

高Si铸轧铝合金轧制过程中组织及性能的演化

顾楚天¹ 张全成² 田青超¹

(1. 上海大学省部共建高品质特殊钢冶金与制备国家重点实验室, 上海 200444; 2. 江苏常铝铝业集团股份有限公司, 苏州 215532)

摘要 Si合金化可以改善铸轧铝合金的流动性,但其偏析将影响合金的组织 and 力学性能。采用金相显微镜、电子背散射衍射、拉伸试验机、差示扫描量热仪等研究了高Si含量的铸轧铝合金偏析情况及其在后续轧制过程中的演化。结果表明,受铸嘴分流块结构影响,铸轧合金出现硬度较高的多束状中心偏析带,轧制后其厚度占比由铸轧态的1.96%逐步提高到4.60%。轧制可打碎中心偏析带的共晶Si组织,而脆硬 $Al_6(Fe, Mn)$ 相易于和基体撕裂。冷轧29%的变形量下,铸轧铝合金屈服强度提升了66%,而伸长率显著下降到4%。研究揭示,一道次冷轧使得 γ -纤维中的E织构增强,而Cube织构转化为H织构。随着轧制的进行,材料 $\langle 110 \rangle$ 取向及Cube的变化密切对应着材料力学性能的变化。

关键词 铸轧铝合金; Al-Si共晶; 偏析; 力学性能; 织构

中图分类号 TG146.21; TG292

文献标志码 A

DOI: 10.15980/j.tzzz.T20240506

Microstructure Evolution and Mechanical Properties of 2.3% Si Cast-rolled Aluminum Alloy During Rolling Process

GU Chutian¹, ZHANG Quancheng², TIAN Qingchao¹

(1. State Key Laboratory of Advanced Special Steels, Shanghai University, Shanghai 200444; 2. Jiangsu Alcha Aluminium Co., Ltd., Suzhou 215532)

Abstract: Si alloying can improve the flowability of cast-rolled aluminum alloys, while segregation will affect the microstructure and mechanical properties of the alloy. The segregation of high-silicon cast-rolled aluminum alloys and evolution during subsequent rolling processes were investigated by metallographic microscope, electron backscatter diffraction, tensile testing machine and differential scanning calorimeter. The results indicate that the cast-rolled alloy exhibits multiple-bundle like central segregation bands with high hardness due to the influence of the nozzle diversion block structure, and thickness proportion is gradually increased from 1.96% to 4.60% after rolling. Rolling can break the eutectic Si structure in central segregation zone, while the brittle and hard $Al_6(Fe, Mn)$ phase is prone to tearing from the matrix. Under a deformation of 29% after cold rolling, the yield strength of cast-rolled aluminum alloy can be enhanced by 66%, while the elongation is significantly declined to 4%. The results reveal that a single cold rolling process strengthen the E texture in γ -fiber, while Cube texture is transformed into H texture. As rolling progresses, the variation in $\langle 110 \rangle$ orientation and Cube closely correspond to varied mechanical properties.

Key Words: Cast-rolled Aluminum Alloy, Al-Si Eutectic, Segregation, Mechanical Properties, Texture

铝合金连续铸轧工艺相较于传统铝合金铸造-热轧工艺,具有流程短、制造成本低和污染物排放少等特点^[1]。但是由于连铸工艺的生产特点,在金属凝固的过程中,会受到铸嘴内初始温度场的影响,初始温度场的均匀性直接影响了铸坯的成品质量。有研究已经从铸轧工艺的角度指出了温度场均匀性的改善方法^[2],此外,还可以通过改变熔体黏度,使其在铸造过程中更容

易充型来改善初始温度场的均匀性。Si元素在铝合金中起到改善流动性、提高耐腐蚀的作用,而提高Si含量,有利于改善铸轧初始温度场,但是在凝固过程中由于溶质排出和固液相中溶质扩散的交互作用,导致金属的组织结构发生变化而产生偏析行为^[3-4]。

曹亚楠^[5]研究了Al-Fe-Si连铸铝合金的表面偏析行为,运用表面偏析层厚度及表层第二相占比等方法,

收稿日期:2024-12-03;修订日期:2025-01-13

第一作者:顾楚天,男,1996年出生,硕士研究生,E-mail:gchutian@163.com

通信作者:田青超,男,1970年出生,正高级工程师,E-mail:tctian@shu.edu.cn

引用格式:顾楚天,张全成,田青超.高Si铸轧铝合金轧制过程中组织及性能的演化[J].特种铸造及有色合金,2026,46(5):737-743.

GU C T, ZHANG Q C, TIAN Q C. Microstructure evolution and mechanical properties of 2.3% Si cast-rolled aluminum alloy during rolling process [J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2026, 46(5): 737-743.

指出当Fe、Si质量比从0.45%增加到1.44%时,表面偏析明显增加。王宝^[6]研究了Al-Mg-Si连铸铝合金的偏析行为,组织演变和力学性能,揭示了铝合金连铸过程中的偏析机制,并发现低Mg、Si质量比合金中共晶Si会在中心区域富集产生严重的中心偏析,同时Fe含量的提高,会增加富Fe共晶第二相的含量,从而加重中心偏析的程度,经过冷轧后第二相颗粒体积分数越高,合金的屈服强度越高。许知湛等^[7]研究了Al-Li合金的偏析行为,通过构建热-流耦合模型,探究了不同工艺下铝合金铸轧板的偏析情况,发现富Cu相偏析不受热处理的影响,具有遗传特性,进而指出强偏析铝合金的抗腐蚀能力较差。

本研究为提高铝合金流动性,通过提高Si含量,探究其组织在后续轧制过程中的演化,及其对力学性能的影响,以期高Si铝合金的铸轧提供参考。

1 试验方法

采用倾斜式双辊铸轧工艺制造4Z01铝合金铸轧板,其厚度为6.8 mm、宽度为1 100 mm。以铸轧温度为685℃,铸轧速度为0.55 m/min的铸轧工艺生产出6.8 mm×1 100 mm铸轧铝合金,一道次冷轧至4.8 mm厚,再一道次冷轧至1.8 mm厚,经过490℃×9 h中间退火后,继续一道次冷轧至0.85 mm厚,最后成品冷轧至0.45 mm厚。试验所需4Z01铝合金铸轧板材成分见表1。

表1 4Z01铸轧铝合金的化学成分

Tab.1 Chemical composition of cast-rolled aluminum alloy %

w_B							
Si	Cu	Mn	Fe	Zn	Re	其他单一元素	Al
2.84	0.17	1.97	0.49	2.36	0.43	≤0.05	余量

将铸轧板沿宽度方向五等分切取宏观偏析试样,从操作侧到传动侧依次编号为1~5号,使用15 μm金刚石抛光剂抛光试样表面,然后使用15 mL的HNO₃+50 mL的HClO₄+950 mL的甲醇的溶液进行电解抛光,以除去变质层^[8-9],随后使用Barker试剂(50 mL的HBF₄+950 mL的水)进行阳极氧化,使用偏振光观察微观组织。取3号试样即宽度1/2位置沿厚度方向进行硬度检测,取10个点的平均值。试验设备为HDX-1000TMC显微硬度计,载荷为50 N。之后,取3号试样的1/4厚度位置制备EBSD试样,采用离子束在室温下抛光,真空度为4×10⁻⁵ MPa。EBSD试验在安装有电子背散射衍射系统的JSM-7001F场发射枪扫描电镜上进行,EBSD扫描步长为0.25 μm。拉伸试样沿铸轧板及冷轧板轧向切割成长方体状(参照GB/T 228.1-

2021),标距长度为50 mm。从铸轧板取样进行差示扫描量热(DSC)分析,试验设备为NETZSCH-STA 449F3 Jupiter®,设定开始温度为22℃,结束温度为700℃,升温速率为10℃/min。

2 试验结果与讨论

2.1 铸轧态组织分析

2.1.1 合金中的相变

当Si含量为2.3%时,在凝固过程中,会发生共晶反应。由于其他元素含量较低,仅根据Al-Si二元相图,估算该Si含量室温下共晶组织含量约为7.5%。

图1为铸轧铝合金DSC曲线,可见在653℃有一明显的吸热峰,为熔化潜热;同时在575.8℃有一个小峰,结合相图分析,可确定为(Al+Si)共晶吸热峰。这和低Si含量(0.9%)的3Z92有明显差异^[10],其仅在669℃出现熔化吸热峰,可见高Si含量降低熔点11.8℃。

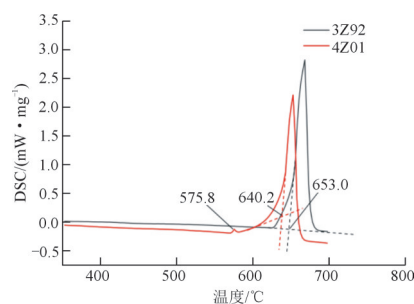


图1 铸轧铝合金DSC曲线

Fig.1 DSC curves of cast-rolled aluminum alloy^[10]

2.1.2 组织特征

高Si铝合金的EBSD结果见图2。计算其平均晶粒尺寸为41.1 μm,要小于3Z92铝合金的平均晶粒54.2 μm^[11],这说明Si的加入使得过冷度增加,细化了铸轧铝合金的晶粒尺寸。图2b是铸轧铝合金的反极图,对比低Si铝合金^[10],可以发现高Si铝合金具有明显的[101]取向。从图2c可见,铸轧铝合金初始织构具有γ-纤维及弱立方织构{100}<001>特征,其中γ-纤维中E{111}<110>织构强度约为0.28。

图3为4Z01铸轧铝合金的金相组织。在铸轧板约1/2厚度位置可见偏析带在轧向(RD)呈条状,横向(TD)呈短棒状,因此,在空间上呈条束状分布。不同位置的偏析带厚度存在差异。就TD方向而言,偏析带在近中心位置处,呈现出上下两条的分布特征。统计1~5号试样偏析带的厚度,平均值约为134.0 μm,计算偏析带在铸轧板的厚度占比约为1.96%。图4为铸轧板厚度方向的硬度分布,可见中心偏析处硬度(HV)最大为108.9,要高于周围正常组织30.6%。

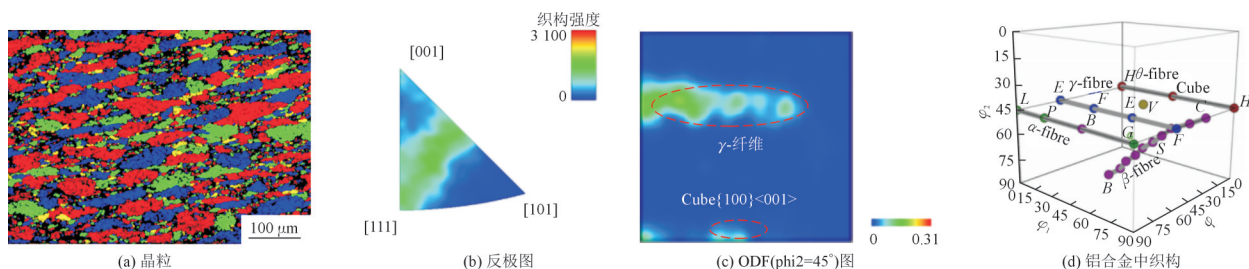
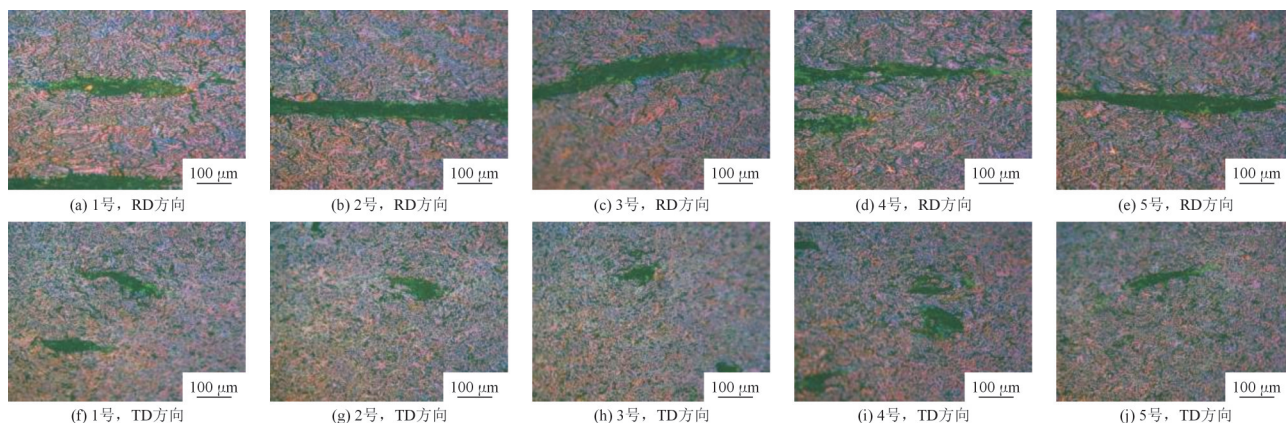
图2 4Z01铸轧铝合金EBSD检测^[12]Fig.2 EBSD detection of cast-rolled 4Z01 aluminum alloy^[12]

图3 4Z01铸轧铝合金金相组织

Fig. 3 Metallographic structure of cast-rolled 4Z01 aluminum alloy

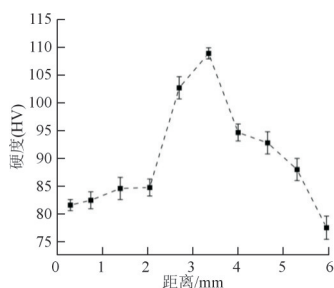
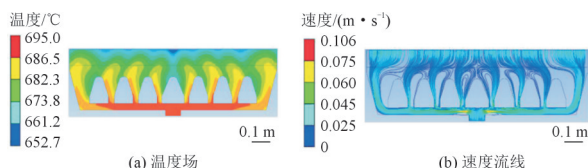


图4 铸轧铝合金硬度

Fig.4 Hardness of cast-rolled aluminum alloy

在铝合金铸轧生产过程中,铝液通过铸嘴分配到整个宽度方向,铝液经过每一个分流块间隙进入铸轧区,不同流束间存在温度差异。图6为铸轧温度为695℃,铸轧速度为0.41 m/s下铸嘴内温度场示意图^[2]。虽然其合金成分和本研究不同,但生产过程相似。可见铸轧过程同一束流内温差达22℃,不同束流间温差达13℃,经过铸轧快速凝固时,由于铸轧区上下表面都与铸轧辊接触,接触面率先开始凝固,溶质原子向液体排出,在板中心区域聚集,不同束流就会形成各自的偏

图5 4Z01铸轧铝合金铸嘴内温度场模拟^[2]Fig.5 Temperature field simulation of cast-rolled 4Z01 aluminum alloy in the casting nozzle^[2]

析带,从而形成多束状的偏析特征。

2.1.3 微观偏析行为

图6为铸轧板厚度1/4处各元素的面扫描分布图。由图6b和6c中虚线位置可以发现,Si富集的区域Al含量较低;Mn倾向于Si富集处析出形成第二相 Al_6Mn ,而Zn的分布比较均匀。研究发现,Zn一般固溶在铝合金,或和Mg形成 Mg_2Zn 强化相^[12],本试验没有添加Mg,因此Zn均匀固溶在铝中。

使用扫描电镜对铸轧板的中心偏析部位进行观察,结果见图7。可以看出,中心偏析部分呈典型的条带状共晶组织特征。由图7b可见,中心非共晶组织特征区域的合金元素Si、Fe和Mn均存在明显的成分波动,且点2、点3处Al和Si的成分波动呈现相反的趋势,说明亦为Si、Al共晶组织。可以发现,点1富集Fe的同时亦富集Mn,该处应为脆性相 $Al_6(Mn, Fe)$ 相^[13]。可见铸轧4Z01合金的第二相主要由共晶Si、 Al_6Mn 、 $Al_6(Fe, Mn)$ 和 $\alpha-Al(Fe, Mn)Si$ 等常见析出相组成^[14-16]。

板中心的偏析主要受糊状区凝固后期的凝固分配系数K的影响,其表达式为:

$$K = \frac{C_s}{C_l} \quad (1)$$

式中, C_s 为固相溶质浓度; C_l 为液相溶质浓度;K为溶质分配系数。对于高Si铸轧铝合金而言,在凝固过程中,

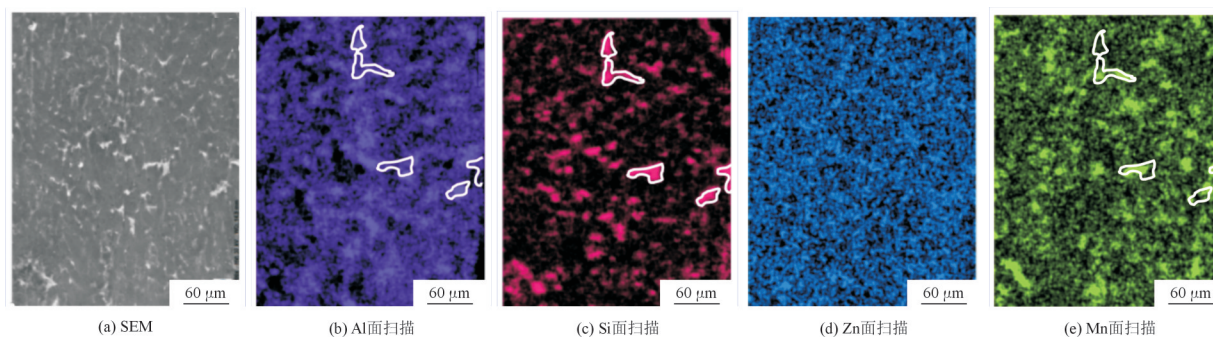


图6 铸轧铝合金面扫描结果

Fig.6 Surface scanning results of cast-rolled aluminum alloy

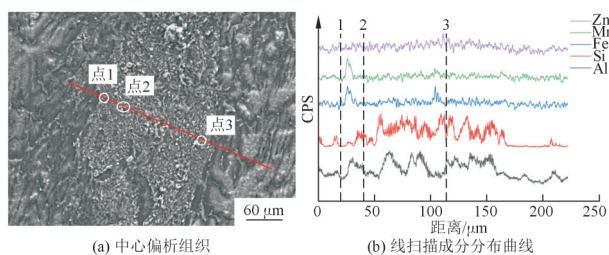


图7 铸轧铝合金线扫描结果

Fig.7 Linear scanning results of cast-rolled aluminum alloy

溶质分配系数 $K < 1$ ^[7]。根据式(1)可知,高Si铝合金在凝固过程中,先结晶的固相中的溶质含量始终小于其周围液相中的溶质含量,随着凝固进行,固相中的溶质原子通过固-液界面,不断进入液相中,在液相区域富集,并随着固-液界面推移,后凝固的固相中的溶质含量越来越高,最终中心偏析在微观上表现为共晶组织。

铸轧中心偏析的厚度约为铸轧板厚度的1.96%,小于理论共晶组织含量7.5%,通过菲克第二定律计算不同合金元素在液态铝中的扩散系数:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

式中, D_0 为扩散因子, m^2/s ; Q 为活化能, kJ/mol ; R 为摩尔气体常数; T 为热力学温度, K 。研究指出,铝合金中各元素(Mn、Fe、Zn和Si)在液态铝中的自扩散系数分别为 1.93×10^{-7} 、 2.34×10^{-7} 、 5.12×10^{-8} 和 $1.34 \times 10^{-7} \text{ m}^2/\text{s}$ ^[17]。图8为不同元素在铝合金中的扩散系数。

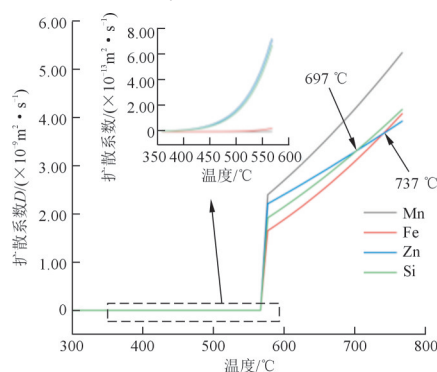


图8 铸轧铝合金元素扩散系数

Fig.8 Diffusion coefficient of cast-rolled aluminum alloy

可以发现,合金元素液体铝中的扩散系数为 $10^{-9} \text{ m}^2/\text{s}$,而在固相中仅为 $10^{-13} \text{ m}^2/\text{s}$,说明铸轧铝合金中的偏析主要是在铝液中完成的。随着温度降低,当 $T > 737 \text{ }^\circ\text{C}$ 时,扩散能力从强到弱依次为 Mn、Si、Fe、Zn;当 $697 \text{ }^\circ\text{C} < T < 737 \text{ }^\circ\text{C}$ 时,扩散能力从强到弱依次为 Mn、Si、Zn、Fe;当 $577 \text{ }^\circ\text{C} < T < 697 \text{ }^\circ\text{C}$ 时,扩散能力从强到弱依次为 Mn、Zn、Si、Fe;Si 通常和 Mn、Fe 倾向于形成 $\alpha\text{-Al}(\text{Fe}, \text{Mn})\text{Si}$,所以共晶 Si 的含量会低于理论值 7.5%。

2.2 轧后组织和性能的演变

2.2.1 中心偏析组织的变化

图9为不同冷轧厚度的4Z01金相图片。可以看出,冷轧4.8 mm、1.8 mm、中退1.8 mm和冷轧0.85 mm

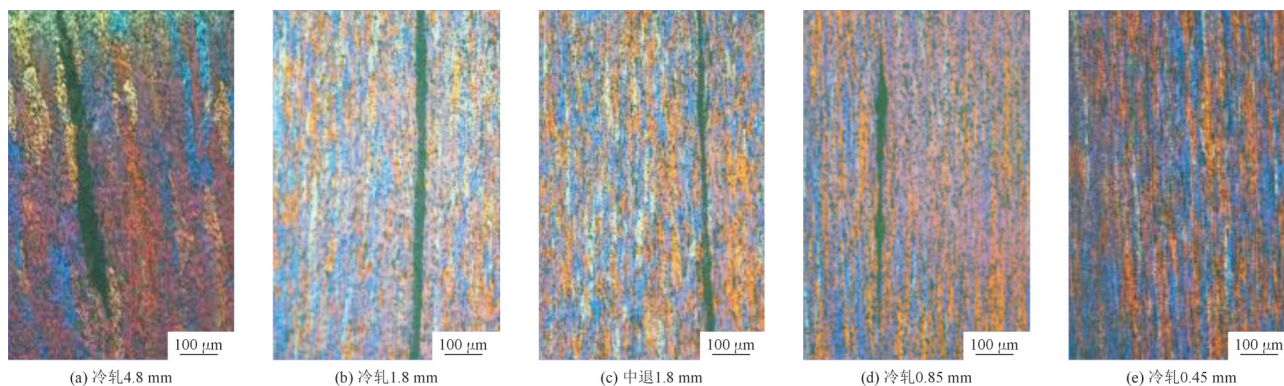


图9 铸轧铝合金金相组织

Fig.9 Metallographic structure of cast-rolled aluminum alloy

组织中,中心偏析仍然存在。可见铸态合金中心偏析具有遗传特征,表2为不同厚度板材中心偏析情况。当铸轧板从4.8 mm冷轧至0.85 mm时,中心偏析的厚度从97.3 μm 减小到39.1 μm ,但是厚度占比却从2.02%增加到4.60%。这是由于偏析处第二相硬度比较高,所以在冷轧过程中,偏析的变形量要小于铝合金基体的变形量,导致占比增大,但是当轧制到较薄厚度时,即冷轧至0.45 mm,中心偏析带基本消失。

表2 冷轧铝合金偏析情况

Tab.2 Segregation of cold-rolled aluminum alloy

铸轧板厚度/mm	中心偏析厚度/ μm	变形量/%	偏析厚度占比/%
6.8	134.0	—	1.96
4.8	97.3	29.41	2.02
1.8	41.8	62.50	2.32
0.85	39.1	52.78	4.60
0.45	—	47.06	—

2.2.2 中心偏析的微观特征

图10为4Z01铸轧铝合金各阶段中心偏析处第二相的分布、种类以及形貌特征。铸轧板经一道次冷轧到4.8 mm,见图10a,可以发现中间偏析仍以层片状结构分布于板带中心,第二相种类与铸轧态一致;再冷轧到1.8 mm经490 $^{\circ}\text{C}\times 9\text{ h}$ 退火后的SEM图,见图10f,可以发现,中心偏析呈现撕裂的组织特征,结合面扫描结果发现,撕裂状组织为 $\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Mn})$ 相,周围是 $(\text{Al}+\text{Si})$ 共晶相,说明该两相的协同变形能力较差;进一步冷轧至0.85 mm,由图10b可以看出, $\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Mn})$ 相呈大颗粒分布,而 $(\text{Al}+\text{Si})$ 共晶相经过轧制被打碎变成细小颗粒分布于基体中,此外 $\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Mn})$ 周围仍有撕裂状特征,说明 $\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Mn})$ 作为脆硬相和基体Al的协同变形能力差,最终轧制到0.45 mm,由图10d可见,材料中仅有 $(\text{Al}+\text{Si})$ 共晶相和 Al_6Mn 相存留。

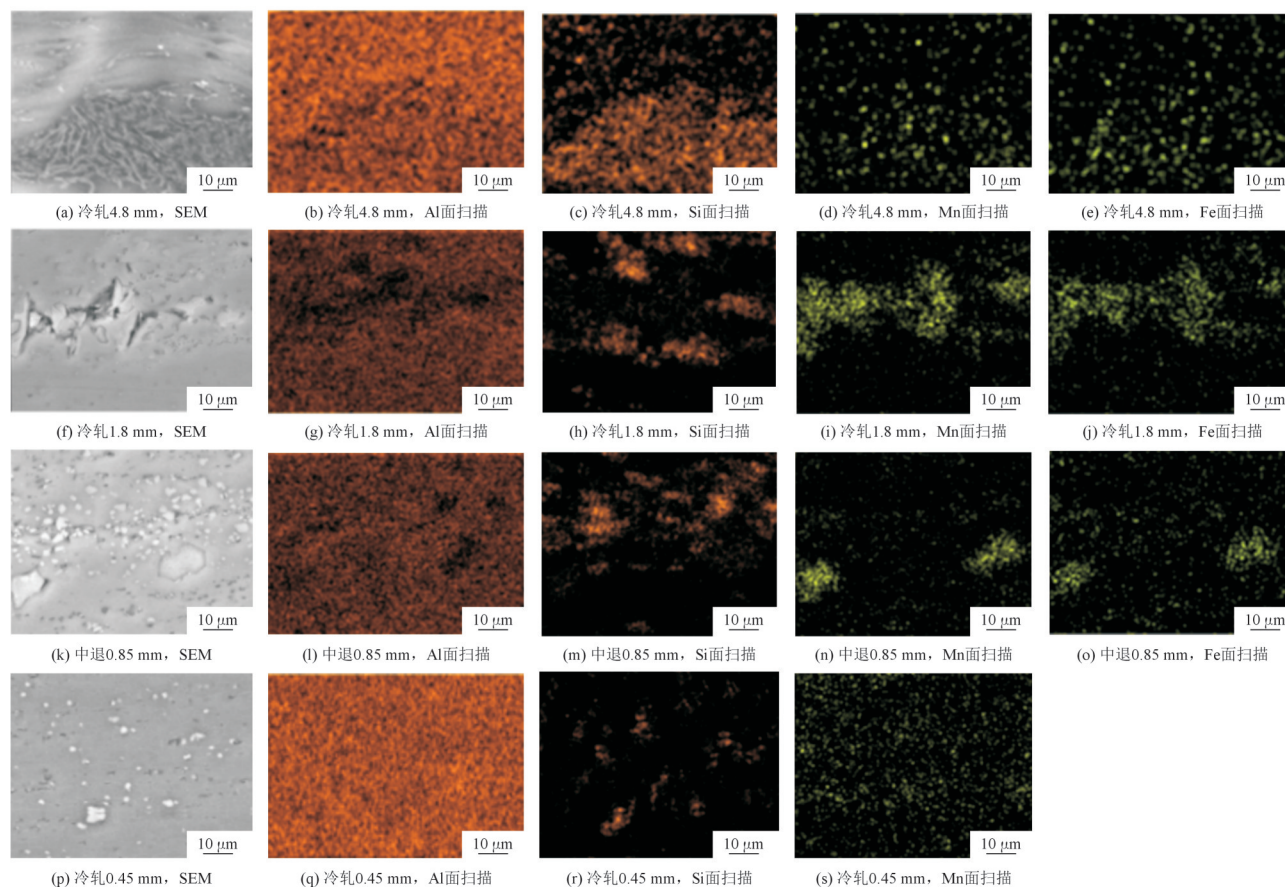


图10 冷轧4Z01的SEM和EDS分析

Fig. 10 SEM images and EDS results of cold-rolled 4Z01

2.2.3 轧制组织的演变

铸轧铝合金初始组织具有 γ -纤维及弱立方结构 $\{100\}\langle 001\rangle$ 特征。图11为不同冷轧状态的ODF图,可以发现,冷轧4.8 mm的主要组织为 $E\{111\}\langle 110\rangle$ 组织和 $H\{100\}\langle 011\rangle$ 组织,说明经过一道次冷轧后

γ -纤维中的 $E\{111\}\langle 110\rangle$ 组织增强至2.501,而Cube $\{100\}\langle 001\rangle$ 组织转化为 $H\{100\}\langle 011\rangle$ 组织;冷轧至1.8 mm并退火后,组织强度减弱至2.068,材料中出现了典型的再结晶组织Cube $\{100\}\langle 001\rangle$,另外还出现了 $F\{111\}\langle 112\rangle$ 、 $G\{011\}\langle 100\rangle$ 、 $L\{110\}\langle 011\rangle$ 等;冷轧至0.85 mm,强度增强至3.182,主要组织又转变为

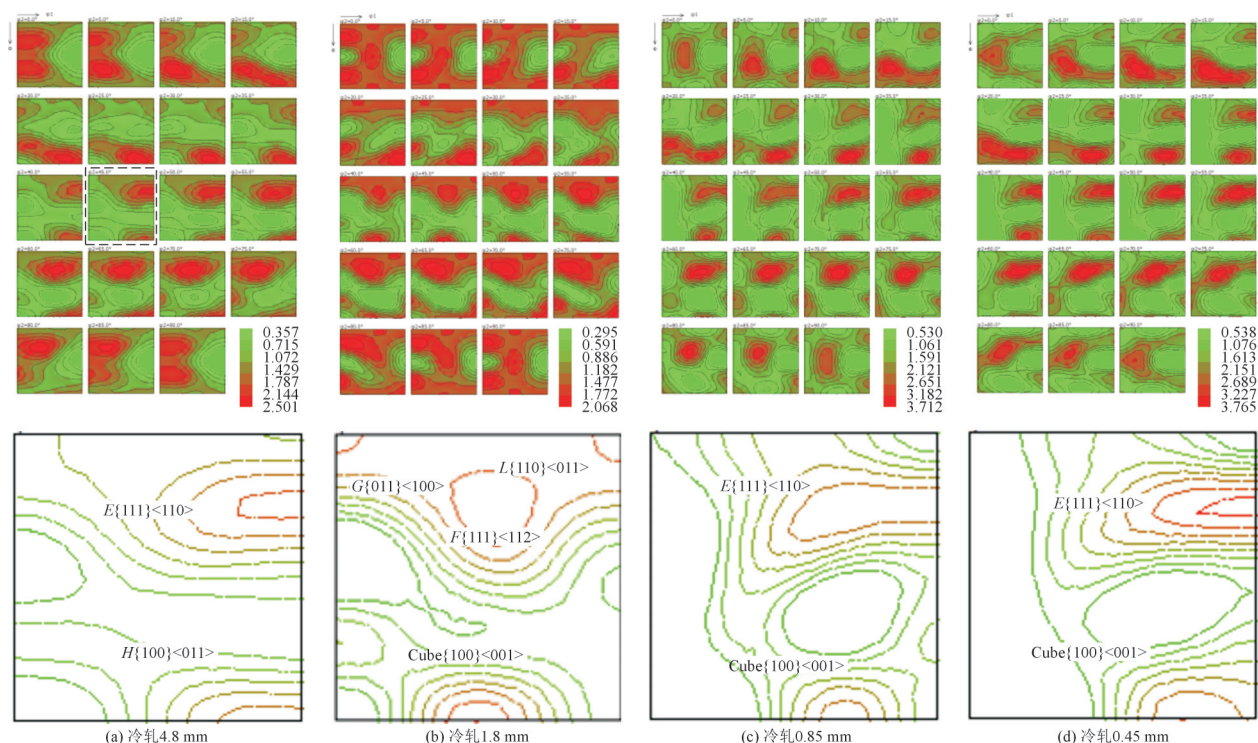


图 11 冷轧铝合金 ODF 图

Fig.11 ODF images of cold-rolled aluminum alloy

$E\{111}\langle 110\rangle$ 织构, 而 $\text{Cube}\{100}\langle 001\rangle$ 织构减弱至 2.651; 最后冷轧至 0.45 mm 材料中 $E\{111}\langle 110\rangle$ 织构增强至 3.765, 而 $\text{Cube}\{100}\langle 001\rangle$ 织构减弱, 并有向 $H\{100}\langle 011\rangle$ 织构转化的趋势。

2.3 轧后力学性能

图 12 为 4Z01 铸轧铝合金不同变形阶段的力学性能曲线。可见, 铸轧 6.8 mm 时合金的屈服强度为 168 MPa、抗拉强度为 227 MPa、伸长率为 18%; 冷轧到 4.8 mm 时合金屈服强度为 279 MPa、抗拉强度为 291 MPa、伸长率为 4%, 可见在 29% 的变形量下使得屈服强度提升了 66%, 而伸长率显著下降; 冷轧到

1.8 mm 经中间退火后, 强度明显下降至铸轧态水平, 其屈服强度为 176 MPa、抗拉强度为 214 MPa, 伸长率恢复到 7%; 从 4.8 mm 冷轧到 1.8 mm 变形量为 62.5%, 可见, 退火后强度减弱, 伸长率增加, 这表明退火过程中的回复再结晶有效的减轻了轧制过程中的择优取向。此外, 退火后 Cube 织构(再结晶织构)出现, 立方织构有利于改善材料的塑性^[18]。从 1.8 mm 冷轧到 0.85 mm, 变形量 53%, 屈服强度升高至 206 MPa、抗拉强度为 249 MPa, 但伸长率下降至 2%; 冷轧到 0.45 mm, 变形量为 47%, 屈服强度提高至 244 MPa、抗拉强度为 271 MPa、伸长率为 2.76%。可以发现, 随着冷轧的进行, 材料强度逐渐升高, 伸长率呈逐渐下降趋势。

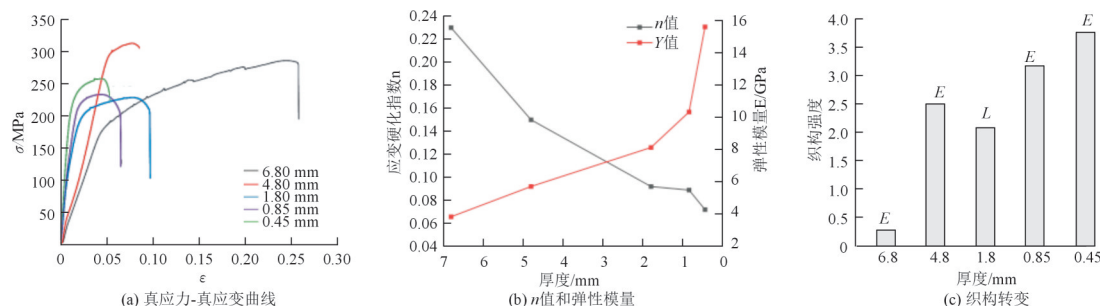


图 12 4Z01 铸轧铝合金不同阶段力学性能

Fig.12 Mechanical properties of cast-rolled 4Z01 alloy at different stages

从图 12a 可见, 随着变形量的增大, 弹性模量逐渐升高。计算其弹性模量 E , 分别为 $E_{6.8}=3.84$ GPa、 $E_{4.8}=5.72$ GPa、 $E_{1.8}=8.14$ GPa、 $E_{0.85}=10.33$ GPa、 $E_{0.45}=15.61$ GPa。这是因为铸轧铝合金织构的影响。

研究表明, 弹性模量具有各向异性, 铝合金是面心立方, $[110]$ 方向是弹性模量最大的方向, 在冷轧过程中, 织构的演变是影响材料的弹性模量增加的主要因素^[19]。图 12c 为不同厚度下 $[110]$ 取向织构强度曲线,

可以发现随着冷轧进行,[110]取向织构强度逐渐增强。

计算应变硬化指数 n 值,分别为 $n_{6.8}=0.23$ 、 $n_{4.8}=0.15$ 、 $n_{1.8}=0.092$ 、 $n_{0.85}=0.089$ 、 $n_{0.45}=0.072$,可以发现铸轧铝合金的 n 值随着轧制程度逐渐减小。 n 值代表金属材料抵抗均匀塑性变形的能力,能够反映位错增殖的能力^[20],在冷轧过程中,材料中的位错数目和位错密度在运动中不断增大,因此加工率越大, n 值越小。

计算铝合金中不同取向八面体滑移系的施密特因子,计算公式如下:

$$m_s = \cos \theta \cdot \cos \varphi \quad (3)$$

式中, φ 为力轴与滑移面的法向之间的角度; θ 为力轴与滑移方向之间的角度。

根据施密特定律计算铝合金织构的等效滑移因子(ESF),即滑移系的滑移面和滑移方向与力轴夹角分别相等的一组滑移系和最大施密德因子,见表3。可以看出, E 织构和Cube织构的最大施密德因子均为0.41,但是 E 织构的等效滑移因子较小,说明相较于Cube织构而言, E 织构的增强不利于塑性变形,表现为弹性模量增加,塑性变差^[21]。经过退火后,Cube{100}<001>织构出现,其 $m_s(\max)$ 为0.41,有8个等效滑移系,因此材料的塑性提高。

表3 铝合金中不同织构的施密德因子^[17]

Tab.3 Schmid factors of different textures in aluminum alloys^[17]

织构	RD	等效滑移因子	$m_s(\max)$
F	<112>	2	0.27
Cube、 G	<100>	8	0.41
E 、 L	<110>	4	0.41

3 结 论

(1)Si含量为2.3%的4Z01铝合金熔点为640.2℃,在575℃发生共晶转变,较Si含量为0.9%的3Z92合金熔点降低11.8℃。由于铸嘴结构的影响,铸轧板中心沿RD方向出现多束状偏析带,其主要为(Al+Si)共晶组织。中心偏析带的硬度(HV)最高,达110,高于基体组织。

(2)中心偏析具有遗传特征,在轧制变形后,其厚度占比由铸轧态的1.96%逐步提高到4.6%。轧制可打碎中心偏析带的共晶Si组织,使其以细小颗粒状均匀分布。铸轧板第二相主要由共晶Si、 Al_6Mn 、 $Al_6(Fe,Mn)$ 和 $\alpha-Al(Fe,Mn)Si$ 等常见析出相组成,其中 $Al_6(Fe,Mn)$ 作为大颗粒脆硬相在轧制过程中难以协调变形而撕裂。

(3)铸轧合金晶粒尺寸为41.1 μm,初始织构为 γ -纤维及Cube织构。一道次冷轧后 γ -纤维中的 E 织构增强至2.501,而Cube织构转化为 H 织构。退火后,材料中出现了典型的再结晶织构Cube;继续轧制主要织

构又转变为 E 织构,而Cube织构减弱,并有向 $H\{100\}<011>$ 织构转化的趋势。

(4)4Z01铸轧铝合金屈服强度为168 MPa、抗拉强度为227 MPa、伸长率为18%;冷轧29%的变形量下使得屈服强度提升了66%,而伸长率显著下降到4%;随着冷轧的进行,材料强度及弹性模量逐渐升高,而应变硬化指数逐渐下降。这种材料力学性能的变化与<110>取向增强及Cube的变化相关。

参 考 文 献

- [1] 胡宗喜,崔军峰,陈雨楠. 3003电解电容器阴极箔用铸轧铝合金研究综述[J]. 世界有色金属,2021(8): 15-16,19.
- [2] 顾楚天,张全成,田青超. 3XXX铝合金铸轧用铸嘴内温度场模拟[J]. 轻合金加工技术,2024,52(9): 39-47.
- [3] 刘小玲,马道章. 浅谈哈兹列特连铸技术在我国铝板带生产上的应用[J]. 上海有色金属,2004,25(2): 77-82.
- [4] BAREKAR N S, DHINDAW B K. Twin-roll casting of aluminum alloys: An overview [J]. Materials and Manufacturing Processes, 2014,29(6): 651-661.
- [5] 曹亚楠. 高通量连铸连轧AlFeSi合金铸板表面偏析调控行为的研究[D]. 郑州: 郑州大学,2020.
- [6] 王宝. 双辊铸轧Al-Mg-Si合金的偏析行为、组织演变与力学性能[D]. 长春: 吉林大学,2023.
- [7] 许知湛,李勇,张彦东. 双辊铸轧2060铝锂合金的偏析行为[J]. 有色金属工程,2024,14(1): 32-42.
- [8] LIU J T, MORRIS J G. Recrystallization microstructures and textures in AA 5052 continuous cast and chill cast aluminum alloy [J]. Materials Science and Engineering, 2004, A385(1-2): 342-351.
- [9] 杨勇,张全成,田青超. 5052铝合金板析出相表征[J]. 轻合金加工技术,2022,50(1): 25-32.
- [10] 顾楚天,张全成,田青超. 硅含量对铸轧3003铝合金组织和性能的影响[J]. 上海金属,2025,47(2): 31-38.
- [11] 杨勇,张全成,田青超. 5052铝合金在大变形下的力学性能及织构演变特征[J]. 热加工工艺,2022,51(17): 74-78.
- [12] 黄利. 铸轧3003铝合金箔材制造过程中微观组织演变及力学性能研究[D]. 重庆:重庆大学,2017.
- [13] 文杰. 铸轧变形铝合金板材组织调控及力学性能研究[D]. 南京: 东南大学,2020.
- [14] XU Z, WANG S X, WANG H B, et al. Effect of cooling rate on Microstructure and properties of twin-roll casting 6061 aluminum alloy sheet [J]. Metals, 2020, 10(9): 1 168.
- [15] LIU J L, CHEN H Y, LI W Y, et al. Investigation on the microstructure and mechanical properties of 5356 aluminum alloy wire in continuous casting direct rolling process [J]. Journal of Materials Science, 2024, 59(43): 20 428-20 444.
- [16] 饶志强. 立式铸轧3003铝合金板材组织研究[D]. 沈阳: 东北大学,2018.
- [17] DU Y, CHANG Y A, HUANG B Y, et al. Diffusion coefficients of some solutes in fcc and liquid Al: critical evaluation and correlation [J]. Materials Science and Engineering, 2003, A363(1-2): 140-151.
- [18] 黄元春,颜徐宇,肖政兵,等. AA6061铝合金冷轧过程中织构的演变与断裂机制[J]. 粉末冶金材料科学与工程,2015,20(6): 822-828.
- [19] 李雪春,杨玉英,王永志,等. 塑性变形中织构的演化规律及其对弹性模量的影响[C]// 2002年中国机械工程学会年会论文集. 北京,2002.
- [20] MAZAHARI Y, JAHANARA A H, SHEIKHI M, et al. High strength-elongation balance in ultrafine grained ferrite-martensite dual phase steels developed by thermomechanical processing [J]. Materials Science and Engineering, 2019, A761: 138 021.
- [21] LONG S L, PAN S S, MING Y, et al. Effects of stirring friction on the microstructure, texture and mechanical properties of 7055 aluminum alloy [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 33: 5 413-5 424.

(编辑:栗万仲)