

文章编号: 1004-0609(2003)04-0903-06

强冷条件下铝合金的变形行为^①

刘 咏, 林映红, 周科朝

(中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083)

摘 要: 通过热模拟实验研究了铝合金在强冷条件下的变形行为和显微组织。结果表明, 所得到的铝合金组织主要是树枝晶。树枝晶组织的凝固过程对外力施加的应变速率很敏感, $\dot{\epsilon}=0.10\text{ s}^{-1}$ 是变形与凝固过程开始发生耦合作用的临界点。低于此值, 变形对凝固过程无影响; 高于此值时, 变形作用于凝固过程, 枝晶发生弯曲或断裂, 凝固组织发生改变。随变形速率的增大, 合金组织由枝晶密排的变形组织向破碎的枝晶组织转化, 枝晶发生球化。应变速率越大, 变形抗力越小, 晶粒越细小, 晶粒的球化特征越明显。

关键词: 铝合金; 铸轧; 显微组织; 变形行为

中图分类号: TG 146

文献标识码: A

铸轧是制备高性能铝合金板带材的重要手段, 其应用研究也越来越广泛^[1-3]。影响铸轧产品的参数很多, 如铸轧区长度、喂料装置设计、前箱液面高度、熔体温度、冷却强度、铸轧速度、合金成分等^[4-6], 冷却强度是其中的重要参数。

铸轧板的冷却主要靠铸轧区内熔融铝与轧辊的热交换来实现。通过接触表面的热流量 φ 可以用下式来表示^[7]:

$$\varphi = \frac{\Delta T}{R} \quad (1)$$

式中 φ —通过接触面积的热流量, $\text{J}/(\text{s} \cdot \text{m}^2)$; ΔT —接触表面上铝与轧辊表面的温度差, K ; R —接触表面上的热阻, $\text{m}^2 \cdot \text{s} \cdot \text{K}/\text{J}$

从式(1)可以看出, ΔT 越大, R 越小, 冷却强度就越大。 ΔT 可以通过降低冷却介质温度、减少辊套厚度来提高。热阻与接触表面的状况及轧辊表面对铝施加的压力等因素有关。因此, 冷却强度的影响因素取决于辊套的材质与导热性能、铸轧辊芯的结构、辊套厚度、冷却介质温度、压力和流量等。

为了便于研究铝合金铸轧工艺, 本文作者开发了一套可在热模拟机上实现铸轧模拟的装置, 已得到了与实际铸轧产品接近的组织。通常铸轧工艺采用的冷却介质为水, 为了进一步研究冷却速度与铝合金铸轧行为的关系, 本工作采用液氮作为冷却介质。

1 实验

铸轧模拟实验是在 Gleeble-1500 热模拟机上进行的。采用热模拟机处理样品的过程可参见文献[8]。

采用华北铝厂用牌号为 1235 的铝合金为原料, 液氮作冷却介质。分别恒定应变速率和应变量, 如表 1 和表 2 所示, 研究铝合金的变形行为。为了便于比较, 对该铝合金在 400、500 和 600 $^{\circ}\text{C}$ 的变形行为作了测试。

表 1 恒定应变速率 $\dot{\epsilon}=0.117\text{ s}^{-1}$ 时不同样品的变形量

Table 1 Corresponding strains of different samples at $\dot{\epsilon}=0.117\text{ s}^{-1}$

Sample No.	ϵ
1-1	0.20
1-2	0.30
1-3	0.40
1-4	0.50

表 2 恒定变形量 $\epsilon=0.35$ 时不同样品的应变速率

Table 2 Corresponding strain rates of different samples at $\epsilon=0.35$

Sample No.	$\dot{\epsilon}/\text{s}^{-1}$
2-1	0.05
2-2	0.10
2-3	0.15
2-4	0.20
2-5	0.25

① 基金项目: 国家重点基础研究发展规划项目(G19990649); 高等学校博士点基金资助项目(99053309)

收稿日期: 2002-08-16; 修订日期: 2002-11-11

作者简介: 刘 咏(1973-), 男, 副教授, 博士。

通讯联系人: 刘 咏, 电话: 0731-8836264; E-mail: yonliu@mail.csu.edu.cn

将热模拟所得的样品沿平行于夹头的长度方向,即垂直于铝锭变形时金属流动的方向切开。将此截面经过机械磨光后,在 CrO_3 的混合酸溶液中电解抛光,再在氟硼酸中进行阳极覆膜处理。电解抛光和阳极覆膜的电压和时间分别约为 20 V、30 s 和 17 V、4 min。由于电解抛光的反应非常剧烈,受温度和材料的影响非常明显,所以应该根据不同的情况采取合适的抛光电压和时间。制备好的金相样品在 Polyver-Met 型金相显微分析仪上进行金相观察和组织分析。

2 结果

2.1 恒应变速率下的变形行为

样品 1-1~1-4 为恒应变速率($\dot{\epsilon}=0.117\text{ s}^{-1}$)下,变形量逐渐增大的样品,其显微组织如图 1 所示。由于样品的组织均较粗大,选用的放大倍数较小,样品 1-1、1-3、1-4 的倍数为 50 倍。另外,由于组织近似以中心线为界分两层对称分布,所以视场只选定半层组织的某个晶粒,以反映整个组织的形貌特征。样品 1-2 组织在较小倍数(40 倍)时可较好地反映组织形貌,因此所选的视场为整个截面组织。

样品 1-1($\epsilon=0.2$)的组织是树枝晶结构,枝晶结构完整,基本没有发生变形。树枝晶的一次轴近似由样品表面指向中心,二次轴垂直于一次轴平行于厚度中心线,没有观察到高次枝晶的存在。树枝晶晶粒较为粗大。

样品 1-2($\epsilon=0.3$)两层组织的晶粒互相嵌合,界面曲折。晶粒内部是不完整的树枝晶结构,除小部分极粗大的一次枝晶外,大部分一次枝晶轴消失,形成枝晶碎块杂乱无章分布的组织。两层晶粒的分界线上附近的枝晶块更为细小,分布方向更为杂乱。

样品 1-3($\epsilon=0.4$)与 1-4($\epsilon=0.5$)的晶粒发生了严重变形。样品 1-3 的枝晶一次轴消失,晶粒内部的组织均由平行于厚度中心线的长条状小晶块密排而成,晶块宽度大约为 20 μm ,有可能是一次枝晶被压溃消失而使二次枝晶变形,沿原先一次轴密排的结果。图 1(c)的下部分,即样品的中间部分两层组织的分界处,晶块发生了协调转动,不再明显地沿一条线排列,枝晶块的边界模糊,变形远比边部组织剧烈。以下都称长条形的小晶块为二次枝晶块。

样品 1-4 是一种强烈变形的组织,变形程度从中间往两边递减。中间部分枝晶被揉碎,晶块的轮廓几乎消失,组织朝一边发生流动。表层上出现长条状颗粒的密排组织,类似于样品 1-3。中间部分变形远比边部组织剧烈。

由以上分析可以看出,恒应变速率下铝合金的变形是一个从中间开始逐步向边层组织扩展的过程。

样品的变形应力—应变曲线如图 2 所示。图上的突起是石英管破裂导致的。标有温度的曲线是铝合金在该温度下的变形曲线。样品 1-1~1-4 的变形曲线体现了有规律的变化,变形量从 0.2 到 0.5,样品经过石英管破碎、变形抗力很小到变形抗力逐渐增大的过程。样品 1-1 和 1-2 的变形曲线很短,变形终了时应力依然很小,几乎没有应

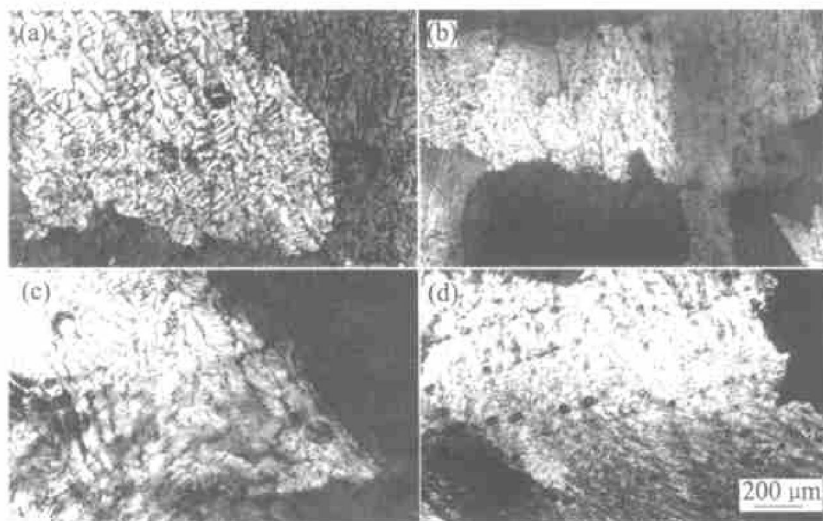


图 1 恒应变速率样品的显微组织

Fig. 1 Microstructures of samples at constant strain rate

(a) —Sample 1-1, $\epsilon=0.2$; (b) —Sample 1-2, $\epsilon=0.3$; (c) —Sample 1-3, $\epsilon=0.4$ (d) —Sample 1-4, $\epsilon=0.5$

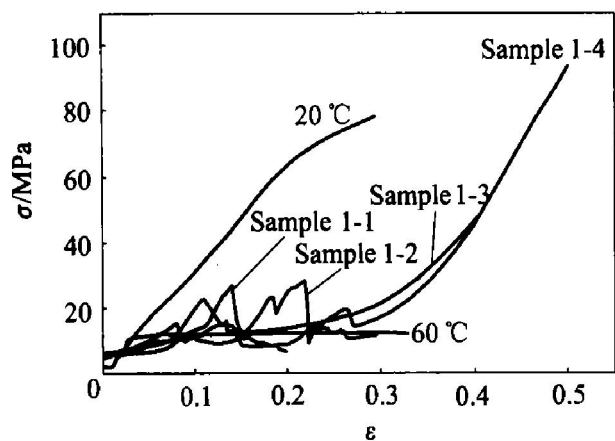


图2 恒应变速率样品的应力—应变曲线

Fig. 2 Stress-strain curves of samples at constant strain rate

力上升阶段。样品1-3和1-4的应力—应变曲线很长,都经历了石英管破碎后应力骤减,随后应力缓慢上升的阶段,而且在 ε 为0~0.4的变形范围内变形曲线几乎重合。由于样品1-1~1-3变形过程中的变形抗力远远低于20 °C固态样品压缩的变形抗力,只有样品1-4在变形后期抗力迅速增加。另外,当变形量在0.3以前,样品的变形抗力与600 °C的铝合金变形曲线接近,表明样品仍保持较高温度。只有当变形量超过0.3以后,样品的温度才迅速下降,强度升高。

2.2 不同应变速率下的变形行为

恒定应变量、改变应变速率的样品组织如图3所示。样品2-1与2-2的组织依然沿厚度中心线分两层,其半层的组织如图3(a)和(b)所示,照片上部对应样品表层,下部对应样品的中间部分组织。

样品2-1($\dot{\varepsilon}=0.05\text{ s}^{-1}$)靠近中间部分为原始的定向凝固组织的形貌:一次轴发达,垂直指向样品中间,二次轴排列紧密。从中间到表层,这种密排的趋势越来越明显化,一次轴逐渐消失,次表层的组织与样品1-3比较类似,宽度大约为20 μm 长条形的晶块排列非常紧密。这种变形程度两边大、中间小的趋势与样品1-3与1-4的不同,是一种变形的凝固组织。

样品2-2($\dot{\varepsilon}=0.10\text{ s}^{-1}$)的组织与样品1-3的晶粒内部类似,枝晶一次轴消失,二次枝晶块平行于厚度中心线方向呈条形,排列紧密。样品中部的条形枝晶块之间存在许多形状很不规则的小颗粒,比条形枝晶块的尺寸小。整个样品的组织比较均匀。

样品2-3~2-5整个截面的组织都很均匀,没有沿厚度中心线分两层结构。样品2-3($\dot{\varepsilon}=0.15\text{ s}^{-1}$)是一种不完整的枝晶网络含有较多的晶间第二相的组织。大部分枝晶的一次轴不存在,脱落的枝晶块在基体上杂乱无章地分布,局部区域出现两条枝晶列的并列排布,可能是一条大枝晶的一次轴熔化、二次轴沿原生长方向排布而成。虽然仍有几条完整的枝晶分布,但一次轴的方向比较混乱,不再严格地沿散热方向从样品表面指向中心,而且一次轴发生弯曲,并相互交叉。枝晶碎块的形状有等轴化的趋势,没有发生变形,是一种未变形的破碎的枝晶组织。

样品2-4($\dot{\varepsilon}=0.20\text{ s}^{-1}$)是一种枝晶块密排的组织,枝晶块尺寸比样品2-3的大,晶块的轮廓与样品2-1~2-3的长条形形状不同,近似为球形,直径约为40 μm 。局部区域枝晶块沿一次轴排布的

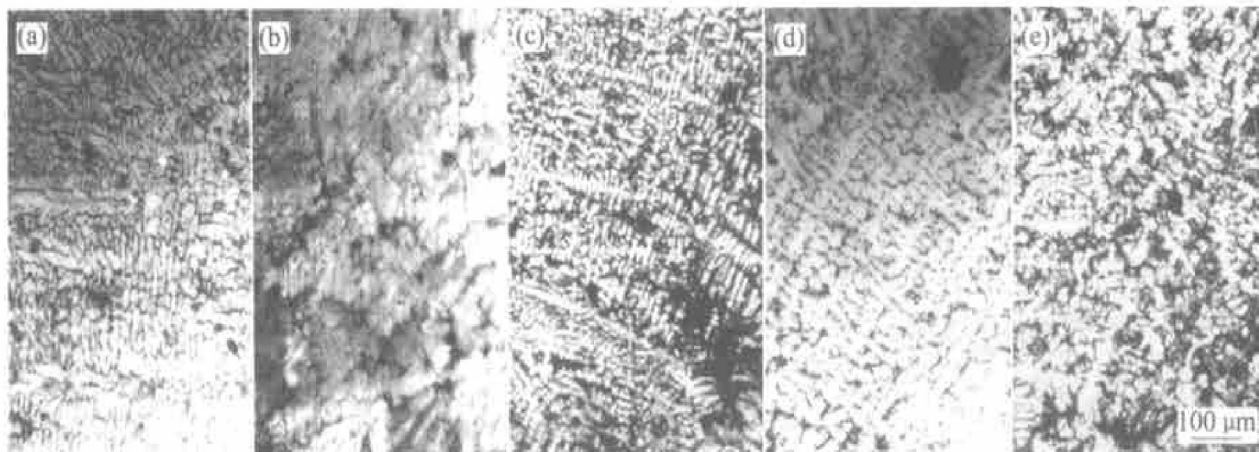


图3 不同应变速率样品的显微组织

Fig. 3 Microstructures of samples at different strain rates

(a) —Sample 2-1, $\dot{\varepsilon}=0.05$; (b) —Sample 2-2, $\dot{\varepsilon}=0.10$;
(c) —Sample 2-3, $\dot{\varepsilon}=0.15$; (d) —Sample 2-4, $\dot{\varepsilon}=0.20$; (e) —Sample 2-5, $\dot{\varepsilon}=0.25$

特征明显。一次轴与样品表面不垂直,倾斜地指向样品中心。

样品 2-5 ($\dot{\epsilon} = 0.25 \text{ s}^{-1}$) 的组织与样品 2-4 类似,组织更为均匀,但枝晶块的排布更为杂乱无章。样品 2-5 的枝晶块大致可以分为两种形状:一种是粒径约为 $25 \mu\text{m}$ 的规则球形;另一种是宽度约为 $30 \mu\text{m}$ 的形状不规则的枝晶块联络在一起的枝晶组织,依稀可以看出二次轴垂直于一次轴生长的凝固特征,可能是凝固枝晶的碎块,这种枝晶碎块的球化特征同样很明显,同半固态加工的组织比较类似。

因此,液氮冷却条件下的组织形成对应变速率很敏感。

样品的应力-应变曲线如图 4 和图 5 所示。样品 2-1 ($\dot{\epsilon} = 0.05 \text{ s}^{-1}$) 同样品 1-4 相比,变形抗力上升很快,而且应力值大幅度上升。可能是由于样品 2-1 变形速率小,样品凝固冷却的时间长,温度低,因此变形抗力大。

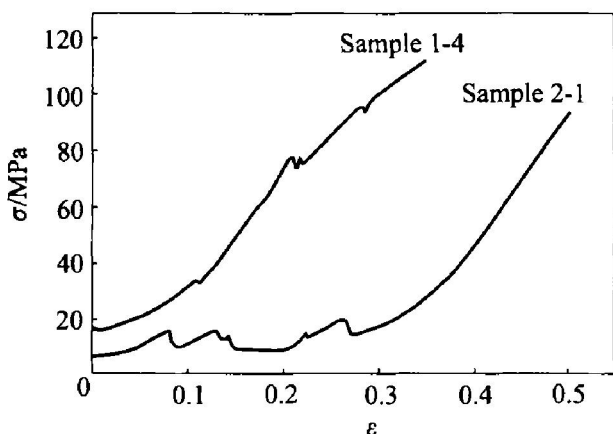


图 4 样品 1-4 和 2-1 的压缩应力-应变比较

Fig. 4 Stress-strain curves of samples 1-4 and 2-1

除样品 2-1 以外,样品 2-2~2-5 的变形抗力都很小,说明应力已经开始作用于固液混合区的凝固过程,变形与凝固过程发生了耦合作用。因此,样品 2-2~2-5 的组织都是变形作用于凝固固液混合区的结果。应变速率 $\dot{\epsilon} = 0.10 \text{ s}^{-1}$ 是凝固与变形过程开始发生耦合作用的临界点。

3 讨论

恒应变速率样品体现的是凝固树枝晶的变形特征。恒应变样品中,当应变速率 $\dot{\epsilon} = 0.05 \text{ s}^{-1}$ 时,变形没有作用于树枝晶的凝固过程,而作用于树枝晶,主要是由于凝固速率大,凝固壳收缩很快的缘

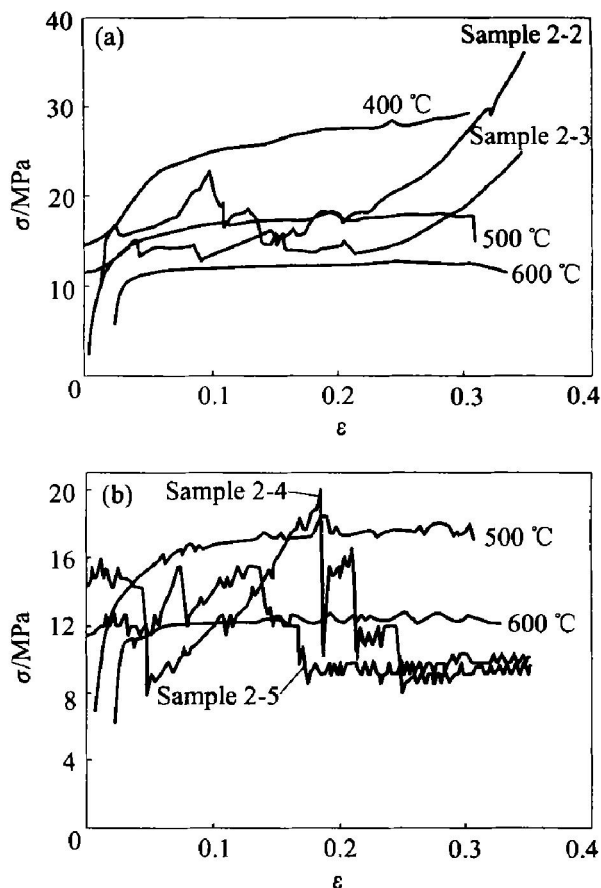


图 5 不同应变速率下样品的应力-应变曲线

Fig. 5 Stress-strain curves of samples at different strain rates

(a) —Samples 2-2 and 2-3;
(b) —Samples 2-4 and 2-5

故。上述样品在凝固过程中均未发生与变形的耦合。而样品 2-3~2-5 则明显发生了变形与凝固的耦合,在此将进行其机理性探讨。

由于样品 2-3~2-5 的组织与半固态相似,变形行为也符合半固态熔体的加工特性,其变形抗力小,并恒定保持在较小值,因此借助于半固态加工的理论可以解释大应变速率作用于该冷却组织的演变机理。

样品 2-3~2-5 的应变速率较大,凝固固-液混合相在外力扰动下,其中的熔体发生流动,形成固态枝晶网络悬浮于流动熔体中的半固态浆液。枝晶在高温流动熔体的冲刷作用下,发生如下 3 种断裂机制^[9, 10]:

1) 枝晶臂根部断裂机制 最初形成的枝晶是无位错和切口的理想晶体,由于切变力的作用,枝晶臂在直径较小的根部发生断裂。

2) 枝晶臂根部熔断机制 液体流动加速溶质在液体中的扩散,引起热振动和在根部产生有助于熔化的应力,同时凝固方式决定了溶质在枝晶臂根

部有较大的富集程度,引起该处熔点的下降,促进了枝晶臂根部的熔化。

3) 枝晶弯曲机制 枝晶臂在流动应力下发生弯曲,产生位错,导致发生塑性变形。在固相线以上温度,位错发生攀移形成晶界。当相邻晶粒间的位向差超过 20° ,晶粒晶界能超过固液界面能的2倍时,液体将润湿晶界并沿晶界迅速渗透,使枝晶臂与主干分开。

上述3种作用机制共同导致了半固态合金初生相颗粒向球形或椭圆形的形态发展。已形核的固相颗粒在变形过程(如搅拌)中的转动,会使得其各个方向的热流梯度趋向一致,这样也促使单个结晶颗粒以等轴晶的生长方式长大^[11]。应变速率越大,半固态的粘度越小,流动性越好,以上3种机制的作用越强。因此样品2-3~2-5的晶粒越来越细,晶粒球化特征越来越明显。

由于这种球形晶粒彼此间更容易发生转动,形成的搭界连接强度弱,因此熔体的粘度降低,变形抗力小。这种球化的小颗粒悬浮在熔体中,随熔体一起流动,可以在相当长的时间内保持稳定状态,表现出假塑性行为,其变形抗力可以在相当长的时间内保持较小值,并保持恒定。由此可以解释样品2-2~2-5在后阶段的小变形抗力,尤其是样品2-4和2-5的应力恒定现象。

样品2-3的一次枝晶在熔体的冲刷作用下发生弯曲,二次枝晶在根部发生熔断或断裂,大量地从原一次轴上脱落下来,局部区域的枝晶块的有序排布估计就是枝晶臂从根部熔断后,在原来的方向上没有发生移动的结果。由于外力的变形速率不大,熔体流动作用不强,枝晶的破碎程度不大,枝晶臂较长。较长的枝晶臂在流动液体的剧烈冲刷下,或者在晶粒的相互碰撞下,会与其它枝晶臂靠得非常近,或者紧贴在一起。靠在一起的枝晶臂会逐渐融合,并且合并生长。枝晶臂之间的液体被包在中间发生凝固,形成样品2-3的树枝晶网络间较多的第二相组织。

样品2-2的变形抗力虽然不大,但在整个变形区域呈上升趋势,不存在应力的恒定阶段。可能是由于变形速率小,枝晶的弯曲和破碎不显著的缘故,枝晶的一次轴依然垂直于样品表面指向中心。凝固长大的枝晶和部分破碎断裂的枝晶交接成网络,产生较大的变形抗力,并随凝固的进行,固相分数的增加,枝晶网络的加强,变形抗力不断增大。同时组织发生变形,形成类似于固态压缩的组织,一次轴消失,二次枝晶变形宽展。

4 结论

1) 在强冷条件下,铝合金组织主要是树枝晶。在恒应变速率下($\dot{\epsilon}=0.117\text{ s}^{-1}$),合金的凝固与变形过程未发生耦合,显微组织主要是凝固后形成的变形树枝晶。

2) 树枝晶组织的凝固过程对外力施加的应变速率很敏感, $\dot{\epsilon}=0.10\text{ s}^{-1}$ 是变形与凝固过程开始发生耦合作用的临界点。低于此值,变形对凝固过程无影响;高于此值时,变形作用于凝固过程,枝晶发生弯曲或断裂,凝固组织发生改变。

3) 随变形速率的增大,合金组织由枝晶密排的变形组织向破碎的枝晶组织转化,枝晶发生球化。应变速率越大,变形抗力越小,晶粒越细,晶粒的球化特征越明显。

REFERENCES

- [1] 王祝堂. 铝带坯双辊式连续铸轧技术的现状与进展[J]. 世界有色金属, 1997(7): 7-13.
WANG Zhutang. Status and progress for double rolled continuous roll-casting technique of aluminum ribbon[J]. World Nonferrous Metals, 1997(7): 7-13.
- [2] 王祝堂. 薄铝带坯高速连续铸轧技术[J]. 轻金属, 1999(2): 50-52.
WANG Zhutang. High speed continuous roll-casting technique of aluminum ribbon[J]. Light Metals, 1999(2): 50-52.
- [3] 刘荣久. 双辊铸轧工业的发展前景[J]. 轻合金加工技术, 1996, 24(8): 2-4.
LIU Rongjiu. Potential of double rolled casting industry[J]. Processing Technique of Light Alloys, 1996, 24(8): 2-4.
- [4] Li B Q. Production of thin strips by twin-roll casting—Part I: Process aspects and quality issues[J]. JOM, 1995(5): 29-33.
- [5] Yun M, Lockyer S A, Hunt J D. Twin roll casting of aluminum alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 280: 116-123.
- [6] Saitoh T, Hojo H, Taguchi H, et al. Two-dimensional model for twin-roll continuous casting[J]. Metallurgical Transactions B, 1989, 20B(6): 381.
- [7] 王祝堂, 田荣璋. 铝合金及其加工手册[M]. 长沙: 中南工业大学出版社, 1989. 395-403.
WANG Zhutang, TIAN Rongzhang. Manual for Aluminum and Its Processing[M]. Changsha: Central South University of Technology Press, 1989. 395-403.

- [8] 刘 咏, 周科朝, 林映红, 等. 铝合金铸轧组织的物理模拟[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(3): 589 - 593.
LIU Yong, ZHOU Ke-chao, LIN Ying-hong, et al. Physical simulation of roll-casting microstructure of Al alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(3): 589 - 593.
- [9] Flemings M C. Behavior of metal alloys in the semisolid state [J]. Metal Trans B, 1991, 22B(6): 269 - 293.
- [10] Kirkwood D H. Semisolid metal processing[J]. International Materials Reviews, 1994, 39(5): 173 - 189.
- [11] 郭 钧, 谢水生, 黄声宏. 半固态铝合金的制备工艺研究[J]. 稀有金属, 1998, 22(6): 424 - 428.
GUO Jun, XIE Shui-shen, HUANG Sheng-hong. Study on the manufacture process of semi-solid aluminum alloy[J]. Rare Metals, 1998, 22(6): 424 - 428.

Deformation behavior of aluminum alloy under strong cooling

LIU Yong, LIN Ying-hong, ZHOU Ke-chao

(State Key Laboratory for Powder Metallurgy,
Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The deformation behavior and microstructure of Al alloy under strong cooling were investigated through thermal simulation. The results show that the microstructure of Al alloy solidified under strong cooling is mainly composed of dendrite structure. At a constant strain rate of $\dot{\epsilon} = 0.117 \text{ s}^{-1}$, no coupling process involving solidification and deformation occurs, and the microstructure belongs to deformed dendrite structure after solidification. The morphology of the dendrite structure is strongly sensitive to the strain rate. The coupling process of solidification and deformation occurs at a critical point when $\dot{\epsilon} = 0.10 \text{ s}^{-1}$. Above this point, the dendrite structure bends and fractures when solidifying. With the strain rate increasing, the alloy microstructure transforms from closely-packed and well-organized dendrites to disintegrated and spheroidized dendrites. The larger the strain rate, the lower the deformation stress, and the finer the microstructure.

Key words: aluminum alloy; roll casting; microstructure; deformation behavior

(编辑 何学锋)