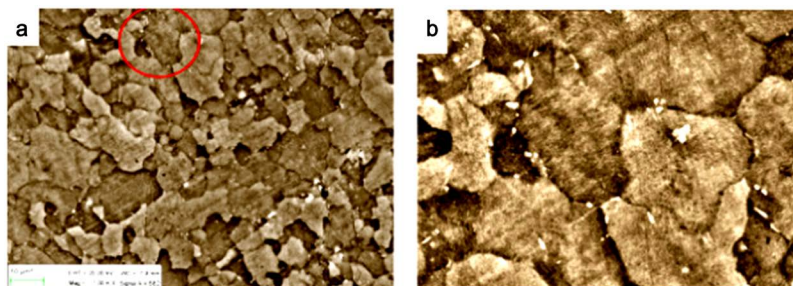


Figure 4. BSE imagine of sample 3. (a) BSE structure; (b) Enlarged view drawing of the internal of red circle in (a)
图 4. 试样 3 的背散射电子成像图。(a)BSE 组织；(b)图(a)中红圈内部放大图

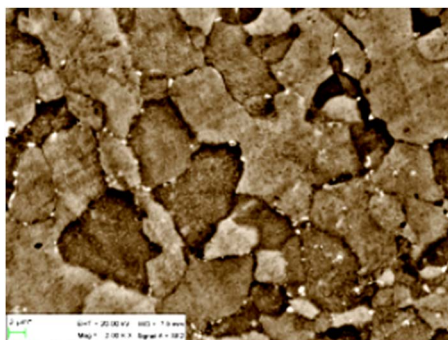


Figure 5. BES imagine of sample 4
图 5. 试样 4 背散射电子成像图

4. 讨论

4.1. 电阻炉到温入炉快速均温再结晶退火工艺对 CC5083 铝合金冷轧板再结晶退火的适应性

根据试样 2、3、4 的金相及背散射电子成像观察结果, 说明 CC5083 铝合金冷轧板试样经电阻炉到温入炉快速加热再结晶退火将获得等轴细小晶粒组织。这显著不同于 CC5083 铝合金冷轧板电阻炉常规再结晶退火会获得的粗大长条状晶粒组织[1] [2] [3]的结果。使得可通过在电阻炉中对 CC5083 冷轧板进行再结晶退火后获得有利于提高性能的等轴细小晶粒组织; 此种再结晶退火工艺适于 CC5083 铝合金冷轧板工业再结晶退火应用。此结果也验证了前述发明的可行性。

4.2. CC5083 铝合金冷轧板经电阻炉到温入炉快速均温再结晶退火获得等轴细小晶粒组织的原因

1) 当冷轧试样进行电阻炉到温入炉快速加热再结晶退火时, 试样中形变组织将会在短时间内越过回复阶段而进入再结晶阶段, 晶格畸变能主要消耗于再结晶过程, 晶粒再结晶的驱动力较大, 形核率较高, 再结晶晶粒数量多而细小; 形变组织中的第二相颗粒在发生再结晶之前的较短时间内难以溶解再析出而聚集粗化及扩大间距, 在形变基体组织进行再结晶过程中可起到阻止再结晶晶粒界面移动及晶粒沿轧向长大的作用。因而得到等轴细小晶粒再结晶组织。2) 电阻炉到温入炉快速均温再结晶退火过程中, CC5083 铝合金冷轧板基体中析出的细小、弥散第二相 Mg_5Al_8 颗粒是阻止再结晶晶粒长大的因素; 如析出的细小、弥散第二相 Mg_5Al_8 颗粒在较高温度、过长时间的再结晶退火过程中发生溶析聚集粗化, 再结晶晶粒将发生二次长大而粗化。

4.3. 第二相对 CC5083 等铝合金冷轧板再结晶晶粒形状及尺寸的影响

随着温度的升高, Mg_5Al_8 的衍射峰增强、含量增加的结果(图 3)表明: 在再结晶过程中析出 Mg_5Al_8 相; Mg_5Al_8 相主要分布在各再结晶晶粒的晶界上并且弥散细小(图 2、图 4), 说明其是使再结晶晶粒保持细小的重要因素; 其经过较高温度、过长时间再结晶退火后, Mg_5Al_8 相发生了固溶及溶析聚集粗化, 失去了阻止再结晶晶界移动的作用, 再结晶晶粒发生长大而粗化(图 5)。

再结晶之前基体中分布的第二相的晶粒结构显著不同于基体相的面心立方固溶体结构, 参照金属凝固过程中可能作为晶粒细化剂的添加剂的条件是其与基体相之间“结构相同, 晶格尺寸相近”的原则, 可推断: 预先存在于基体中的第二相不能成为再结晶晶粒形核部位; 数量有限的第二相颗粒也不会导致再结晶晶粒数量较少、尺寸较大。细小弥散第二相只会阻碍再结晶晶粒长大(不论是再结晶之前就预先存在于基体中得到第二相, 还是在再结晶过程中析出的细小第二相), 再结晶之前就存在于基体中的粗大第二相颗粒不能阻止再结晶晶粒长大; 慢速加热再结晶退火之前就存在于轧制铝合金基体中的第二相不能保持再结晶晶粒细小[5]的原因是: 其在再结晶转变前已发生溶析聚集粗化而失去了阻止再结晶晶界移动的作用; 没有经过预先退火处理的铝合金冷轧板, 在慢速加热再结晶退火过程中, 在发生再结晶转变之前主要于形变晶粒的大角度晶界上析出第二相并粗化, 其不能于再结晶转变中阻止主要由形变生成的亚晶粒转变而成的细小、等轴再结晶晶粒的晶界移动而长大。再结晶晶粒发生二次长大而粗化, 则是由于再结晶温度较高及再结晶退火时间过长, 使得处于再结晶晶界上的细小、弥散第二相发生溶析聚集粗化, 而失去了阻止晶界移动、晶粒长大的作用; 在较高温度条件、过长时间的再结晶退火过程中, 铝合金再结晶晶界处的原子热运动迁移能力较强, 容易发生晶界移动、晶粒相互吞并而长大, 这可减少晶体缺陷密度、降低热力学能量状态。

5. 结论

1) CC5083 铝合金冷轧板在电阻炉到温入炉快速加热再结晶退火后会获得等轴细小晶粒组织; 此种再

结晶退火工艺方式适于工业生产应用。

2) CC5083 铝合金冷轧板经电阻炉到温入炉快速加热再结晶退火的再结晶开始退火温度和完全再结晶退火温度与电阻炉常规再结晶退火的基本相同。

3) CC5083 铝合金冷轧板经过电阻炉到温入炉快速加热再结晶退火后获得等轴细小晶粒组织的机理是冷轧板快速升温到再结晶温度以上而消耗大部分冷轧形变晶格畸变储能于再结晶过程,使得再结晶晶粒形核率高,并且再结晶晶粒界面移动及晶粒长大受到细小弥散第二相 Mg_5Al_8 颗粒的阻碍。

4) 铝合金中于再结晶转变之前存在于集体中的第二相发生溶析聚集粗化将失去阻止再结晶晶界移动、晶粒长大作用;如再结晶中及之前存在于基体中的第二相保持细小、弥散分布于晶界及亚晶界上,则可阻止再结晶晶粒长大。

参考文献

- [1] 陈明彪. 铝合金轧制与多向限制变形微结构和织构研究[D]: [博士学位论文]. 燕山: 燕山大学, 2013: 22.
- [2] Xia, S.L., Ma, M., Zhang, J.X., Wang, W.X. and Liu, W.C. (2014) Effect of Heating Rate on the Microstructure, Texture and Tensile Properties of Continuous Cast AA 5083 Aluminum Alloy. *Materials Science & Engineering A*, **609**, 168-176. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.05.002>
- [3] 陈明彪, 李永伟, 谭元标, 马旻, 王学敏, 刘文昌. CC5083 与 CC5182 铝合金冷轧与再结晶后偏光金相观察组织和 X-射线检测织构对比研究[J]. 光谱学与光谱分析, 2015, 35(2): 814-819.
- [4] 陈明彪, 马晓艺, 金陪鹏, 等. CC5083 铝合金冷轧板箱式炉再结晶退火获等轴晶的方法[P]. 中国发明专利, ZL 201610293084 .1, 2018-12-28.
- [5] Liu, W.C., Zhai, T. and Morris, J.G. (2003) Comparison of Recrystallization and Recrystallization Textures in Cold Rolled DC and CC AA 5182 Aluminum Alloys. *Materials Science and Engineering A*, **358**, 84-93. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00264-8](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00264-8)
- [6] Thompson, M. (2000) Effects of Laboratory Rolling Conditions on Continuously Cast AA 5083. United States Naval Academy, United States Navy B.S., 1-20.
- [7] Liu, W.C., Li, Z., Man, C.-S., et al. (2006) Effect of Precipitation on Rolling Texture Evolution in Continuous Cast AA 3105 Aluminum Alloy. *Materials Science and Engineering A*, **434**, 105-113. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.06.102>
- [8] Engler, O. (1999) On the Origin of the R Orientation in the Recrystallization Textures of Aluminum Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, **30**, 1517-1527. <https://doi.org/10.1007/s11661-999-0088-7>
- [9] Liu, W.C. and Morris, J.G. (2005) Evolution of Recrystallization and Recrystallization Texture in Continuous-Cast AA 3015 Aluminum Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, **36**, 2829-2848. <https://doi.org/10.1007/s11661-005-0279-9>
- [10] 黄元春, 许天成, 肖政兵, 任贤魏, 贾广泽. 弥散相对 3003 铝合金再结晶晶粒尺寸的影响[J]. 材料工程, 2018, 46(6): 65-72.
- [11] 张新明, 吴文祥, 唐建国, 李慧中, 周卓平. 预析出对冷轧 3003 铝合金析出行为及再结晶晶粒尺寸的影响[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2006(4): 212-216.
- [12] 张德芬. 3104 铝合金形变与再结晶过程中织构及显微组织的研究[D]: [博士学位论文]. 沈阳: 东北大学, 2004: 116.

知网检索的两种方式：

1. 打开知网页面 <http://kns.cnki.net/kns/brief/result.aspx?dbPrefix=WWJD>
下拉列表框选择：[ISSN]，输入期刊 ISSN：2160-7613，即可查询
2. 打开知网首页 <http://cnki.net/>
左侧“国际文献总库”进入，输入文章标题，即可查询

投稿请点击：<http://www.hanspub.org/Submission.aspx>

期刊邮箱：ms@hanspub.org