

单晶铝在拉压循环过程中形成的 两种位错组态与成因

王 静 朱震刚

(中国科学院固体物理研究所内耗与固体缺陷开放研究实验室, 合肥 230031)

刘国东

(中国科学院物理研究所, 北京 100080)

(1995 年 11 月 20 日收到)

研究了[110]和[100]取向高纯铝单晶在 6×10^{-4} 拉压疲劳应变振幅条件下的应力 σ_m 和内耗 Q^{-1} 的变化, 对不同阶段的位错组态作了详细的透射电子显微镜观察, 并利用滑移几何的观点予以解释.

PACC: 0710;6170L;9545;8170

1 引 言

研究单晶体在循环形变时的行为, 对理解金属材料疲劳微观机理很有必要. 但过去绝大多数工作在铜单晶上进行, 对铝单晶的研究较少^[1-3], 而这两种单晶体疲劳行为有不少差异. 本文用具有不同可开动滑移系数目的两种铝单晶, 研究滑移取向对疲劳行为及循环形变中的内耗的影响, 对不同疲劳阶段的位错组态作了细致的观察, 分析了其形成原因.

2 实 验

2.1 试样制备

用 Bridgman 方法制备出两种取向的高纯(99.999%)铝单晶, 用 X 射线 Laue 背散射法测定晶体取向, 经电火切割成尺寸为 $8\text{ mm} \times 8\text{ mm} \times 70\text{ mm}$ 的试样, 晶轴取向误差在 $\pm 1^\circ$ 以内, 然后用金相砂纸磨光和化学抛光.

2.2 疲劳试验

拉-压对称的应变控制循环形变试验是在疲劳内耗仪^[4]上进行. 控制应变幅为 6×10^{-4} , 循环形变周期为 6 s, 波形为三角波, 试样循环 5000 圈. 测得每一循环中的最大应力值 σ_m 和内耗 Q^{-1} .

2.3 透射电子显微镜观察

用线切割机将试样沿横截面切成厚度为 0.8 mm 的薄片,然后用丙酮清洗干净后放入饱和 NaOH 水溶液中进行化学减薄至 $0.2\text{—}0.3\text{ mm}$ 厚,用清水洗净试样.用锋利的刀片在玻璃上将试样切成直径约为 3 mm 的小圆片,在双喷穿孔机上进行电解减薄.用酒精清洗试样 3—4 遍,用滤纸吸去试样上的酒精,即在 JOEL-200CX 型透射电子显微镜上进行观察.位错观察区域一般选择 10 个等厚条纹以上的区域,厚度为 600 nm 以上.

3 结果与讨论

由图 1 可见,两种取向试样的循环应力响应均显示出“硬化—软化—二次硬化”的三个阶段特征,这与前人^[5]结果一致. $[100]$ 试样达到各个阶段的进程总是早于 $[110]$ 试样,前者整体应力水平高于后者,初始硬化速率也大于后者.

内耗 Q^{-1} 随圈数 N 的变化见图 2,内耗 Q^{-1} 随 N 变化的进程基本上与 σ_m 随 N 变化的进程同步,但趋势相反.

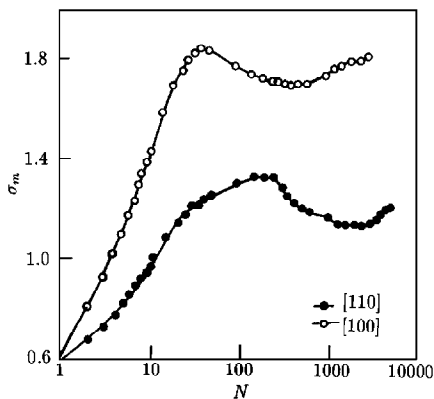


图 1 应力随循环圈数的变化

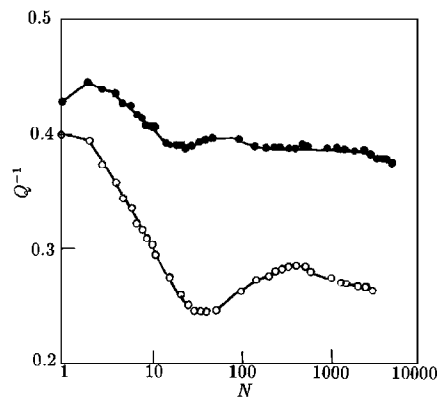


图 2 内耗随循环圈数的变化 符号说明同图 1

疲劳过程中的应力使晶格发生弹性形变和试样内部位错发生整体运动.循环初期,位错边增殖,边集聚,缠结成束,形成大量的位错运动障碍,导致初始的快速硬化.直至应力达到峰值,位错组态呈网络状缠结.这种组态处于不稳定的状态,在外加交变应力的继续作用下,位错局域高密度束集,造成应力集中,平均应力下降,发生软化.继续循环,在应力感生有序的引导下,软化阶段形成的位错胞和束集不断向有序化、致密化方向发展,一些可动异号位错重新捕获,使位错运动阻力再次增大,发生二次硬化.

两种取向试样循环响应行为的不同,主要是由于疲劳过程中, $[100]$ 试样可有 8 个滑移系同时开动,而 $[110]$ 试样仅有 4 个,如表 1 所示. $[100]$ 试样较 $[110]$ 试样可开动位错源的数目多,位错间相遇几率大,相互作用频繁,容易形成位错运动障碍,同时使位错组态演化进程加快,整体应力水平高,初始硬化率大.

表 1 面心立方 12 个滑移系的 Schmid 因子

滑移面	滑移方向	加载轴方向	
		[110]	[100]
(111)	[1 $\bar{1}$ 0]	0	0.4082
	[10 $\bar{1}$]	0.4082	0.4082
	[01 $\bar{1}$]	0.4082	0
$(\bar{1}11)$	[110]	0	0.4082
	[101]	0	0.4082
	[01 $\bar{1}$]	0	0
$(1\bar{1}1)$	[110]	0	0.4082
	[10 $\bar{1}$]	0	0.4082
	[011]	0	0
$(11\bar{1})$	[1 $\bar{1}$ 0]	0	0.4082
	[101]	0.4082	0.4082
	[011]	0.4082	0

疲劳过程中的内耗主要与位错的运动形式及位错间的相互作用情况有关,即主要表现为位错内耗.根据定义,内耗 Q^{-1} 为单位体积内每一疲劳循环周中的能量损耗与最大弹性储能的比值,即

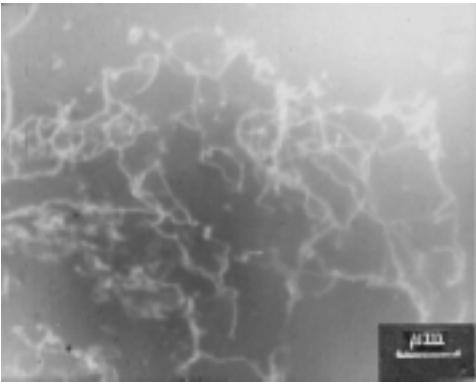
$$Q^{-1} = \frac{1}{2\pi} \frac{\Delta W}{W}.$$

在本实验中 $\Delta W \sim F \cdot u \cdot \Delta$, F 为位错运动阻力, u 为位错运动自由程, Δ 为位错密度, $W = \frac{1}{2} \sigma_m \epsilon_t$, σ_m 为应变最大处的应力, ϵ_t 为应变振幅,为常数.

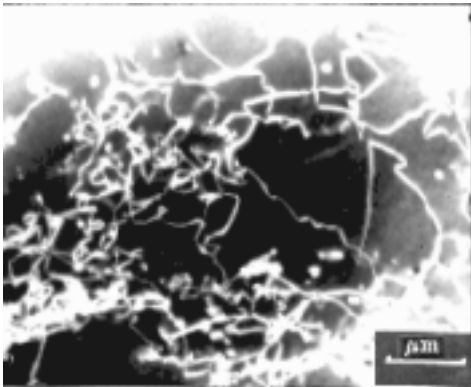
在第一阶段的硬化过程中,位错运动阻力 F 与位错密度 Δ 不断增大,虽然位错运动范围缩小,但不占主导地位,故 ΔW 随 N 一直增大.而 σ_m 在硬化过程中增大很快,使得最大储能密度 W 的增大要比耗能密度 ΔW 的增大快得多,即储能密度的变化起决定作用,故疲劳第一阶段内耗随 N 增大而减小.随后的软化过程中,网络缠结的位错交互作用体系重新调整,位错整体动性增大, σ_m 减小,最大储能密度迅速降低,内耗逐渐增大.二次硬化阶段的内耗降低类似于起始阶段.

透射电子显微镜位错组态观察见图 3,其特征列于表 2.从表 2 可看到,在不同的循环响应阶段,位错组态不同.图 3(a)为退火态的位错分布,可以看出,试样内部位错密度很低,体内散布着一些松散的位错网络与位错束,网络中的位错段呈无规分布状态,网络中还散布有极少数极小的位错环.图 3(b)为[110]和[100]试样在硬化极大处的典型的位错组态,[110]和[100]的位错组态没有显出明显的差别,都是类胞的网络缠结.从图 3(c)和(d)可看出[110],[100]试样在硬化极小处,分别形成较松散的胞状网络与长直位错墙.到试验结束,即

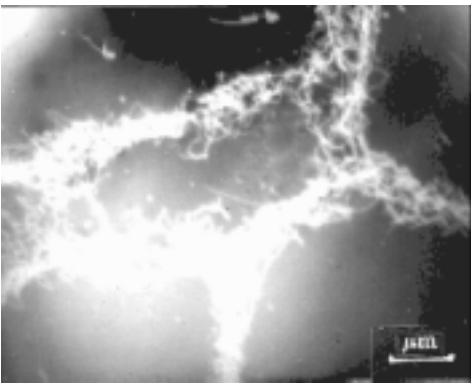
循环到 5000 圈时,两种取向试样形成的位错花样明显不同,[110]形成完整的胞,胞壁薄,缠结致密,胞内无位错,平均胞径为 700 nm,而[100]形成平行墙,墙间无位错,平均墙间距为 2500 nm,如图 3(e)和(f)所示.



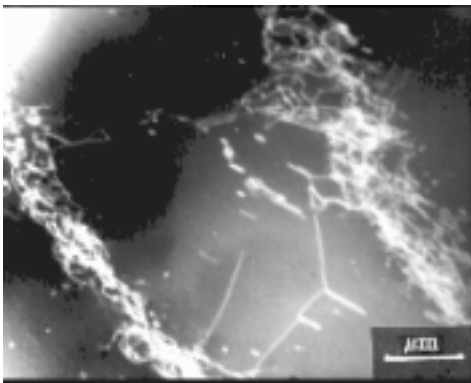
(a) 原位退火态



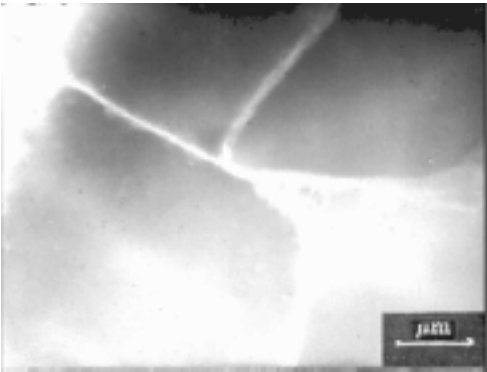
(b) 硬化极大处



(c) 硬化极小处



(d) 硬化极小处



(e) 二次硬化阶段



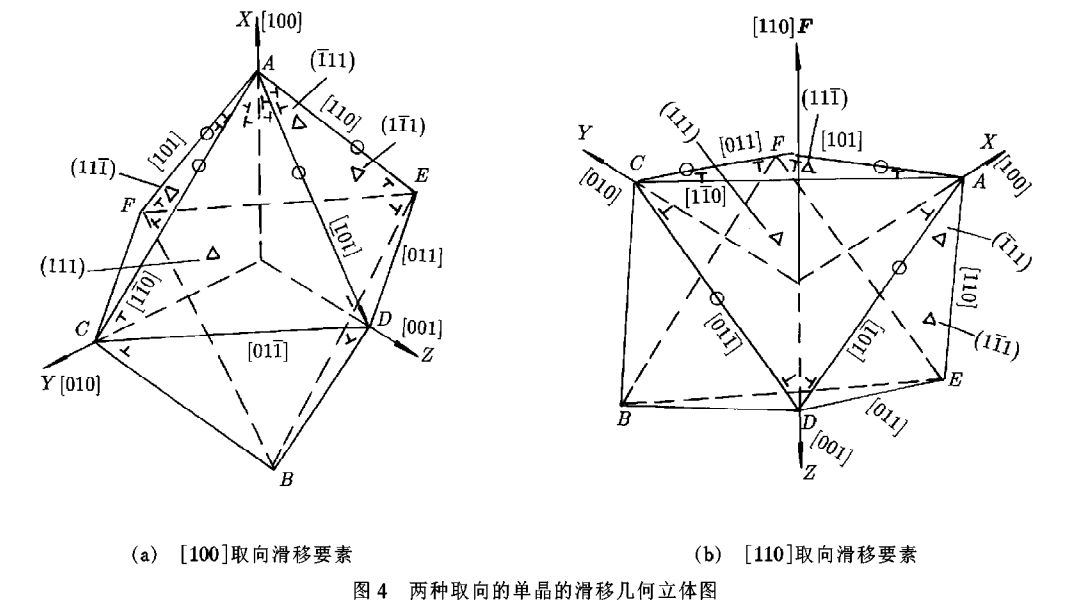
(f) 二次硬化阶段

图 3 不同疲劳阶段的位错组态观察

表 2 不同循环阶段的位错组态

		硬化极大	硬化极小	结 束
[110]	N	250	1500	5000
	组态	胞状缠结网络	较松散的胞状网络与长直位错墙	完整的胞,胞壁薄,缠结致密,胞内无位错,平均胞径为 700 nm
[100]	N	40	500	5000
	组态	类胞的网络缠结与条带	松散胞结构与位错墙	平行墙,墙间无位错,平均墙间距为 2500 nm

关于[100]和[110]晶体疲劳二次硬化期间位错花样演化发生分岔,前者形成位错墙,后者形成完整的胞结构,我们可以从滑移几何的角度来理解.假设位错均质分布,每个滑移系上存在一个位错,如图 4. 由图 4(a)可见,对于[100]晶体,受交变力时,可有 8 个滑移系同时开动,4 个滑移面上的位错在拉伸时可有 8 个位错同时汇合、交截于 A, B 点,压缩时,在 C, D, E, F 诸点上汇集的位错却只有两个,这样使许多位错在运动过程中在某一方向上容易缠结、相互作用,另一方向上相互作用机会很少,产生各向异性,所以疲劳过程中,位错演化稳态时形成“平行墙结构”;而[110]试样,受交变力时,只有 4 个滑移系同时开动,如图 4(b),只有 ACD 和 ACF 两个面上的位错可以滑动,它们向 A, C, D, F 4 个角点汇集的机会均等,显示各向同性,所以最后形成“胞结构”.



4 结 论

1. 铝单晶疲劳过程中应力变化表现为“硬化—软化—二次硬化”三个阶段,不同阶段对不同的位错组态.

2. 两种取向单晶位错演化的不同,起源于两者可开动滑移系数目及对位错相互作用机会的不同。

[1] S. Suresh, 材料的疲劳, 王中光译(国防工业出版社, 北京, 1993)。

[2] T. H. Alden, W. A. Backofen, *Acta Metall.*, **9**(1961), 352.

[3] N. Y. Jin and A. T. Winter, *Acta Metall.*, **32**(1984), 989.

[4] 朱震刚、周 星、费广涛, 仪器仪表学报, **9**(1989), 396.

[5] O. Vorren and N. Ryum, *Acta Metall.*, **35**(1987), 855.

TWO KINDS OF DISLOCATION PATTERNS AND THE FORMING REASONS DURING THE PUSH-PULL FATIGUE PROCESS FOR Al SINGLE CRYSTALS

WANG JING ZHU ZHEN-GANG

(State Key Laboratory of Internal Friction and Defects in Solids,
Institute of Solid State Physics, Academia Sinica, Hefei 230031)

LIU GUO-DONG

(Institute of Physics, Academia Sinica, Beijing 100080)

(Received 20 November 1995)

ABSTRACT

Variations of the stress σ_m and internal friction Q^{-1} versus cyclic number N under push-pull fatigue strain $\epsilon_t = 6 \times 10^{-4}$ for $[110]$ and $[100]$ Al single crystals were measured. The dislocation configuration at different stages of fatigue was observed by TEM. A elucidation was given with the view of dislocation slip geometry.

PACC: 0710; 6170L; 9545; 8170