

Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金多道次热轧模拟

闫亮明^{1,2}, 沈 健², 李周兵², 李俊鹏²

(1. 内蒙古工业大学 材料科学与工程学院, 呼和浩特市 010051;

2. 北京有色金属研究总院, 北京 100088)

摘 要: 采用 Gleeble1500D 热力模拟机按设计的轧制工艺对 7055 合金进行压缩试验以模拟企业多道次热轧过程, 获得多道次压缩的流变应力曲线。对经不同道次压缩水冷试样进行硬度测试、金相显微镜透射电镜和 EBSD 分析, 研究其流变应力、硬度和显微组织特征。结果表明: 热压缩时, 每道次的峰值应力并未随 Z 值的增加而显著增加, 总应变小于 0.303 时, 峰值应力随应变增加而增大; 应变从 0.303 到 1.148, 峰值应力基本保持不变, 应变从 1.148 到 1.609, 峰值应力再次增加; 经不同道次热压缩水冷试样的硬度随压缩道次的增加, 硬度先增加后减小; 由于热轧过程中的动态行为和静态行为的交互作用, 形成大量再结晶晶粒。

关键词: Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金; 再结晶; 流变应力; 第二相

中图分类号: TG111.7; TG146.2

文献标志码: A

Multi-pass hot rolling simulation of Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy

YAN Liang-ming^{1,2}, SHEN Jian², LI Zhou-bing², LI Jun-peng²

(1. School of Materials Science and Engineering, Innermongolia University of Technology, Huhhot 010051, China;

2. General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088, China)

Abstract: The hot compression tests of 7055 aluminum alloy were carried out on Gleeble1500D thermal-mechanical simulator according to designed rolling processes to simulate the multi-pass hot rolling process. The flow stress curve was obtained. The features about flow stress, hardness and microstructure of the samples deformed to various strain accompanied with water quenching were investigated through hardness testing and OM, TEM and EBSD analysis. The results show that the peak stress doesn't significantly increase with increasing the Z value. The peak stress increases when the strain is less than 0.303, while the peak stress keeps basically constant when the strain ranges in 0.303–1.148. The hardness firstly increases and then decreases with increasing the compression pass number. A lot of recrystallization grains are formed due to counterchanging roles of the dynamic behavior and static behavior.

Key words: Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy; recrystallization; flow stress; second phase

7055 合金是 Alcoa 铝业公司于 20 世纪 80 年代在 7150 合金的基础上, 通过提高 Zn 和 Mg 的质量比进步降低 Fe、Si、Mn 等杂质含量, 研制成功的一种新型超高强合金。该合金制备采用了专利保护的 T77 热处理工艺, 降低了其应力腐蚀开裂倾向, 同时保持了高

强度, 已成功应用于 Boeing777 客机^[1-2]。目前, 7055 合金的研究热点多集中于合金铸锭的制备、微合金化, 以及通过优化热处理工艺综合提高其力学性能和抗应力腐蚀性能, 对其热加工工艺特别是多道次热轧过程的研究较少^[3-4]。

基金项目: 中国铝业科技开发项目(CHALCO-2007-KJ-02); 内蒙古自然科学基金项目(2011bs0802); 内蒙古自治区高等学校科学研究项目(NJZY11075)

收稿日期: 2011-01-19; **修订日期:** 2011-07-27

通信作者: 闫亮明, 讲师, 博士; 电话: 13848106861; E-mail: yanliangming@126.com

由于高合金化使 7055 铝合金塑性较差, 只能在高温下才能使其发生较大的塑性变形而不开裂。制备 7055 铝合金厚板必须经过多道次热轧, 铸锭在多道次热轧过程中其内部必然交织着动态回复、动态再结晶以及第二相的析出与溶解, 从而表现出复杂的硬化与软化共存的动态行为。多道次热轧过程是不连续的, 道次间存在短暂的非变形阶段, 在热变形道次之间的间歇时间内也必然存在组织的变化(如静态回复、亚动态再结晶和静态再结晶)与力学软化现象。所有这些组织和力学性能的变化不仅影响热轧工艺的制定和热加工制品的质量, 而且将对后续的加工过程(热处理), 甚至对最终的产品性能产生重要影响^[5-8]。因此, 研究了解 7055 铝合金厚板热轧过程对该合金的加工过程以及最终组织与性能的控制具有非常重要的意义。本文作者采用多道次平面应变高温压缩试验模拟企业生产工况, 开展 7055 铝合金多道次热轧过程中流变应力、硬度和组织演化规律的研究。

1 实验

实验用 7055 铝合金材料是国内某铝加工企业提供的半连续工业铸锭, 铸锭化学成分为(质量分数): Zn7.87、Mg2.16、Cu2.05、Zr0.12、Fe0.06、Si0.04、Mn<0.05、Cr<0.04、Ni<0.05、Ti<0.02, 其余为 Al。图 1(a)所示为铸锭组织, 存在大量的枝晶, 枝晶间分布大量粗大第二相; 经 470 °C、24 h 均匀化处理后的金相组织如图 1(b)所示, 枝晶间的粗大相大部分溶于基体中, 铸态组织中的枝晶偏析得到了有效改善。

为了研究工业轧制过程, 本研究设计了热模拟试验对 7055 铝合金进行多道次平面应变压缩试验, 将均匀化处理后的合金加工成规格为 10 mm×15 mm×20 mm 的试样, 其压缩轴方向为 15 mm 长度方向, 与铸造厚度方向一致。在 Gleeble-1500D 热力模拟机上通过一对不锈钢平锤对上述热压缩试样进行 18 道次连续压缩模拟多道次热轧变形, 可控制的参数有变形量、变形速率、变形温度和道次间停留时间等。为减少压缩过程中因表面增加而影响变形过程, 采用 50 mm×10 mm 的平压头进行压缩; 压缩时, 加石墨片于压头两侧以减小摩擦。

用 HV-50 维氏硬度计检测经不同道次压缩后试样的硬度, 在每个试样上测试 5 个点, 然后取其平均值。采用金相显微镜、透射电镜和电子背散射衍射技术对不同道次热轧试样进行观察, 观察部位为法向与压缩轴垂直的纵截面的中部区域。金相试样的浸蚀剂

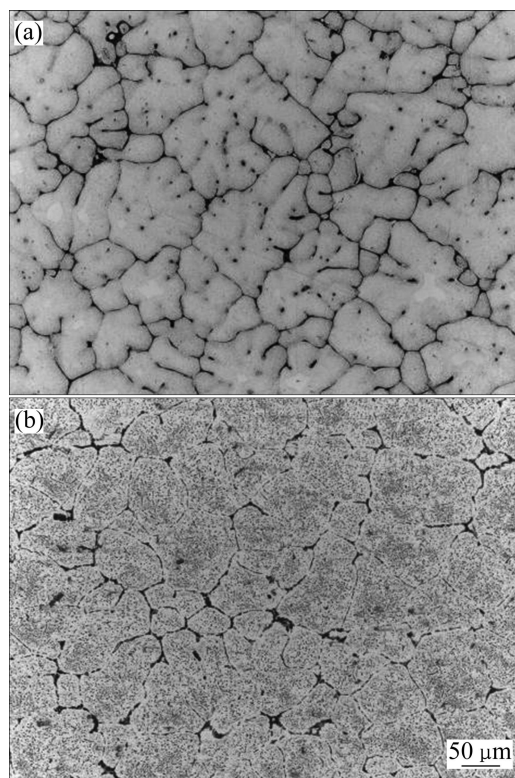


图 1 7055 铝合金铸态和均匀化态金相组织

Fig. 1 Optical microstructures of as-cast(a) and as-homogenized(b) alloy

采用 Keller's 腐蚀试剂。

2 结果与分析

2.1 多道次热变形的流变应力

在 Gleeble-1500D 热力模拟试验机上, 采用平面应变压缩试验对 7055 铝合金多道次热轧过程进行实验模拟, 热模拟工艺参数见表 1。热压缩时, 由主机系统记录各道次的应力—应变曲线, 压缩后合金沿压头长度方向存在明显扩展。由于压缩时存在扩展, 所以对主机系统获得的真应力—真应变曲线进行了修正, 其结果如图 2 所示。由图 2 可知, 在合金压缩时, 各道次真应力—真应变曲线均表现为应力随应变的增加而迅速达到峰值。由于热变形道次较多, 每道次的应变较小, 峰值应力后的数据难以采集, 导致每道次的应力—应变曲线在峰值应力后的部分不具有单道次热压缩时获得的应力—应变曲线的特征。多道次热压缩的峰值应力受 Zener-Hollomon 参数影响, 其中 $Z = \dot{\epsilon} \exp[Q/(RT)]$, R 为摩尔气体常数, T 为热力学温度, Q 为变形激活能, $\dot{\epsilon}$ 为应变速率。在 Z 值不断

表 1 多道次热压缩工艺

Table 1 Multiple hot compression process of passes

Compression pass number	Total reduction/%	Total strain	Strain rate/s ⁻¹	Temperature/℃	Passes interval/s	Sample
1	2.6	0.026	0.01	430	10	
2	5.2	0.054	0.01	428	10	
3	7.9	0.082	0.05	425	10	
4	10.5	0.111	0.05	422	12	QBHT
5	13.1	0.141	0.5	418	12	
6	16.9	0.185	0.5	415	15	
7	20.6	0.235	0.5	412	15	
8	26.2	0.303	0.5	410	18	
9	31.4	0.376	1	405	20	QBHT
10	36.6	0.456	1	400	22	
11	42.0	0.543	2	395	25	QBHT
12	47.2	0.638	2	390	27	
13	52.5	0.744	3	385	30	QBHT
14	57.7	0.860	3	380	35	QBHT
15	63.0	0.994	4	375	40	QBHT
16	68.3	1.148	4	370	50	
17	74.0	1.348	5	365	60	QBHT
18	80.0	1.609	5	360	60	QBHT

QBHT—Quenching before holding temperature.

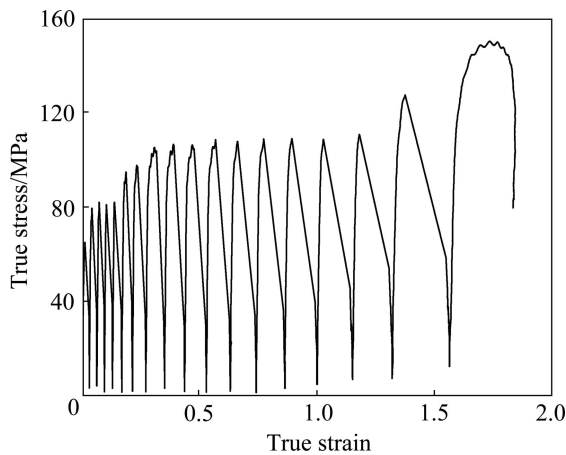


图 2 7055 铝合金多道次间歇式热变形(变 Z 值) 流变应力曲线

Fig. 2 Flow stress curve of 7055 Al alloy during multiple intermittent hot-compression

增大的变形条件下, 多道次间歇式热变形时各道次的峰值应力大小存在着差异。随 Z 值的增加, 总应变小于 0.303 时(前 8 道次), 峰值应力增加, 从应变 0.303

到 1.148(第 8 道次到第 16 道次), 峰值应力基本保持不变, 应变从 1.148 到 1.609(第 17 和 18 道次)峰值应力再次增加。实验中最后两道次的峰值应力显著增加, 最后一道次的峰值应力比第一道的峰值应力约大 90 MPa, 而根据文献[9]中公式(15)计算, 最后一道次和第一道次的峰值应力的差约为 110 MPa。根据理论^[10], 随 Z 值的增加, 峰值应力应该增加, 而本研究过程并非完全如此。随着道次的增加, 动态回复、动态再结晶和间歇间的静态回、亚动态再结晶、静态再结晶会消耗部分变形储能导致流变应力的降低; 但是随着温度的降低、应变速率的增加致使最后两道次的峰值应力降低不够显著。

2.2 多道次热变形的组织演变

图 3 所示为 7055 铝合金试样经不同道次热压缩并立即水淬后的金相组织。由图 3 可知, 经 4 道次压缩后合金中的晶粒变形程度较小, 由于前 4 道次总的变形量较小(总变形率为 10.5%), 组织仍然保留有均匀化处理后的组织结构, 如图 3(a)所示。第 9 道次后, 晶

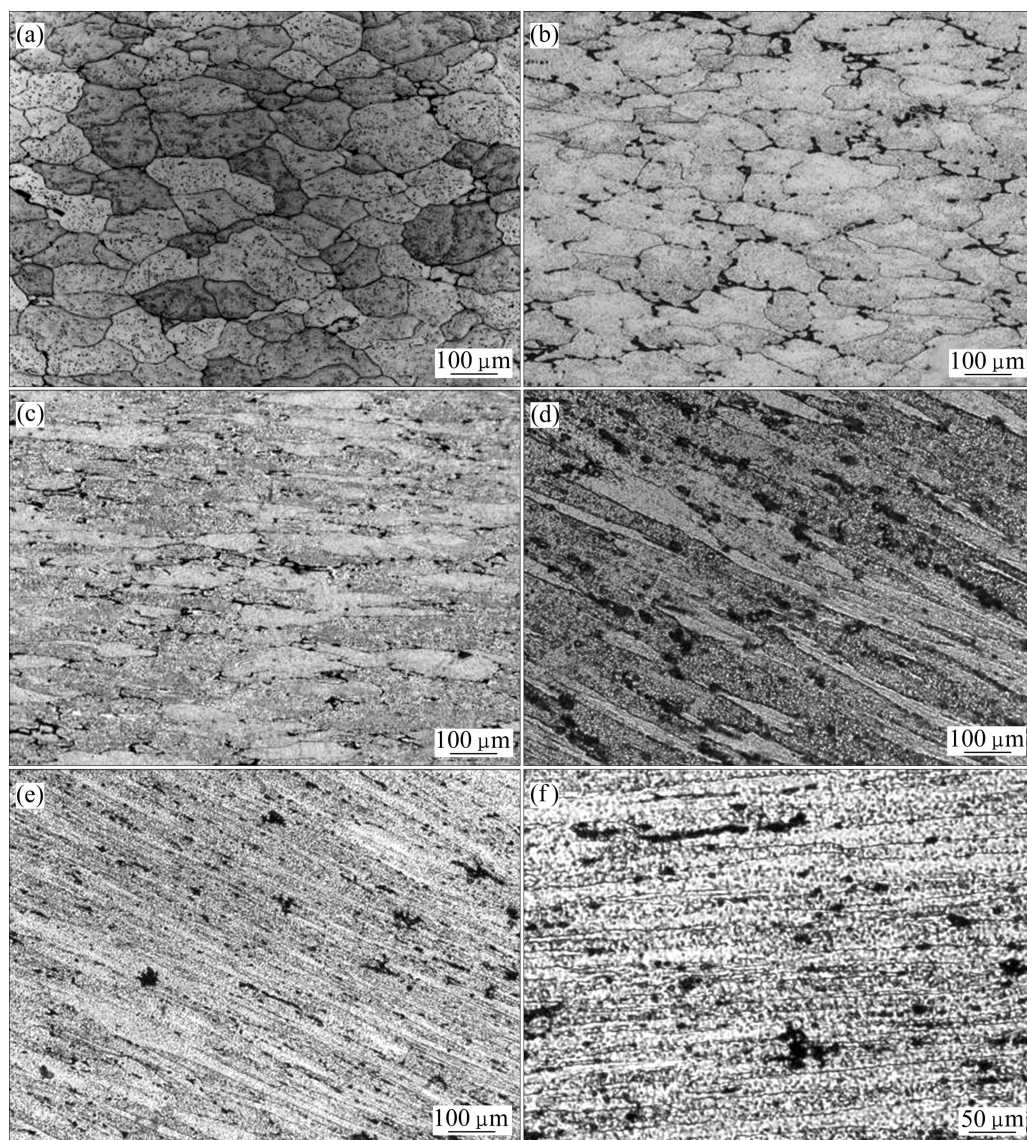


图 3 7055 合金经不同道次变形热压缩后试样的显微组织

Fig. 3 Optical microstructures of specimens compressed by various passes accompanied with different total strains: (a) 10.5% (4 passes); (b) 31.4% (9 passes); (c) 63% (15 passes); (d) 74% (17 passes); (e), (f) 80% (18 passes)

粒沿垂直于压缩方向轻微伸长,如图 3(b)所示。由图 3(c), (d)和(e)可知,随着总变形量的增加,第 13 道次后,晶粒逐渐被压扁并拉长,最后晶粒被拉长变细成为纤维组织。如图 3(d)和(e)所示,位错蚀坑的分布情况表明变形组织中形成大量亚结构,观察还可发现,随着变形的深入,一些粗大难熔第二相逐渐破碎并沿变形方向排列。另外,图 3(d)中可看到许多相互平行、长条状的变形带。出现变形带是由于在变形过程中,同一晶粒不同体积单元被激活的滑移系各不相同,换言之,晶粒在变形过程中并不是作为一个整体发生均匀变形,而是不同的体积单元向不同的方向转动,最终导致同一晶粒的不同单元具有不同的位向^[11-12]。

铝属于高层错能金属,一般在热变形时容易发生动态回复^[10],但是对于某些铝合金,由于添加一定的合金元素而使其层错能大大降低,如铝中加入 0.12% 和 0.36%Mg,可使其层错能由 200 J/m² 分别降低到 108.65 J/m² 和 50 J/m²^[13]。为了证明 7055 铝合金在多道次变形过程中发生再结晶,利用电子背散射衍射技术(EBSD)对图 3(d)对应的试样进行了 EBSD 分析,分析结果如图 4 所示。图 4(a)中黑色线标示取向差大于 15° 的晶界,在原始晶界处出现大量再结晶晶粒;图 4(b)中晶界处的白色区域为粗大第二相,在其周围也形成大量再结晶晶粒;图 3(f)所示为总变形量达到 80% 的试样,在第二相周围存在尺寸小于 10 μm 等轴

晶粒, 说明合金在热变形过程中发生了再结晶。

合金元素的加入使沉淀相形成, 热变形时第二相颗粒可使材料内部形成大量的亚结构并保持稳定。同时, 第二相粒子还会阻碍亚晶界和晶界迁移, 提高发生动态回复所需的临界应变值, 使材料中积蓄起足够的位错储能而诱发动态再结晶^[14]。在图3和4中可以看到尺寸约为10 μm 的粗大第二相, 这些粗大的第二相粒子与基体金属间的非共格关系使变形时围绕其周围形成强烈的晶格畸变区, 在此区域亚晶粒大小不一, 形成高取向梯度, 由此提供较大的界面迁移驱动力, 使得该区域成为形核的有力位置, 最终在其周围形成大量细小的再结晶晶粒。由此可知, 第二相促进形核是7055合金热变形过程中形核的重要机制之一。

由图4观察可以发现, 部分新形成的再结晶晶粒分布于原始晶界处, 晶界存在明显的弓弯现象(见图4(a)中箭头位置), 表明晶界形核(应变诱导晶界移动SIBM)为其再结晶形核机制之一^[15]。SIBM的重要条件之一为晶界两侧位错密度存在较大差别, 通常认为当冷变形量较小时易以此种机制形核, 然而, 在7055合金的多道次热轧模拟实验过程中, 合金在高温状态压缩, 在热压缩道次间存在静态回复, 从而造成了位错密度上的差异, 这种位错密度上的差异成为晶界弓弯的驱动力, 促成了再结晶核的形成。

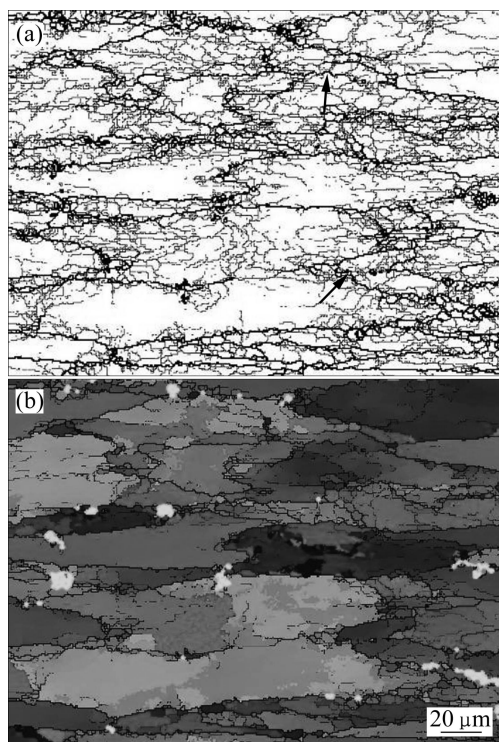


图4 应变为1.35时7055铝合金的EBSD分析结果

Fig. 4 EBSD analysis of 7055 Al alloy at $\epsilon=1.35$

2.3 经不同道次压缩后试样的硬度

图5所示为7055铝合金均匀化处理试样和经不同道次热压缩后立即水淬试样的显微硬度(HV1)变化曲线。由图5可知, 经4道次热压缩后水淬试样的硬度比均匀化处理试样的硬度高, 经11道次压缩后硬度开始降低, 第14道压缩后试样的硬度比均匀化处理试样的硬度还低。造成不同道次压缩后显微硬度变化的原因是热轧时试样的显微硬度取决于第二相的大小及分布、亚晶粒大小与再结晶程度^[11, 16]。随着变形道次增加, 如图6所示, 由于动态回复使变形材料中产生边界清晰的亚晶结构, 温度降低, 变形速率增加, 亚结构细化, 起到强化效果; 但随着变形道次继续增加, 道次间的停留时间增加, 静态回复、亚动态再结晶以及静态再结晶程度增加, 如图3(f)所示, 消耗大量变形储能, 使合金硬度下降。

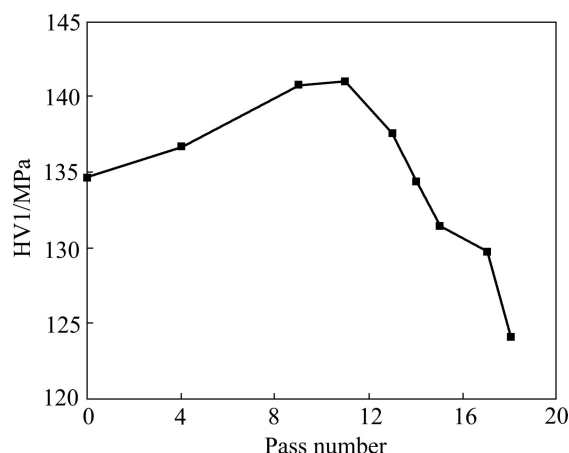


图5 7055铝合金不同道次变形后试样的显微硬度

Fig. 5 Microhardness of 7055 Al alloy compressed by various passes

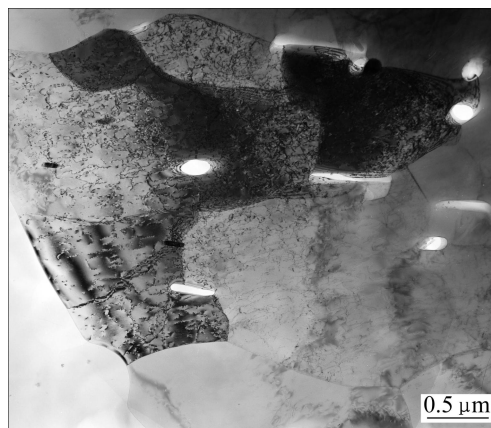


图6 7055铝合金经9道次热压后的微观组织

Fig. 6 Microstructure of 7055 Al alloy after nine passes compression

3 结论

(1) 7055 铝合金在多道次热压缩过程中, 每道次的峰值应力并没有随 Z 值增加而显著增加, 总应变小于 0.303 时, 峰值应力随应变增加而增大; 应变从 0.303 到 1.148 时, 峰值应力基本保持不变; 应变从 1.148 到 1.609 时, 峰值应力再次增加。

(2) 经不同道次热压缩水冷试样的硬度随压缩道次的增加而先增加后减小。

(3) 由于热轧过程中的动态行为和静态行为的交互作用使得部分原始晶界两侧的位错密度不同和粗大第二相周围形成较大的畸变, 进而形成大量再结晶晶粒。

REFERENCES

- [1] 陈昌麒. 超高强铝合金的发展[J]. 中国有色金属学报, 2002, 12(1): 22–27.
CHEN Chang-qi. The development of ultra strength aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2002, 12(1): 22–27.
- [2] DAVID A L, RAY M H. Strong aluminum alloy shaves air frame weight[J]. Advanced Materials & Processes, 1991, 140(4): 46–52.
- [3] CHEN K H, LIU H W, ZHANG Z, LI S, TODD R I. The improvement of constituent dissolution and mechanical properties of 7055 aluminum alloy by stepped heat treatments[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2003, 142(1): 190–196.
- [4] CHANDAN M, MUKHOPADHYAY A K, RAGHU T, VARMA K. Tensile properties of peak aged 7055 aluminum alloy extrusions[J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 455(25): 673–680.
- [5] SHERCLIFF H R, LOVATT A M, JENSEN D J, BEYNON J H. Modeling of microstructure evolution in hot deformation[J]. Philosophical Transactions: Mathematical, Physical and Engineering Sciences, 1999, 357(1756): 1621–1643.
- [6] 林高用, 杨伟, 孙利平, 彭大暑. Al-Zn-Mg-Cu-Cr 合金厚板组织细化[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(8): 1423–1439.
LIN Gao-yong, YANG Wei, SUN Li-ping, PENG Da-shu. Structures refinement of Al-Zn-Mg-Cu alloy thick plates[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(8): 1423–1439.
- [7] RICKS R A, HOWE A, BROWN L M, BEYNON J H, HANSEN N. The deformation models needed by the aluminum industry[J]. Philosophical Transactions: Mathematical, Physical and Engineering Sciences, 1999, 357(1756): 1513–1529.
- [8] ROBSON J D. Micro-structural evolution in aluminum alloy 7050 during processing[J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 382: 112–121.
- [9] 闫亮明, 沈健, 李周兵. 7055 铝合金高温流变应力特征及本构方程[J]. 特种铸造及有色合金, 2009, 29(10): 892–895.
YAN Liang-ming, SHEN Jian, LI Zhou-bing. Flow stress characteristics and constitutive equation for Al-Zn-Mg-Cu-Zr at elevated temperature[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2009, 29(10): 892–895.
- [10] KOCKS U F, MECKING H. Physics and phenomenology of strain hardening: the FCC case[J]. Progress in Materials Science, 2003, 48(2): 171–273.
- [11] 张辉. 铝合金多道次热轧显微组织演变的模拟研究[D]. 长沙: 中南工业大学, 2000: 63–65.
ZHANG Hui. The research of simulation of microstructure evolution during of multi-pass hot rolling for aluminum[D]. Changsha: Central South University, 2000: 63–65.
- [12] KIM H, KANG S, TSUJI N, MINAMINO Y. Elongation increase in ultra-fine grained Al-Fe-Si alloy sheets[J]. Acta Materialia, 2005, 53(6): 1737–1749.
- [13] HU H E, ZHEN L, YANG L, SHAO W Z, ZHANG B Y. Deformation behavior and microstructure evolution of 7050 aluminum alloy during high temperature deformation[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 488(3): 64–71.
- [14] FURU T. The influence of transient deformation conditions on recrystallization during thermomechanical processing of an Al-1%Mg alloy[J]. Acta Materialia, 1999, 47(5): 2377–2389.
- [15] 李俊鹏, 沈健, 闫晓东, 毛柏平, 闫亮明. 多道次热压缩过程中 7050 铝合金的再结晶行为[J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(10): 1754–1759.
LI Jun-peng, SHEN Jian, YAN Xiao-dong, MAO Bai-ping, YAN Liang-ming. Recrystallization behavior of 7050 alloy during multi-pass hot compression process[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(10): 1754–1759.
- [16] SHIGENIORI A, TAKEYOSHI D, KEISUKE Y. Recrystallization behavior during hot rolling of 3004 aluminum alloy[J]. Light Metals, 1999, 39(2): 94–99.

(编辑 李艳红)