含钛冷轧铝板的再结晶机制

毛 卫 民

(北京科技大学材料科学及工程系,北京 100083)

关键词 再结晶、织构、铝

面心立方金属的再结晶通常是一个生核及晶粒长大的过程. 对再结晶机制主要有定向生核和选择生长两种不同的解释. 定向生核理论[1] 设想取向空间内有某些离散区, 在变形过程中取向于离散区内的晶粒不稳定,并可以向两个不同的方向转动,造成一部分残留晶粒的取向以过渡带的形式分布在转开的两部分晶粒取向之间. 这些残留的取向在退火时可以作为核长大并决定再结晶过程. 例如,这种再结晶行为适合于 $C\{001\}\langle 100\rangle$ 和 $G\{011\}\langle 100\rangle$ 取向之间的所有取向核[2]. 选择生长理论认为当变形基体与生长着的晶粒有如下取向关系时晶粒生长速度达到最大值[3,4],这个关系可以表达成绕共有的〈111〉轴转大约 40°. 这一理论可以解释再结晶过程中 C 及 $R\{214\}\langle 121\rangle$ 取向晶粒的生长[5]. 分析再结晶织构的形成过程十分有助于揭示再结晶机制.

一、实验与结果

对加了 0.01% Ti 的高纯铝锭预处理后取两个样品(样品 1 和样品 2)冷轧 95%. 轧后样

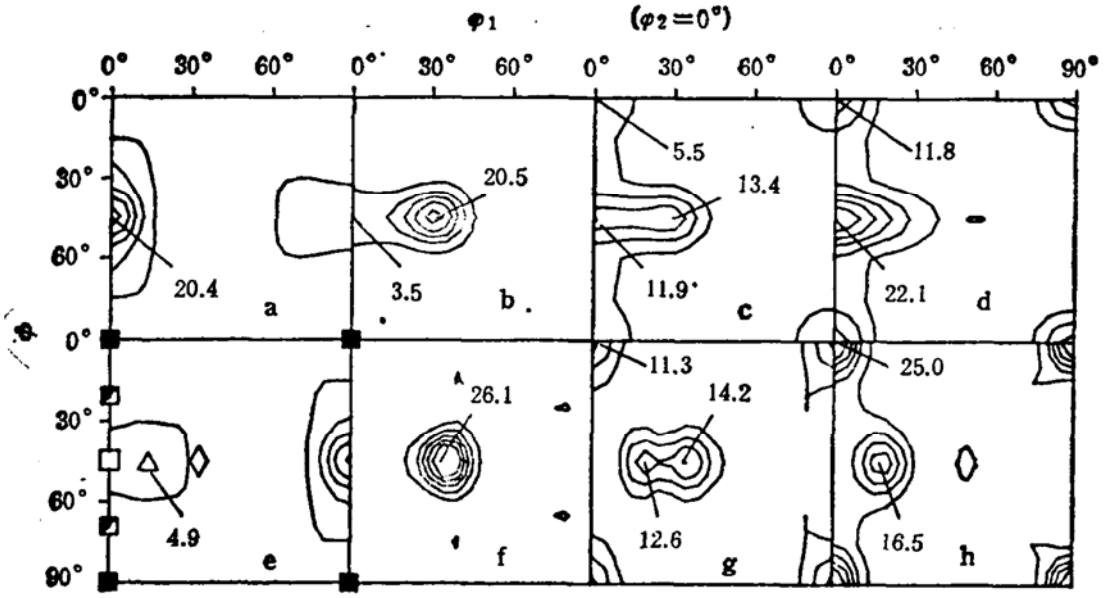


图1 轧制和300℃退火过程中的织构变化

密度水平: 2,6,10,14,18; ■ C, ▨ CG, □ G, △ GB, ◇ B; 样品 1: a. 初始织构,b. 冷轧 95%, c. 退火 t=16.7 min, d. 退火 t = 1093min; 样品 2: e. 初始织构, f. 冷轧 95%, g. 退火 t = 16.7min, h. 退火 t = 1093min

本文 1991 年 4 月 10 日收到. 1991 年 6 月 24 日收到修改稿.

品在盐浴内作 240℃ 10min 回复处理，然后在 300℃退火直至初始再结晶完成．另外取 —95% 轧制样品，不经回复处理在 300℃ 退火 2s 并观察其金相组织．测量各样品的不完整极图并用 Bunge 法[6]计算取向分布函数(图 1)，然后作织构成分定量分析[7]．

图 1a 和 e 给出了预处理后样品 1 和样品 2 内的初始织构 ($\varphi_2 = 0°$ 截面上的取向密度)，图 1e 还给出了几个重要取向的位置．样品 1 内的 G 分量(即 G 取向附近的织构分量)很强，且很大程度向 C 取向散布成 CG 分量(图 1a)． 样品 2 中有较强的处于 G 和 $B\{011\}\langle 211\rangle$ 取向之间的 GB 织构分量(图 1e)．在轧制过程中初始 G 分量移向 B 取向[8]，因此，样品 1 中轧后的 B 分量向 G 取向散布较多(图 1b)． 这样的散布状态在样品 2 中不明显(图 1f)，这是由于样品 2 中的初始织构分量 GB 离开 G 取向 16°，因而同样的轧制变形量已使 GB 分量完全移入 B 分量．图 2 给出了退火过程中各织构分量 V 的定量变化过程，退火时在 B 分量下降的过程中样品 1 的 G 分量(图 1c、d) 和样品 2 的 GB 分量(图 1g、h) 明显增加．这两个织构分量刚好处于它们各自样品内相应的初始织构位置 (图 1a、e)．样品 1 轧前有 CG 分量，退火中也出现了这个分量 (图 2a)，而这个分量在样品 2 中却不明显 (图 1f、g、h)． 通常在Al的再结晶织构中存在的 C 分量在这里也有出现 (图 2)．再结晶前不作回复处理可使变形基体内保持较高的位错密度，这使得再结晶进行得很快．从图 3 (水平方向为轧向，垂直方向为板法向)所示的金相组织可知 300℃ 2s 后初始再结晶还没有完成．一些再结晶晶粒长得很大，但它们的生长被局限在变形晶粒的某些种区域内，其边界可能是冷轧前的晶界．

二、讨　论

正如定向生长理论所述，再结晶后确有一些晶粒取向出现在 C 和 G 取向之间(图 1d、h)，这证实了轧后这两取向间有少量取向以过渡带的形式残留下来，并在退火中成为再结晶核．轧制时 G 和 CG 分量可以转到 B 分量的两个等价位置上去[1]，例如 (110)[1$\bar{1}$2] 和 (110)[$\bar{1}$12] 附近，并在它们之间形成过渡带．尤其样品 1 内的 G 分量轧前很强(图 1a)，而轧后虽大多

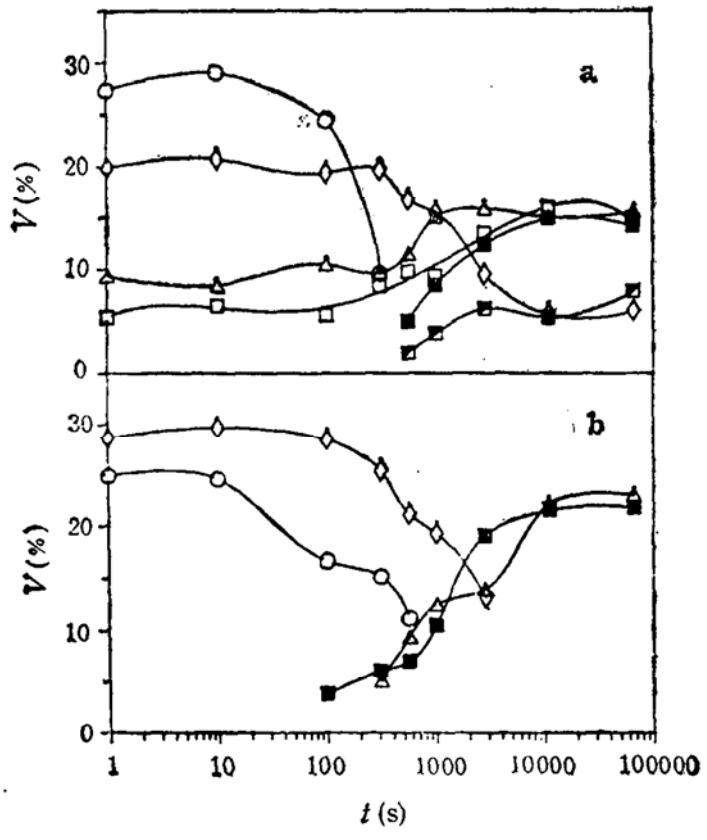


图 2　300℃ 退火过程中主要织构分量的变化
■ C; ◩ CG; □ G; △ GB; ◇ B; ○ S.
a. 样品 1; b. 样品 2

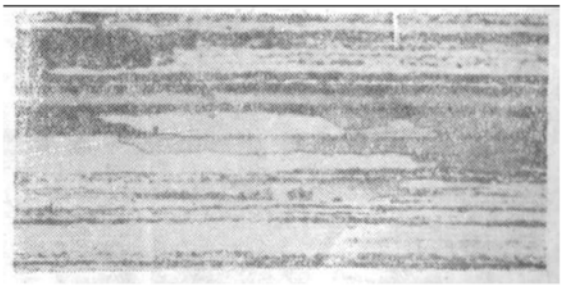


图 3　95% 轧制后 300℃ 退火 2s 时的组织 (×100)

移入 B 分量但仍有一些 G 分量明显地保留下来(图 1b)． 残留的 G 分量更有可能在退火初期

变成再结晶核[2]并随后达到较高的体积量(图 2a)。轧后从取向分布函数上已很难分辨出 *CG* 分量的存在(图 1b)，但仍可设想过渡带也越过它。其附近的一些亚晶可以作为再结晶核而长大(图 2a)。另一方面，样品 2 中的 *GB* 分量(图 1e) 离 *G* 分量 16°，它不在取向 *C* 和 *G* 之间的离散区内。轧制时它只能转向 *B* 取向两个等价位置中的一个，所以在两个 *B* 分量等价位置之间(越过 *G* 取向)不会形成象样品 1 那样的强过渡带。尽管轧后在取向分布函数上不能再分辨出 *GB* 分量 (图 1f)，但退火后它又变得很强(图 1g、h, 2b)。可以推想样品 2 中轧后残留于 *GB* 分量内的一些亚晶可能承受了较少的变形，因此易于在退火过程中变成再结晶核，进而造成很强的 *GB* 分量。

S 分量是通常的Al及Al合金中很强的轧制织构分量。选择生长理论认为选择生长造成了 *C* 分量的生成，因为这个分量与 *S* 分量有一个近似的 40°⟨111⟩ 关系。与样品 1 和样品 2 中各自很强的 *G* 及 *GB* 初始织构分量成鲜明的对照，轧前两样品内在 *C* 取向附近没有可分辨的取向密度(图 1a、e)。因而定向生核理论所说的过渡带越过 *C* 取向时不会很强，也就是说退火时 *C* 取向再结晶核生成的可能性不会象样品 1 中的 *G* 取向核及样品 2 中的 *GB* 取向核那么大。但退火后 *C* 分量的体积量与样品 1 中的 *G* 及样品 2 中的 *GB* 分量一样强 (图 2)。这说明较少的 *C* 取向核一定比其它核长得快。在样品 1 中可以看到轧后少许 *G* 分量自退火开始就上升(图 2a)，而 *C* 分量尚未出现。随后 *C* 分量迅速增长并达到与 *G* 分量同样的水平 (图 2a)、即 *C* 分量在较短的时间内比 *G* 分量增长得多。样品 2 中 *GB* 和 *C* 分量几乎同时增长，而 *C* 分量却比 *GB* 分量更早达到其最大值(图 2b)。另一方面从图 2 也可以看出，样品 2 中的 *S* 分量比样品 1 中的更早开始明显下降。这是 *C* 分量在样品 2 中出现早于样品 1 的原因。观察表明退火时取向夹在 *C* 与 *S* 取向之间的一系列晶粒存在着生长竞争，由于 *C* 取向晶长入 *S* 取向晶的速度很高，*C* 分量增长非常快[5]。

Ti 原子不能溶入 Al 的固溶体内。在凝固点下 Ti 将凝结成 $TiAl_3$，而晶界是 $TiAl_3$ 的有利位置。如果将这种材料轧制并退火，细小的 $TiAl_3$ 相会阻止晶界的进一步移动。这样晶核或再结晶晶粒只能在轧前晶界所限的一定范围内生长。从图 3 可见再结晶晶粒只在一定晶界所限的范围内长大。这些晶界可能就是轧前有 $TiAl_3$ 析出的晶界。*G*、*GB* 或 *CG* 分量在轧制时移向 *B* 分量[1,8]，所以退火时过渡带中的 *G* 或 *CG* 取向核以及 *GB* 取向核也应长入 *B* 分量，因为它们的生长很难越过轧前晶界，而其它核也不能越过这种晶界长入 *B* 取向晶内。如果 Al 中没有 Ti，即使轧前有很强的 *G* 分量，退火后也不会出现很强的 *G* 分量[8]。其它取向核会先于 *G* 取向核长入 *B* 分量。

总之，冷轧 Al-0.01Ti% 退火时定向生核和选择生长两种再结晶过程同时发生。由于 Ti 的存在两种过程互相干扰较少。

参 考 文 献

[1] Dillamore, I. L., Katoh, H., *Met. Sci.*, 8(1974), 73.

[2] Ridha, A. A., Hutchinson, W. B., *Acta Met.*, 30(1982), 1929.

[3] Ibe, G., Diez, W., Fraker, A. C. et al., *Z. Metallkde.*, 61(1970), 499.

[4] 毛卫民，中国科学，A辑，1991, 3: 311.

[5] Mao, W., Hirsch, J., Lücke, K., *Proc. 8th Inter. Conf. Textures of Materials*, Santa Fe, USA, 1988, 613.

[6] Bunge, H. J., *Quantitative Texture Analysis*, DGM-Informationsgesellschaft Verlag, 1981, 1.

[7] Lücke, K., Pospiech, J., Virnich, K. H. et al., *Acta Met.*, 29(1981), 167.

[8] Hirsch, J., Mao, W., Lücke, K., *Aluminium Technology*, London, 1986, 3: B. 70.