

[文章编号] 1004- 0609(2000) 04- 0525- 04

6201 铝合金热连轧的实验模拟^①

张愈祖, 张 辉, 彭大暑, 刘育英
(中南工业大学 材料科学与工程系, 长沙 410083)

[摘 要] 在 Gleeble-1500 热模拟机上对 6201 铝合金的热连轧进行了实验模拟, 对变形时的变形力进行了测定, 用 TEM 观察了变形后试样的微观组织并测量了其显微硬度。结果发现: 由于应变诱发作用, 可以在热连轧过程中有效地实现快速固溶与时效处理的结合; 变形开始温度为 540 ℃, 可加速固溶; 变形终了温度为 300 ℃, 加速了 Mg₂Si 粒子的充分析出; 变形抗力和硬度值在第 6 道次之前, 随着道次增多而增加, 之后有所回落。此外, 实验还获得了 6201 铝合金热连轧的变形抗力模型。

[关键词] 6201 铝合金; 热连轧; 热模拟

[中图分类号] TG 335.11

[文献标识码] A

6201 铝合金是一种可形变热处理铝合金, 它具有较强的综合性能, 被广泛用作铝合金导线。连铸连轧是其生产过程中的一个关键环节^[1~4], 尤其是采用比利时铝线公司开发的 CHTA 新工艺, 不仅可以减少工序、提高生产效率、节省能耗, 而且能保证获得力学性能和导电性能匹配最佳的铝合金导线, 且组织性能优良、稳定。但有关这方面的研究报道不多, 为此, 本文在 Gleeble-1500 热模拟机上, 对 6201 铝合金热连轧进行实验模拟, 研究其组织与性能演变规律, 为合理工艺设计提供一定参考。

1 实验

1.1 合金化学成分

以 Al-Fe, Al-Si 中间合金及工业纯镁为合金原料, 采用快冷方式熔铸成断面为 65 mm × 160 mm 的铸锭, 其主要化学成分如表 1 所示。

表 1 试样的化学成分

Table 1 Chemical compositions of specimens (%)

Mg	Si	Fe	Cu	Al
0.68	0.76	0.27	0.033	Balance

1.2 热连轧实验模拟

在 Gleeble-1500 热模拟机上, 采用简单高温压缩实验对 6201 铝合金热连轧进行实验模拟。根据我国铝导线连铸连轧工艺规程, 热模拟工艺参数设计(见表 2)由计算机控制。

变形前, 利用 Gleeble-1500 热模拟机的电阻加热系统, 将试样在 180 s 内加热到 540 ℃并保温

30 s, 将 NiCr-NiAl 热电偶直接焊在试样上测温; 变形后立即水淬。压缩实验过程中, 试样与压头接触表面采用石墨加机油作润滑剂。

1.3 微观组织观察与硬度测量

在变形试样的中心厚度沿垂直于压缩方向切取厚度为 2 mm 的样品, 研磨至 0.03 mm, 用常规方法制成电镜样品, 使用 H-800 透射电镜对变形组织进行观察; 在 HW187.5 硬度计上(625N 载荷)测量硬度 HB。

表 2 热模拟工艺参数

Table 2 Processing parameters of hot deformation simulation on Gleeble-1500

Pass	$\theta/^\circ\text{C}$	$\delta/\%$	$\dot{\epsilon}/\text{s}^{-1}$	t/s
0	540			
1	520	37.4	0.70	180
2	480	32.4	0.76	5
3	420	32.4	0.79	2
4	380	32.0	0.82	2
5	350	29.4	0.79	2
6	330	27.1	0.92	2
7	310	17.1	0.90	2
8	300	13.8	0.93	60

2 结果与分析

2.1 微观组织

图 1 所示为经过不同道次变形后试样的 TEM 微观组织。

可以看出, 随着变形道次增多, 应变增加而温

① [收稿日期] 2000- 05- 31; [修订日期] 2000- 06- 29

[作者简介] 张愈祖(1955-), 男, 工程师。

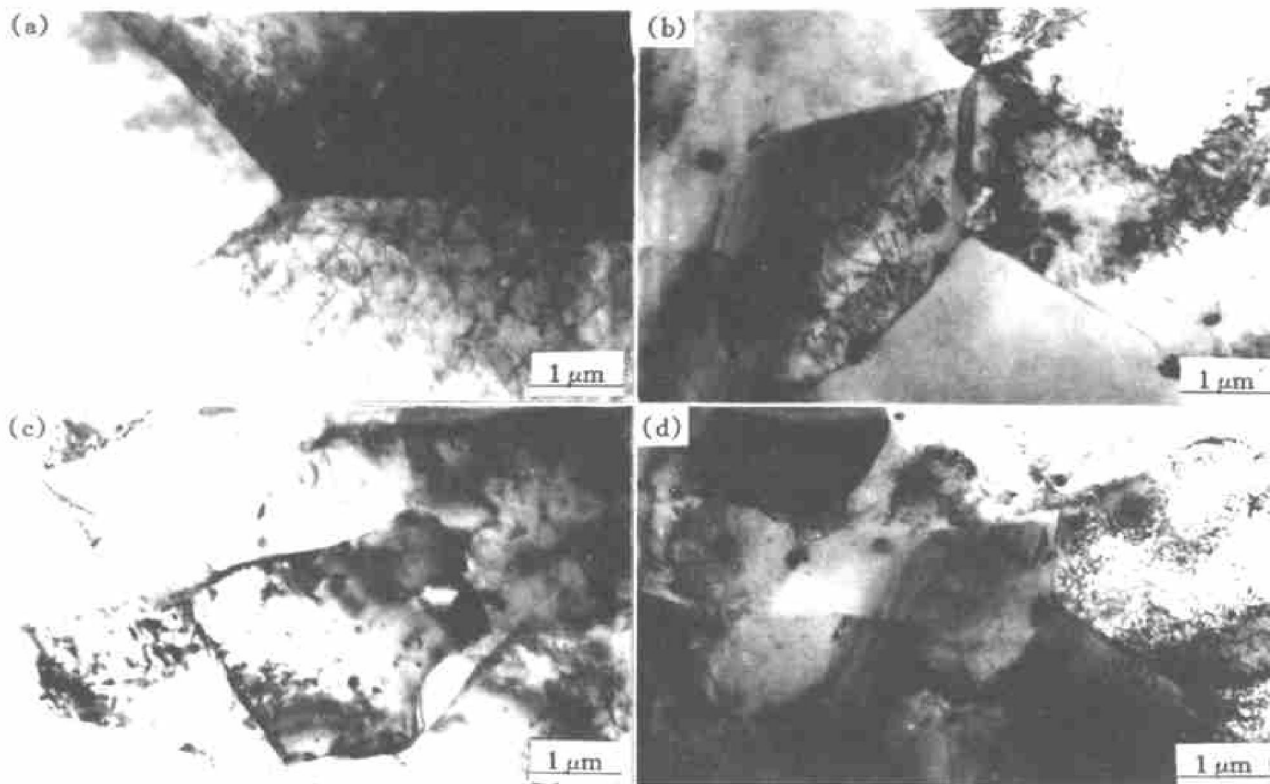


图 1 不同道次热变形后的微观组织(TEM)

Fig. 1 TEM microstructures of deformed specimens after different passes

(a) -1 pass; (b) -4 passes; (c) -6 passes; (d) -8 passes

度降低,晶粒被破碎细化而出现亚晶结构;亚晶粒尺寸逐渐减小。同时发现,在 520~ 540 °C 范围内进行第一道次变形、接着再保温 180s 后,亚晶结构已形成,亚晶粒尺寸较大而位错密度较低,但晶粒中看不到二相粒子的存在,见图 1(a)。说明变形过程所产生的储能促使试样在此变形条件下发生了快速固溶,比非变形过程的固溶处理(一般需 1 h 左右^[4])所需时间大大缩短。可见,在高温变形条件下,合金元素更容易扩散迁移,因而能很快固溶到基体合金中。同时,尽管随后变形程度进一步增大,并且终了变形温度也仍保持在 300 °C 左右,但试样依旧保留着明显的位错亚结构组织特征。

进一步分析发现,变形试样中有大量的位错在试样变形过程中被第二相粒子钉扎住(如图 2)。第二相粒子与位错相互作用,降低位错的可动性,增大变形试样再结晶的阻力,所积蓄的变形储能几乎全部用于诱发第二相粒子的析出。正是由于这种钉扎作用,尽管终了变形温度较高,位错也不易产生交滑移和攀移,从而进一步阻碍试样在热变形中和热变形后再结晶的发生。这种未再结晶组织保留了足够高的位错储能,为变形终了保温期间第二相粒子的析出提供了动力;以及为第二相粒子的快速析



图 2 8 道次变形后试样中存在的大量位错

Fig. 2 Dislocations in deformed specimens after 8 passes

出提供了优先形核部位,有利于第二相粒子的稳定析出^[5~ 10]。

2.2 显微硬度与变形抗力

图 3 和图 4 所示分别是经不同道次变形后试样的硬度和不同道次变形时变形抗力的变化曲线,可以发现,在第 6 道次之前硬度与变形抗力明显呈上升趋势,之后有所回落。究其原因,一方面是由于

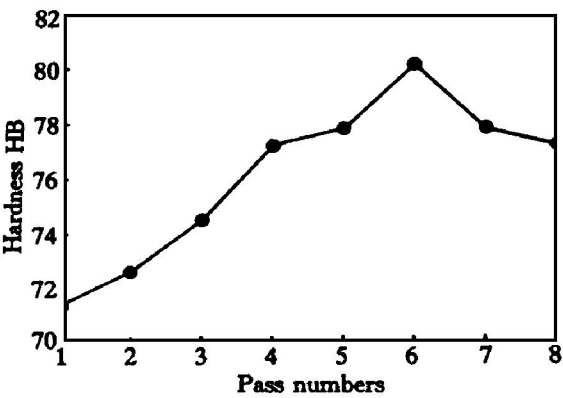


图 3 不同道次变形后的硬度

Fig. 3 Hardness of deformed specimens after different passes

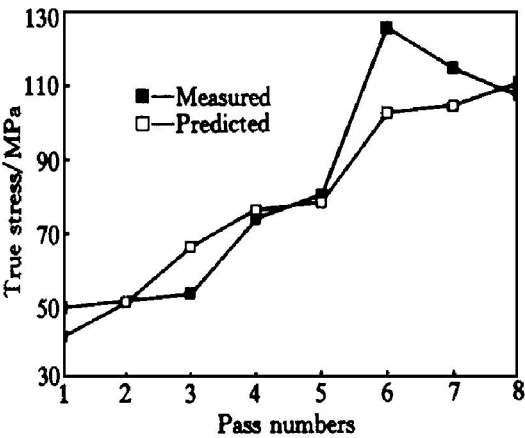


图 4 不同道次变形时的变形抗力

Fig. 4 Deformation resistance after different passes

道次增加, 变形温度逐渐降低而变形程度依次增大, 亚晶粒尺寸逐渐减小引起亚结构强化增强; 另一方面, 由于 6201 铝合金中 Mg_2Si 在 Al 中的固溶度随温度下降而急剧减小, 导致 Mg_2Si 从过饱和固溶体中析出产生强化。对于 Al-Mg-Si 系合金的主要强化阶段是形成针状 GP 区阶段, 因此, 针状 GP 区的大小、多少、分布状态决定合金的强化效果^[5~10]。在第 6 道次后, 由于溶质原子聚集产生了大量针状亚稳相, 如图 5(a) 所示, 这种细密分布的析出相在变形过程中对位错有强烈的钉扎作用, 产生最好的强化效果, 致使其显微硬度和变形抗力增大。后来, 随着亚稳相向平衡相的转变, 大量针状亚稳相聚集、粗化(图 5(b)), 使得强化效果略有下降。到第 8 道次后, 针状亚稳相逐渐粗化变成棒状的稳定相。

2.3 变形抗力模型

对于一般软铝合金的热变形, 变形抗力的大小

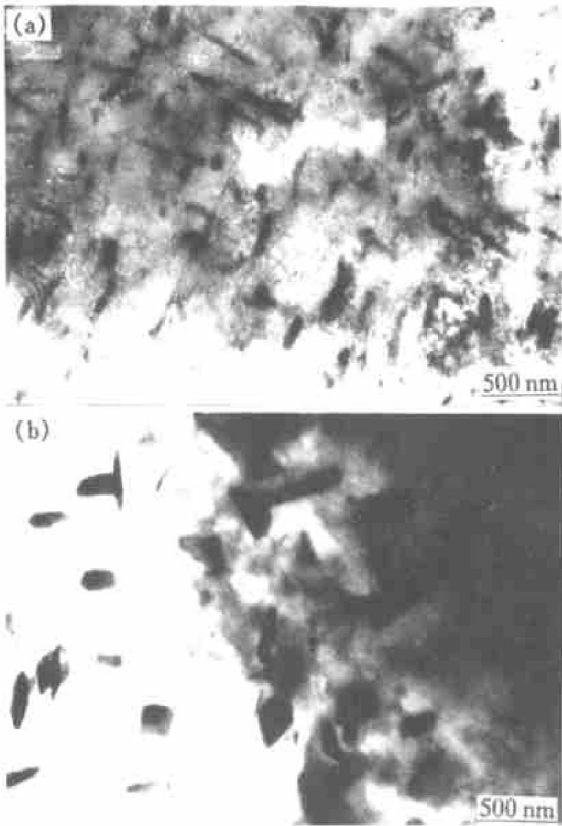


图 5 多道次变形后析出相的形貌

Fig. 5 Morphologies of precipitation in deformed specimens after different passes
(a) —6 passes; (b) —8 passes

受变形程度的影响很小, 几乎可以忽略而不考虑加工硬化的影响。以上分析发现, 在 6201 铝合金热连轧过程中, 由于随着轧制道次的增多, 变形增加而温度降低, 应变诱导加速高温下过饱和固溶体的分解, 使第二相粒子从基体中析出产生强化。因此, 本文在研究中采用了井上胜郎模型^[11]:

$$\sigma = \alpha_0 \epsilon^{\alpha_1} \dot{\epsilon}^{\alpha_2 T} \exp(\frac{\alpha_3}{T}) \tag{1}$$

通过对 Gleeble 1500 采集变形力的处理^[11], 运用最小二乘法拟合, 得出 6201 铝合金热连轧中变形抗力表达式为

$$\sigma = 24.963 \epsilon^{0.006488} \dot{\epsilon}^{0.002308T} \exp(\frac{926.017}{T}) \tag{2}$$

将计算结果与实测结果进行比较, 其平均误差(见图 4)为 -2%, 说明式(2)在工程上能满足要求。

3 结论

- 1) 由于应变诱发作用, 在 6201 铝合金热连轧中可有效地结合快速固溶与时效处理。
- 2) 变形开始温度为 540 ℃, 加速固溶; 变形终

了温度在 300 ℃, 加速 Mg_2Si 粒子的充分析出。硬度与变形抗力在第 6 道次之前, 随着道次增多而增加, 之后有所回落。

3) 变形抗力表达式为

$$\sigma = 24.963 \varepsilon^{0.006488} \dot{\varepsilon}^{0.002308T} \exp\left(\frac{926.017}{T}\right)。$$

[REFERENCES]

- [1] Claes F and Folon M. Casting, rolling and drawing 6201 alloy for overhead conductor [J]. Wire Journal International, 1983, 16 (12): 64– 69.
- [2] Dawson J R. Manufacture of all aluminum alloy conductors [J]. Wire Journal International, 1991, 24 (4): 37 – 40.
- [3] McQueen H J, Chia H E and Stark E A. The microstructural strengthening mechanisms in dilute Al-Fe conductor alloys [A]. Chia H E and McQueen H J. Microstructural Control in Aluminum Alloys: Deformation, Recovery and Recrystallization [C]. PA, TMS, 1985. 1– 18.
- [4] Chia H E. Metallurgical characteristics of aluminum for high conductivity applications [A]. Pampillio C A, Biloni H and Embury D E. Aluminum Transformation Technology and Application [C]. ASM, 1978. 31– 52.
- [5] Jahn M T and Chang W C. The effects of pre-ageing on a thermomechanically treated 6201 aluminum alloy [J]. J Mater Sci, 1988, 23: 852– 855.
- [6] Kenji M, Minoru T, Shizuo T, et al. Effect of deformation on aging in Al-Mg₂Si alloys [J]. Light Metals, (in Japanese), 1993, 43: 127– 133.
- [7] Kenji M, Minoru T, Shizuo T, et al. Effect of excess Si on age-hardening in deformed Al-Mg₂Si alloys [J]. Light Metals, (in Japanese), 1995, 45: 95– 100.
- [8] Masahiro Y, Shojiro O and Mutsumi A. Age-hardening process of Al-Mg-Si alloys [J]. Light Metals, (in Japanese), 1993, 43: 146– 151.
- [9] Espedal A, Gjestland H, Ryum N, et al. Hot deformation of Al-Mg-Si alloys [J]. Scand J Metallurgy, 1989, 18: 131– 136.
- [10] LIU Yu-ying, ZHANG Hui, PENG Da-shu, et al. Experimental simulation on control rolling process of 6201 aluminum alloy [J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 1999, 9 (2): 318– 321.
- [11] PENG Da-shu (彭大暑). Principle of Metal Forming (金属塑性加工原理) [M]. Changsha: Central South University of Technology Press, 1993.

Experimental simulation on continuous hot-rolling of 6201 aluminum alloy

ZHANG Yu-zu, ZHANG Hui, PENG Da-shu, LIU Yu-ying

(Department of Materials Science and Engineering,

Central South University of Technology, Changsha 410083, P. R. China)

[Abstract] Continuous hot-rolling of 6201 aluminum alloy was simulated on Gleeble-1500. The deformed specimens were observed by TEM and the hardness was measured. It was shown that rapid solid solution and aging treatment can be effectively combined by the strain induced during continuous hot-rolling, the deformation temperature ranges from 540 ℃ to 300 ℃, the hardness and the deformation resistance increase with increasing passes before 6 passes followed by a slight drop.

[Key words] 6201 aluminum alloy; continuous hot-rolling; thermal simulation

(编辑 黄劲松)