

[文章编号] 1004-0609(2001)04-0593-05

AA7005 铝合金的热加工变形特性^①

沈 健

(北京有色金属研究总院 加工工程研究中心, 北京 100088)

[摘 要] 研究了 AA7005 合金高温压缩变形时的流变应力、动态回复与再结晶以及变形组织变化特征。合金稳态变形时, 应变速率、温度和流变应力之间满足包含热激活材料常数的 Arrhenius 项的双曲正弦关系, 变形过程为受位错增殖和相互销毁速率控制的热激活过程, 螺型位错的交滑移和刃型位错的攀移为主要动态回复机制。动态回复时, 形成典型的变形亚晶组织, 亚晶尺寸随 $\ln Z$ 的减小而增大。高温低速变形条件下, 合金发生局部几何动态再结晶, 流变曲线呈现连续下降的特征, 形成与原始纤维组织不同的细小等轴大角度再结晶晶粒。

[关键词] 压缩; 流变应力; 亚晶; 几何动态再结晶

[中图分类号] TG 111.7; TG 115.53; TG 306

[文献标识码] A

铝合金热加工时, 同时存在加工硬化和动态软化两个矛盾的过程。变形时的位错增殖及位错间的交互作用导致加工硬化; 位错通过攀移或交滑移并在热激活和外加应力作用下发生相互合并、销毁和重组, 使材料发生动态回复甚至动态再结晶而软化。一定条件下两者可达到动态平衡而使流变应力呈现稳态流变特征。位错的完全相消需要交滑移和攀移(或点缺陷的扩散)同时参与热激活过程, 软化机制也与位错的交滑移、攀移等有关。

大量研究表明^[1,2], 铝合金仅发生动态回复时会呈现稳态流变特征, 热加工显微组织主要由亚晶粒、具有平衡取向差的小角度亚晶界以及亚晶界处的三维位错网络等组成, 稳态流变应力的大小取决于这种组织特征。低应力水平下流变应力 σ 和应变速率的关系可用指数关系描述:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \quad (1)$$

高应力水平下两者满足幂指数关系:

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta \sigma) \quad (2)$$

式中 n_1 , β 为与变形温度 T 无关的常数; A_1 , A_2 为经验常数。这些关系描述了应变硬化和动态软化过程之间的动态平衡。Sellars 等^[3]提出用包含变形激活能 ΔH 的双曲正弦形式的修正 Arrhenius 关系来描述这种热激活稳态流变行为:

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha \sigma)]^n \exp\left[-\frac{\Delta H}{RT}\right] \quad (3)$$

式中 R 为气体常数, A , n 及 α 为材料常数。

实际上, 某些铝合金(甚至纯铝)在一定条件下

热加工时, 也可能发生连续或不连续动态再结晶^[4~7]。动态回复和动态再结晶程度以及由此形成的组织特征决定了材料热加工态性能, 并可能影响材料在后续加工和热处理过程中的组织和性能变化行为。

采用热等温恒速压缩试验, 利用 Zener-Hollomon 参数(以下简称 Z 参数)分析了 AA7005 铝合金热加工时的动态回复过程中流变应力、应变速率、温度之间的相互关系, 对动态回复机制进行了探讨, 观察与分析了变形回复和再结晶组织, 研究了其动态再结晶行为。

1 实验

压缩试验在 Gleeble 1500 热模拟试验机上进行, 所用合金的 $d10\text{ mm} \times 15\text{ mm}$ 压缩样品取自 $d15\text{ mm}$ 热挤压棒, 合金主要化学成分为 Al-4.6Zn-1.4Mg 。压缩变形温度为 $300 \sim 500\text{ }^\circ\text{C}$, 应变速率为 $10^{-4} \sim 10^1\text{ s}^{-1}$, 总变形量约 60%。样品利用自身电阻加热, 加热速度为 $1\text{ }^\circ\text{C/s}$, 保温时间 5 min。压缩时保持温度和应变速率恒定。由 Gleeble 1500 系统的计算机自动采集应力、应变、压力、位移、温度、时间等数据。变形结束后对样品进行水淬, 以保留高温变形组织, 淬水延迟时间约为 0.1 s。采用光学显微镜和透射电镜观察合金变形组织, 以研究 AA7005 合金高温塑性变形时组织变化特征; 利用

① [基金项目] 国家自然科学基金资助项目(59701007)和国家计委“九五”产业化前期关键技术研制开发资助项目(计高技[1998]1907号)

[收稿日期] 2000-11-18; [修订日期] 2001-02-02

[作者简介] 沈 健(1968-), 男, 高级工程师, 博士。

EBSD 进行变形组织的取向差分析, 结合流变曲线变化判定合金的动态再结晶行为。

2 实验结果与分析

2.1 流变应力

试验结果表明, 合金在压缩试验条件范围内, 当变形温度较低且应变速率较高时, 表现出稳态流变特征, 即流变应力在过渡变形阶段后并不随应变增加而发生明显变化。稳态流变应力随变形温度升高和应变速率的降低而下降, 这与纯铝和其他大多数铝合金是一致的。

由于在高温塑性变形时流变应力和应变速率之间在不同应力水平下分别满足如式(1)和式(2)所示的不同关系, 则根据式(1)~(3)对 7005 合金的流变应力、温度、应变速率数据进行分析, 可以求得合金的热变形材料常数分别为: 变形表观激活能 $\Delta H = 147.9 \text{ kJ/mol}$, 应力水平参数 $\alpha = 0.0185 \text{ mm}^2/\text{N}$, 应力指数 $n = 5.82$, 结构因子 $A = 1.46 \times 10^{11} \text{ s}^{-1}$ 。由此可利用 $Z = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n = \exp(\Delta H/RT)$ 计算 Z 参数值, 得到合金高温变形本构方程:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left[\left(\frac{Z}{A} \right)^{2/n} + \left| \left(\frac{Z}{A} \right)^{1/n} + 1 \right|^{1/2} \right] \quad (4)$$

对流变应力 σ 和 Z 参数等进一步进行回归分析可以得出两者关系为: $\ln Z = 21.43 + 5.22 \ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 。显然, 7005 合金流变应力双曲正弦项的自然对数和 Z 参数的自然对数间满足线性关系。由此可以认为, 合金高温压缩塑性变形过程是一种类似于铝合金高温蠕变的受位错增殖和相消速率控制的热激活过程, 可以用包含 Arrhenius 项的 Z 参数描述 7005 合金高温压缩变形时的流变行为。

2.2 动态回复机制

动态回复机制主要是指基于高温塑性变形过程中位错的产生、滑移和相互销毁的速率控制机制, 如位错交滑移、攀移、割阶的非守恒运动和三维位错网的脱缠等。通常, 不同的速率控制机制具有不同的激活能 ΔH 和表观激活体积 V 。从一定温度条件下应变速率与流变应力的关系中, 可以估算出材料高温变形的表观激活体积: $V = kT [\partial \ln \dot{\epsilon} / \partial \sigma] T^{[8]}$, k 为波尔兹曼常数。7005 合金变形激活能和表观激活体积的计算结果见表 1, 表观激活体积和 Z 参数的关系如图 1 所示。

从表 1 和图 1 可发现, $\ln Z$ 低于 19.0 时, 7005

表 1 7005 合金变形激活能和激活体积

Table 1 Activation parameters for AA 7005 alloy

$\theta / ^\circ\text{C}$	$\Delta H / (\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1})$	$V / (2.86^3 \times 10^{-30} \text{ m}^{-3})$
300	141.1	24~38
350	137.3	20~45
400	146.3	27~85
450	148.1	65~116
500	148.0	35~185

($b = 2.86 \times 10^{-10} \text{ m}$)

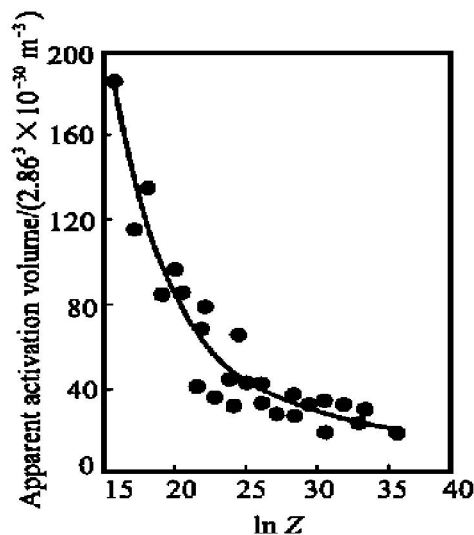


图 1 7005 合金激活体积 V 和 Z 参数的关系

Fig. 1 Variation of V with Z for 7005 alloy

合金表观激活体积与纯铝在割阶非守恒运动和位错网的脱缠等速率控制机制被激活时的激活体积^[8]存在较大差距, 但与螺型位错的交滑移模型的相应值吻合得较好。这说明 7005 合金高温变形时的主要动态回复机制应为螺型位错的交滑移。由于镁加入铝中会降低合金的层错能, 增加扩展位错宽度, 提高位错在交滑移前束集所需能量。因此 7005 合金变形激活能比纯铝交滑移激活能 (117 kJ/mol ^[8]) 稍高一些。

另一方面, 高温变形时, 合金中原子活动能力增大。同时割阶化螺型位错在交滑移过程中形成的割阶在运动时, 会在其后面留下一系列空位或间隙原子, 增加空位浓度, 激活刃型位错的攀移运动, 使间隙原子或空位的浓度发生重新分配。高温时刃型位错的攀移更为明显, 会相应提高变形激活能。但由于位错攀移的激活体积很小, 对激活体积的变化影响不大。

随着 $\ln Z$ 减小, 表观激活体积明显增大。说明低应力水平条件下, 其他具有较大激活体积的速率机制参与变形控制过程。高温条件下, 7005 合金中的第二相会重新溶入固溶体, 增加合金中锌和镁原子的固溶度, 从而增大溶质原子及其他障碍物对位

错网络或单根位错的化学拖曳力, 提高变形激活能。同时, 镁等溶质原子会产生偏聚并形成气团, 从而增大激活体积。此外, 未溶第二相粒子的存在会增大位错塞积和交割的机会, 使合金中亚晶内和亚晶界上的位错的密集程度增加。位错网络中最弱的连接部分在外加切应力和热激活作用下可先行弓出而脱离三维网络, 使网络结点平均间距增大, 导致材料软化。因此, 位错从这些网络中的逃逸无疑也会控制变形过程, 而它的高激活能和高激活体积也会对 7005 合金压缩变形时具有相对较高的激活参数这一结果产生影响。

2.3 亚晶组织

图 2 所示为 7005 合金不同条件下的热压缩变形组织。图中表明, 7005 合金热加工显微组织为条带状纤维结构, 其内部形成了长度方向与压缩轴基本垂直的丰富的亚晶簇团组织(图 2(a), 2(b))。随着变形温度升高和应变速率降低(Z 参数降低), 亚晶簇尺寸减小。从 TEM 组织形貌来看, 这些长度方向与压缩轴基本垂直的条带状亚结构均为典型的变形亚晶组织形貌, 而且亚晶尺寸随 Z 值的降低而增大(图 2(c), 2(d))。

通常, 材料变形时的流变应力主要由两部分组成, 即 $\sigma = \sigma_A + \sigma_B$ 。其中 σ_A 为作用在位错上的外加应力, σ_B 为与结构有关的局部内应力^[9]。7005 合金压缩变形初期, 位错密度逐渐增加, 此时 σ_B 缓慢增加并趋于平衡值, 相应地应变速率(或 Z)与外加应力通过 σ_A 发生关系。进入稳态变形阶段后, 亚晶尺寸大小通过 σ_B 与外加应力有关, 流变应力是 σ_A 和 σ_B 的瞬时值之和。前者是 Z 值的函数, 后者则是组织的函数, 即 σ_B 与材料内部的位错密度、位错组态及相组成相关。随变形温度的升高和应变速率的降低(Z 值减小)原子的运动能力增强, 应变产生大量的空位, 使刃型位错的攀移能力增强, 位错相互销毁和重组更加彻底和完善, 位错的可动距离增大。同时, 压缩变形时单位应变内的激活次数增加, 并由此增大其相消速率, 使位错增殖和相消的平衡向低位错密度方向变化。位错可动性的增强也增大了亚晶界应力场的影响范围, 使亚晶界之间的距离增大。因此随 Z 值的降低, 7005 合金变形后的亚晶尺寸增大。

对 7005 合金压缩变形组织的进一步研究表明, 变形 Z 值条件相同时, 所形成的亚晶簇团的大小相同。大量研究也表明, 具有初始亚晶组织的材料在

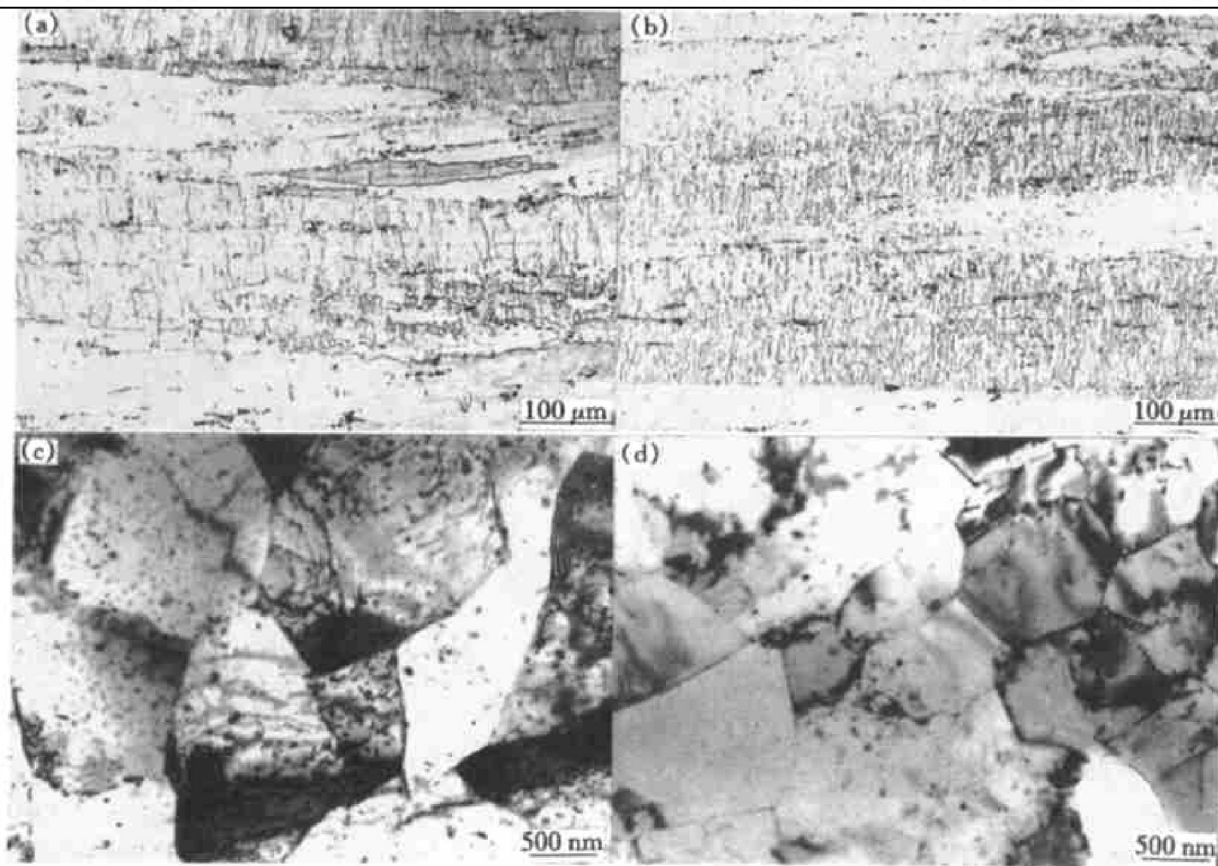


图 2 7005 合金不同 Z 值条件下的热压缩变形组织

Fig. 2 Hot-compressed microstructures of 7005 alloy at various Z values

(a) $-\ln Z = 22.5$; (b) $-\ln Z = 26.4$; (c) $-\ln Z = 24.4$; (d) $-\ln Z = 26.4$

给定 Z 值或稳态流变应力下变形时, 所形成的亚晶尺寸总是保持基本不变, 它与热加工时的实际温度或应变速率无关^[2, 10]。

2.4 动态再结晶

研究发现, 7005 合金在较高温度和较低速度条件下压缩变形时, 其流变应力随应变量的增加而逐渐降低, 变形过程中软化速率要大于硬化速率, 如图 3 所示。这种现象与其他材料发生连续动态再结晶时的流变特征^[10]类似, 合金变形后, 除在条带状组织内形成亚晶结构外, 还出现与原始组织(图 4(a))和其他变形亚晶簇团组织(图 2(b))明显不同的细小等轴再结晶晶粒(图 4(b))。对这些等轴细晶进行 EBSD 分析发现, 这些细晶晶界大部分为大于 15° 的大角度晶界(图 4(c))。这表明合金中发生了局部不完全动态再结晶。

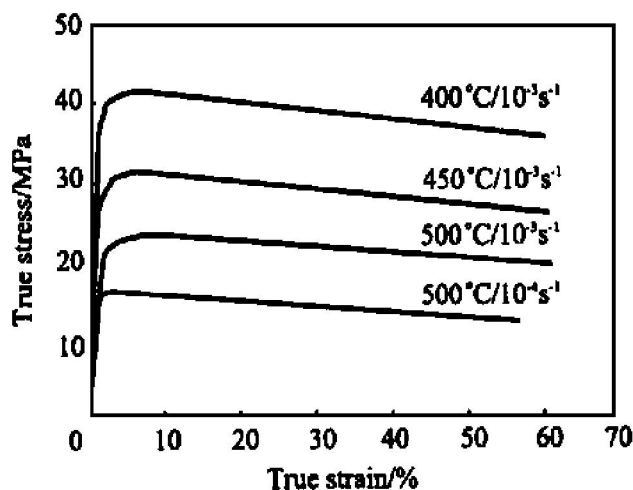


图 3 7005 合金高温低速变形时的流变应力

Fig. 3 Flow stress of 7075 alloy deformed at elevated temperature and low strain rate

有关研究表明, 材料高温变形时形成的较大尺寸亚晶在外加应力和热激活作用下, 可通过亚晶合并机制形成尺寸更大、界面更为锋锐的较大角度亚晶, 这些大尺寸亚晶的界面由于具有较高的界面迁移率而向小尺寸亚晶粒一侧发生迁移。同时, 具有相近取向差的亚晶群通过转动可以合并成一个大的亚晶, 在转动过程中, 小角度界面取向差逐渐减小, 大角度界面取向差增大; 扭转和非对称界面取向差减小, 倾斜和对称界面取向差增大。亚晶合并或转动的结果使大量亚晶界消失, 亚晶发展成大角度晶粒, 从而诱发动态再结晶。这一再结晶过程通常并不需要重新形核, 而只是随变形量增加, 亚晶界逐渐增大其取向差而成为大角度晶界, 因而通常称之为“几何动态再结晶”^[10~12]。

从 7005 合金变形亚晶簇团形貌的变化来看,

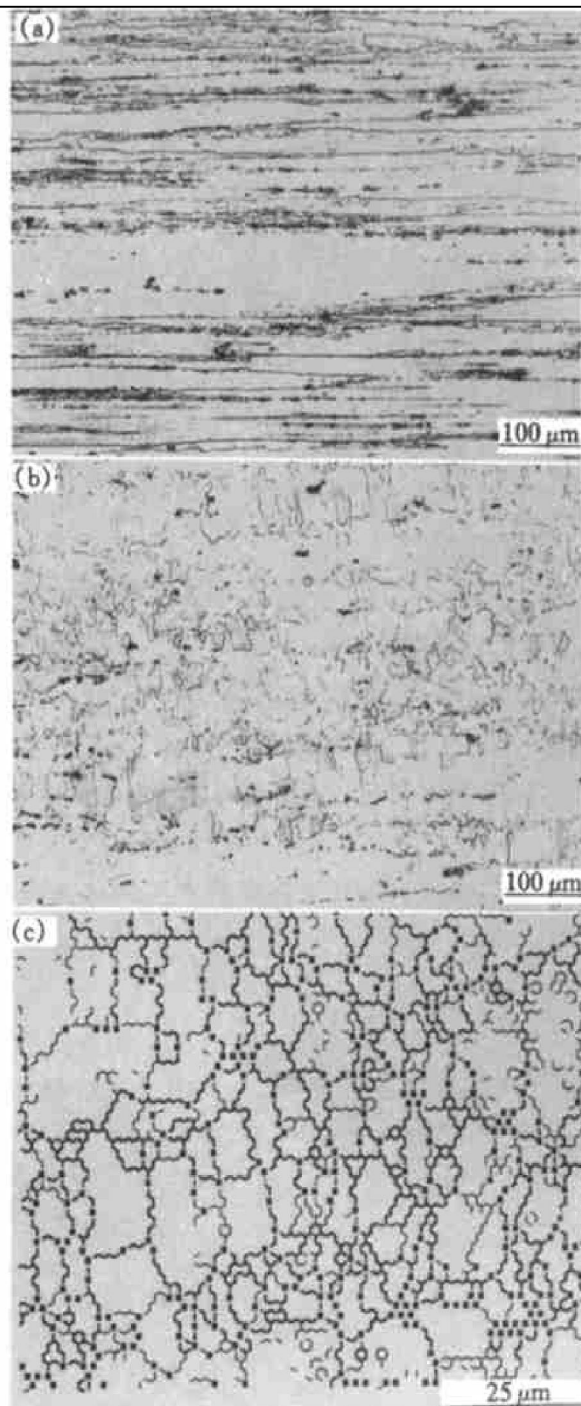


图 4 7005 合金的局部再结晶组织和晶界取向差分析
(c 中粗线代表 $> 15^\circ$ 界面, 细线代表 $> 3^\circ$ 界面)

Fig. 4 Local recrystallization structures and grain boundary misorientation analysis for 7005 alloy

(a) —Before compression;

(b) —Recrystallization grains; (c) —EBSD map

细小等轴再结晶晶粒应为几何动态再结晶晶粒。再结晶晶粒的形成与高温下粗大亚晶的形成及亚晶的合并长大有关。合金流变应力也不出现峰值现象, 而呈现典型的几何动态再结晶流动曲线特征。

3 结论

7005 合金高温压缩变形时, 应变速率、温度和

流变应力之间满足包含热激活材料常数的 Arrhenius 项的双曲正弦关系, 变形过程为受位错增殖和相互销毁速率控制的热激活过程。热变形主要动态回复机制为螺型位错的交滑移和刃型位错的攀移。软化机制的变化使合金变形激活能和表观激活体积等热激活参数发生相应变化。动态回复过程中形成的变形亚晶尺寸随 $\ln Z$ 的减小而增大。高温低速条件下压缩变形时, 合金中发生局部几何动态再结晶, 并形成具有大角度晶界的细小等轴再结晶晶粒。

[REFERENCES]

- [1] Jonas J J, Sellars C M, Tegart McG W J. Strength and structure under hot working conditions [J]. Int Metall Reviews, 1969, 14(130): 1– 24.
- [2] Poirier J P. GUAN De lin(关德林) trans. Plasticité à haute temperature des solides cristallins(晶体的高温塑性变形) [M]. Dalian: Dalian University of Technology Press, 1989. 24– 85.
- [3] Sellars C M, McG Tegart W J. Mém Sci Rev Mét, 1966, 63: 731.
- [4] Sheppard T, Parson N C, Zaidi M A. Dynamic recrystallization in Al7Mg alloy [J]. Met Sci, 1983, 17(10): 481– 490.
- [5] SHEN Jian(沈 健). Study on the Plastic Deformation Behaviors of 2091 Al-Li Alloy at Elevated Temperatures [D]. Changsha: Central South University of Technology, 1996. 47– 55.
- [6] Kassner M E, Myshlyaev M M, McQueen H J. Large-strain torsional deformation in aluminum at elevated temperatures [J]. Mater Sci Eng, 1989, A108: 45– 61.
- [7] SHEN Jian(沈 健), ZHANG Xir ming(张新明), ZHANG Shi qi(章四琪), et al. 工业纯 Al 高温扭转时的动态回复和动态再结晶 [J]. Acta Metall Sinica(金属学报), 1995, 31(9): A411– A416.
- [8] Rao K P, Prasad Y V R K. High temperature deformation kinetics of Al4Mg alloy [J]. J Mech Work Technol, 1986, 13: 83– 95.
- [9] Jonas J J. The back stress in high temperature deformation [J]. Acta Metall, 1969, 17(4): 397– 405.
- [10] McQueen H J, Jonas J J, Arsenault R J. Treatise on materials science and technology [A]. Vol. 6, Plastic Deformation of Materials [C]. Academic Press Inc, New York, 1971. 394– 485.
- [11] McQueen H J, Blum W. Recovery and recrystallization in Al alloys, fundamentals and practical applications [A]. Sato T, Kumai S, Kobayashi T, Murakami Y. Aluminum Alloys: Their Physical and Mechanical Properties [C]. Vol. 1, Proc. of ICAA6, Toyohashi, Japan. Japan Institute of Light Metals, 1998. 99 – 112.
- [12] Humphreys F J, Hatherly M. Recrystallization and Related Annealing Phenomena [M]. Pergamon Press, 1995. 363– 483.

Hot deformation behaviors of AA7005 aluminium alloy

SHEN Jian

(General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088, P. R. China)

[Abstract] The flow behavior and dynamic recovery and recrystallization, as well as microstructure evolution, of AA7005 aluminium alloy in hot compression were investigated. A hyperbolic sine relationship can satisfactorily correlate temperature and strain rate with flow stress through an Arrhenius term that involves thermal activation parameters during steady state deformation of the alloy. The hot deformation for the alloy is a thermally activated process, which is governed by rate-controlling mechanisms of dislocations. The main dynamic recovery mechanisms of the alloy are proposed to be cross-slip of jogged screw dislocations and climb of edge dislocations. Typical subgrain structures are highly developed when the alloy is softened by dynamic recovery. The mean size of the subgrains increases with decrease of the natural logarithm of Zener-Hollomon parameter. Local geometric dynamic recrystallization is activated when the alloy is compressed at higher temperatures and lower strain rates, while the flow curves decrease gradually with increase of true strain. Fine equiaxial recrystallized grains with large angle grain boundaries, which are different from the original elongated grains, developed resultantly.

[Key words] compression; flow stress; subgrain; geometric dynamic recrystallization

(编辑 黄劲松)