

铜晶体的疲劳损伤微观机制*

张哲峰 段启强 王中光

(中国科学院金属研究所沈阳材料科学国家(联合)实验室, 沈阳 110016)

摘要 对 Cu 单晶体、双晶体和多晶体疲劳损伤微观机制的总结结果表明: 在中、低应变范围 Cu 单晶体的疲劳裂纹主要沿驻留滑移带萌生, 而在高应变范围则沿粗大形变带萌生; Cu 双晶体中疲劳裂纹总是优先沿大角度晶界萌生和扩展, 而小角度晶界则不萌生疲劳裂纹; 对于 Cu 多晶体, 疲劳裂纹主要沿大角度晶界萌生, 有时也沿驻留滑移带萌生, 而孪晶界面两侧由于滑移系具有相容的变形特征而未观察到疲劳裂纹萌生.

关键词 Cu 晶体, 疲劳裂纹, 驻留滑移带, 形变带, 晶界

中图分类号 TG113.25

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2005)11-1143-07

MICRO-MECHANISMS OF FATIGUE DAMAGE IN COPPER CRYSTALS

ZHANG Zhefeng, DUAN Qiqiang, WANG Zhongguang

Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, The Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016

Correspondent: ZHANG Zhefeng, professor, Tel: (024) 23971043, E-mail: zhfzhang@imr.ac.cn

Manuscript received 2005-06-30

ABSTRACT Micro-mechanisms of fatigue damage in copper single-, bi- and poly- crystals were summarized in the present paper. A number of investigations reveal that fatigue crack mainly initiates along persistent slip bands (PSBs) in copper single crystals at low or medium strain range, however, nucleates along coarse deformation bands (DBs) at high strain range. For copper bi-crystals, various large-angle grain boundaries (GBs) are always the preferential sites for the nucleation and propagation of fatigue cracks while the low-angle GBs do not lead to fatigue cracking during fatigue. Fatigue cracks mainly nucleated along large-angle GBs, sometimes along PSBs in polycrystalline copper, however, the initiation of fatigue crack at twin boundaries (TBs) was not observed due to the compatible slip deformation across the TBs.

KEY WORDS copper crystal, fatigue crack, persistent slip band (PSB), deformation band (DB), grain boundary (GB)

材料的疲劳是指在循环载荷作用下材料内部出现损伤, 并导致性能劣化和最后破坏的过程. 材料疲劳损伤微观机制的研究可以追溯到 20 世纪 50、60 年代^[1-5], 人们对各种单晶体和多晶体的疲劳损伤行为及其微观机制进行了大量的实验研究, 主要研究集中在面心立方晶体如 Cu 和 Ni 等金属材料中, 其中研究最多的金属为 Cu 晶体, 提出了驻留滑移带 (PSB) 的概念^[2]、循环应力-应变曲线 (CSSC)^[6]、疲劳损伤的两相模型^[7,8]、位错塞积^[9]和晶界台阶机制^[10]引起的沿晶界疲劳开裂等. 在

晶体材料疲劳研究中, 驻留滑移带、各种类型晶界和疲劳形变带是疲劳损伤的有利位置. 本文将全面总结本研究组最近几年关于面心立方 Cu 单晶体、双晶体和多晶体的疲劳损伤行为及其微观机制, 阐明驻留滑移带、形变带和各种晶界在疲劳损伤与开裂过程中的作用.

1 Cu 单晶体疲劳损伤微观机制

研究表明: 经过退火的 Cu 单晶体受到对称循环应变作用时, 首先会表现出快速的循环硬化现象, 随应变的连续作用, 硬化速率逐渐降低, 最后达到一种称之为饱和的准稳态形变状态, 随后循环应力基本不再变化^[11]. 对于单滑移取向 Cu 单晶体, 采用其主滑移系的 Schmid 因子 Ω 计算出饱和分解切应力 τ_s 及塑性分解切应变 γ_{pl} , Mughrabi^[6]建立了著名的 Cu 单晶体的循环应力-应变 (CSS) 曲线, 如图 1 所示. 在该 CSS 曲线上有 A,

* “全国百篇优秀博士学位论文”作者专项基金和中国科学院“百人计划”项目资助

收稿日期: 2005-06-30

作者简介: 张哲峰, 男, 1970 年生, 研究员, 博士

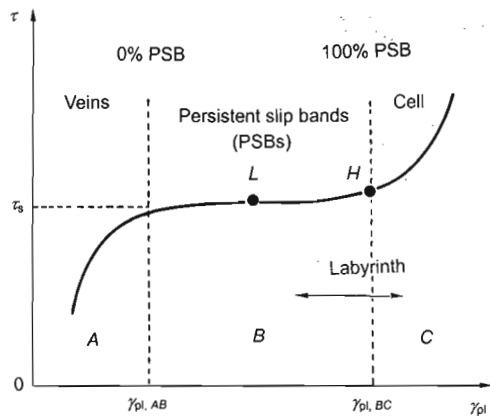


图1 单滑移取向 Cu 单晶体循环应力-应变 (CSS) 曲线示意图

Fig.1 Illustration of cyclic stress-strain (CSS) curve of copper single crystals oriented for single slip

B 和 *C* 三个区域. 在 *A* 区 ($\gamma_{pl} < \gamma_{pl,AB}$), 饱和分解切应力值 τ_s 随施加的塑性切应变幅 γ_{pl} 增加而升高; 其后的 *B* 区 ($\gamma_{pl,AB} < \gamma_{pl} < \gamma_{pl,BC}$), 饱和分解切应力 τ_s 与施加的塑性分解切应变幅 γ_{pl} 无关, 呈现出平台性质, *B* 区一直延伸到塑性分解切应变 $\gamma_{pl,BC}$ 处; 塑性应变幅进一步增加会使饱和分解切应力 τ_s 再次增加, 该区即为 CSS 曲线的 *C* 区. Cheng 和 Laird^[12] 通过对各种单滑移取向 Cu 单晶体进行了大量的研究发现, 应变幅及晶体取向对单滑移取向 Cu 单晶体 CSS 曲线平台区饱和分解切应力影响较小, 其变化范围为 28—30 MPa. 人们对 Cu 单晶体 CSS 曲线 *B* 区的研究较多, 通常认为其饱和位错组态由梯状驻留滑移带和位错脉络两相组成^[7,8], 在 *B* 区中等应变范围 (如图 1 中 *L* 点处应变), 经受疲劳变形的 Cu 单晶体表面上形成大量的滑移带, 如图 2a 所示. 如果将样品表面抛光, 采用扫描电镜电子通道衬度技术可以清楚地观察到滑移带内部的位错具有梯状结构, 如图 2b 所示, 这与采用透射电镜的观察结果^[7,8] 是一致的. 驻留滑移带是一相对较软的结构, 在疲劳变形过程中承担大部分塑性应变, 具有驻留特征^[6-8]. 随循环变形的继续进行, 在驻留滑移带中将首先萌生疲劳裂纹, 随后疲劳裂纹沿驻留滑移带扩展并导致断裂, 如图 3a 所示. 对于某些双滑移取向 Cu 单晶体, 疲劳裂纹有时也沿主滑移带与次滑移带的交界处萌生, 如图 3b 所示. 以上结果表明: Cu 单晶体的疲劳变形过程中, 滑移带内较高的塑性应变集中是其容易萌生疲劳裂纹的根本原因. 驻留滑移带萌生疲劳裂纹的微观机制可以由 E-G-M 模型^[13] 解释.

根据 Cu 单晶体 CSS 曲线 *B* 区的两相模型, 可以推测在较高的应变范围或平台区末端, 疲劳变形后的样品表

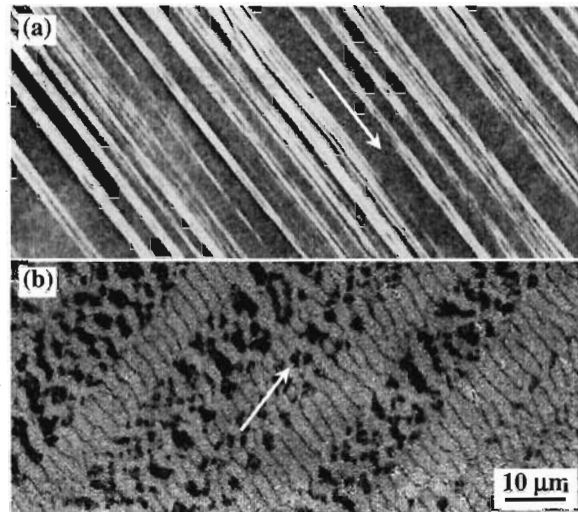


图2 单滑移取向的 Cu 单晶体中驻留滑移带及其梯状位错组态的 SEM 像

Fig.2 SEM image of persistent slip bands (PSBs) (a) and ECC image of ladder-like dislocation structure within PSBs (b)

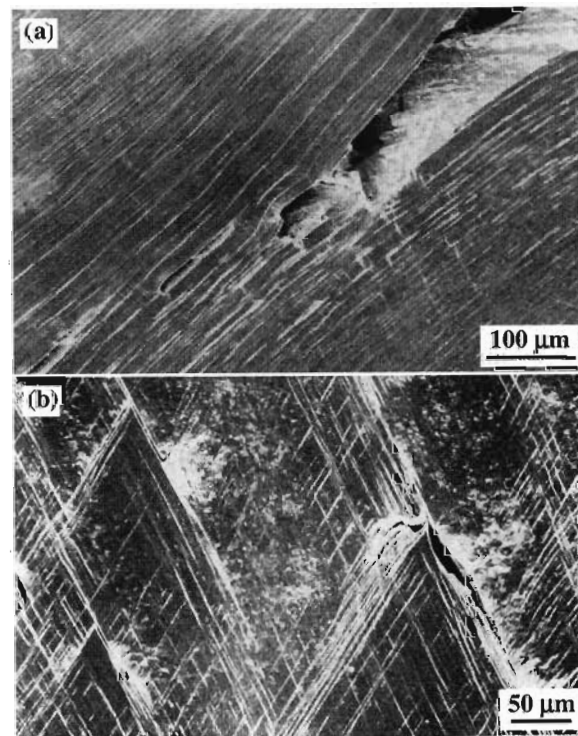


图3 Cu 单晶体疲劳裂纹沿驻留滑移带和主滑移带与次滑移带的交界处萌生的 SEM 像

Fig.3 SEM images showing fatigue cracking nucleation along PSBs in fatigued copper single crystal oriented for single-slip (a) and nucleation at intersection sites between primary slip and secondary slip bands in copper single crystal oriented for double-slip (b)

面上驻留滑移带的体积分数应该接近 100%. 为了揭示 Cu 单晶体高应变疲劳损伤与开裂机制, 实验选择了单滑



图 4 Cu 单晶体高应变疲劳粗大形变带的形成

Fig.4 Formation of coarse deformation bands (DBs) perpendicular to primary slip bands (SB) in copper single crystals fatigued at high strain amplitude ($\gamma_{pl} = 8 \times 10^{-3}$)

移取向 Cu 单晶体作为研究对象，在其 CSS 曲线高应变范围 (如图 1 中 H 点应变位置) 进行疲劳变形，进而观察其表面变形形貌。结果表明：在 Cu 单晶体表面并没有形成 100% 的驻留滑移带，相反其主滑移带变得非常细小，如图 4 所示。同时在表面上形成了粗大的形变带^[14]，形变带分布相对均匀，其宽度约为 50 μm ，形变带与主滑移带基本垂直。这表明 Cu 单晶体的高应变疲劳行为与其 CSS 曲线的两相模型并不一致^[6-8]，高应变疲劳损伤机制发生了根本的变化，通常认为形变带的形成机理是晶体在循环变形过程中的不可逆旋转^[15,16]。通过扫描电镜电子通道衬度技术对形变带中的位错组态进一步观察发现，形变带包含两种典型的位错组态^[14]，分别由几乎 100% 的梯状驻留滑移带 (图 5a) 和平行的位错墙组成 (图 5b)。这在微观上进一步证实了形变带的晶体学取向关系，即：其晶体学面为 (110) 面，与文献 [15, 16] 的报道是一致的。以上研究表明，Cu 单晶体在中、高应变范围循环变形机制发生了根本性的转变，从中等应变下的驻留滑移带与位错脉络两相结构转变为高应变下粗大形变带的形成，进而其疲劳开裂也相应地由沿驻留滑移带处萌生，转变为沿形变带方向萌生^[14]，如图 6a 所示，疲劳裂纹主要沿粗大形变带的中脊处萌生。位错组态观察表明：疲劳形变带中萌生疲劳裂纹附近的位错组态以位错胞为主，如图 6b 所示，表明疲劳裂纹附近具有高度的应变局部化，疲劳裂纹的萌生可能是由于沿粗大形变带方向晶体发生了剧烈的剪切变形所致^[14]。

2 Cu 双晶体疲劳损伤微观机制

为了揭示晶界与应力轴交角对沿晶疲劳开裂的影响，采用大尺寸 Cu 双晶体板，切取具有平行、垂直和倾斜晶界 Cu 双晶体疲劳试样，对上述具有不同晶界取向的 Cu 双晶体进行塑性应变控制循环变形实验。结果表明：

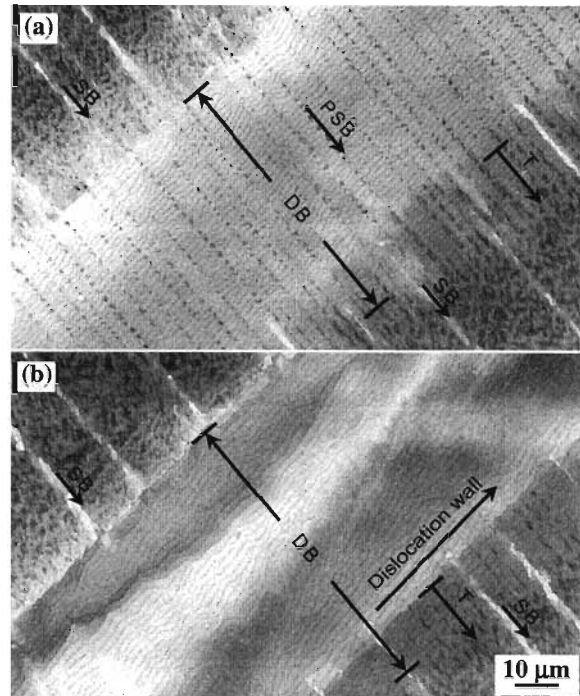


图 5 形变带中的二种位错组态：平行的驻留滑移带与平行的位错墙

Fig.5 Two kinds of dislocation arrangements within deformation bands (DBs): parallel ladder-like PSBs (a) and parallel dislocation walls (b)

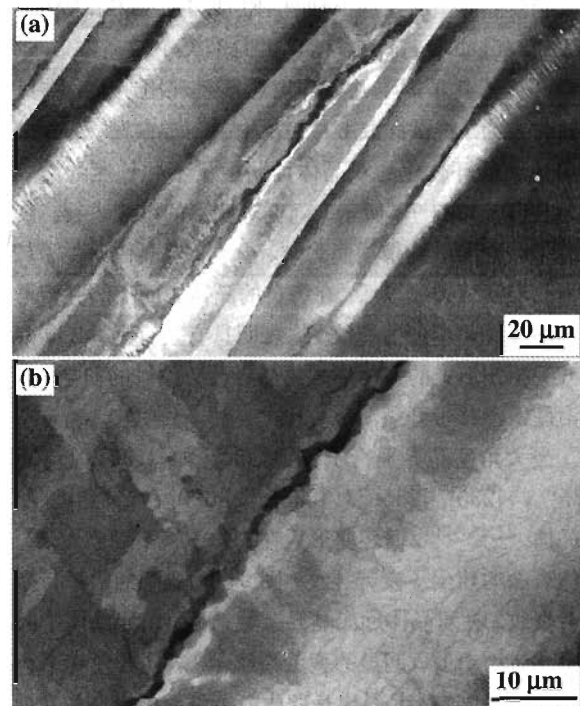


图 6 Cu 单晶体高应变疲劳裂纹沿粗大形变带萌生

Fig.6 Fatigue cracking along coarse deformation bands at high strain amplitude (a) and dislocation cells appeared near crack (b)

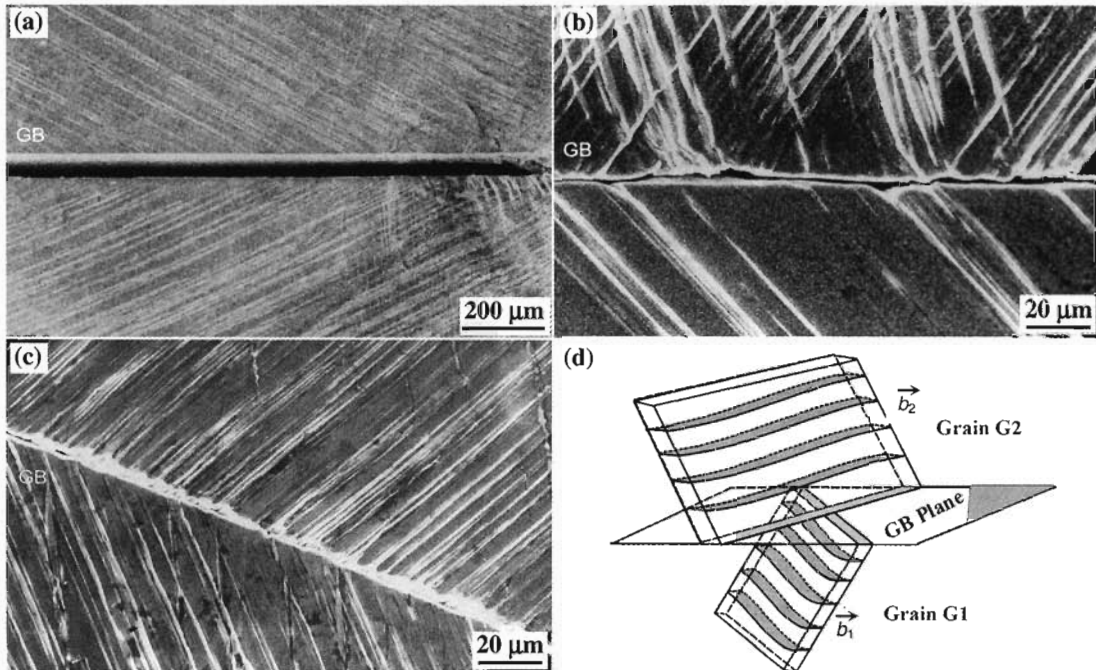


图7 Cu双晶体中疲劳裂纹沿垂直、平行和倾斜晶界萌生以及驻留滑移带与大角度晶界交互作用示意图

Fig.7 Fatigue cracking along perpendicular (a), parallel (b) and inclined (c) grain boundaries in copper bicrystals and illustration of interactions of PSBs with a large-angle GB (d)

当大角度晶界垂直于应力轴时,如 $[\bar{1}23] \perp [\bar{3}35]$, $[\bar{5}913] \perp [\bar{5}79]$, $[\bar{3}45] \perp [\bar{1}17]$ 和 $[\bar{1}34] \perp [\bar{1}34]$ Cu 双晶体^[17-25], 其循环变形几千周至几万周以后便表现出明显的持续循环软化行为. 将试样取下在扫描电镜下观察发现, 这些表现出持续循环软化的双晶体均萌生了不同长度的沿晶界疲劳裂纹, 如图 7a 所示, 随循环变形的继续进行, 疲劳裂纹沿晶界面继续扩展而失效. 当 Cu 双晶体萌生了较长的沿晶界疲劳裂纹以后, 在各自的晶体表面上的驻留滑移带中均没有萌生疲劳裂纹. 这表明具有垂直晶界 Cu 双晶体疲劳损伤形式的主要形式为晶界疲劳裂纹的萌生, 而不是沿驻留滑移带开裂.

当大角度晶界平行于应力轴时, 如 $[\bar{1}35] \parallel [\bar{1}35]$, $[\bar{1}35] \parallel [\bar{2}35]$, $[\bar{2}35] \parallel [\bar{2}35]$ 和 $[\bar{6}79] \parallel [\bar{1}45]$ 的 Cu 双晶体^[21,25-29], 循环变形后在扫描电镜下观察发现, 双晶体表面均萌生了疲劳裂纹, 图 7b 为典型的沿平行晶界疲劳裂纹. 在双晶体远离晶界区域, 两个组元晶体中的驻留滑移带均未形成明显的疲劳裂纹. 这表明即使在平行晶界 Cu 双晶体中, 晶界也是萌生疲劳裂纹的有利位置, 与驻留滑移带相比, 在该大角度晶界上萌生疲劳更容易. 类似地, 当大角度晶界倾斜于应力轴时, 所观察到的疲劳裂纹萌生结果与上述两种双晶体一致, 疲劳裂纹均是首先沿晶界萌生并导致沿晶疲劳开裂, 如图 7c 所示.

上述实验结果表明, 对于各种含大角度晶界的 Cu 双晶体, 疲劳裂纹总是优先沿晶界萌生, 而不是沿驻留滑移带萌生. 在 Cu 双晶体循环塑性变形过程中, 外界所施加的塑性应变主要以组元晶体中形成的驻留滑移带来承担. 当组元晶体中的驻留滑移带开动时, 其内部将产生大量的缺陷, 如: 位错和空穴等. 在驻留滑移带反复运动过程中, 将引起这些缺陷的增殖、互毁和不断演化, 进而导致材料性能的改变, 该过程即所谓的材料的“疲劳”. 对于 Cu 双晶体, 无论晶界与应力轴成多大角度, 组元晶体中形成的驻留滑移带总是与晶界相交的, 从而必然引起晶界与驻留滑移带之间的交互作用. 当驻留滑移带与大角度晶界相遇时, 由于晶界两侧的组元晶体常常存在较大的取向差, 因此所开动的驻留滑移带的滑移面都是不共面的, 如图 7d 所示.

采用扫描电镜电子通道衬度技术 (SEM-ECC) 对位错组态观察表明: 驻留滑移带均不能穿过大角度晶界, 并且驻留滑移带能够对相邻晶粒产生一定的影响, 如图 8a 所示. 因此, 无论大角度晶界垂直、平行还是倾斜晶界于应力轴, 驻留滑移带所携带的大量缺陷都将被阻塞在晶界处, 产生位错塞积, 如图 8b 所示. 随外加累积塑性应变的增加, 塞积于大角度晶界处的缺陷密度将逐渐升高, 最后在晶界处形成疲劳微裂纹或造成沿晶疲劳开裂^[27].

为了进一步揭示位错塞积机制对疲劳裂纹萌生的影响, 选择了含小角度晶界的 Cu 晶体作为研究对象, 其中小角度晶界分别平行和垂直于应力轴方向, 随后进行循环变形实验. 观察发现: 驻留滑移带能够连续穿过小角度晶界, 如图 9a 所示. 随循环变形的继续进行, Cu 晶体中疲劳裂纹首先沿驻留滑移带萌生, 如图 9b 所示, 而不是在小角度晶界上萌生疲劳裂纹.

采用扫描电镜电子通道衬度技术对连续穿过小角度晶界的驻留滑移带的微观位错组态进行了观察, 发现小角度晶界两侧的位错墙也能够连续穿过晶界, 如图 9c 所示, 而没有形成晶界影响区^[27,28]. 由于小角度晶界两侧的驻留滑移带是完全相互贯穿的, 而且滑移面和滑移方向也几乎相同, 因此, 它们所携带的位错与小角度晶界相遇时, 将被完全运送到相邻的晶粒中, 在小角度晶界上几乎没有残余缺陷存在, 可以称这种形式的缺陷传递过程为“缺陷的完全通过”, 如图 9d 所示. 因此, 含小角度晶界 Cu 晶体的疲劳开裂机制在本质上与 Cu 单晶体的疲劳开裂是一致的, 驻留滑移带能够将位错连续地运送到晶体的表面上, 产生表面滑移台阶和应力集中, 最终沿驻留滑移带萌生疲劳裂纹^[13].

3 Cu 多晶体疲劳损伤微观机制

在 Cu 多晶体疲劳变形过程中, 驻留滑移带、各种取向大角度晶界和具有特殊性质的退火孪晶界都可能成为疲劳裂纹萌生的有利位置^[11,30-33]. 为了揭示上述可

能的疲劳损伤开裂机制, 选择了冷轧 Cu 板分别在 600 和 800 °C 真空退火 2 h, 获得了晶粒尺范围寸为 20—50 和

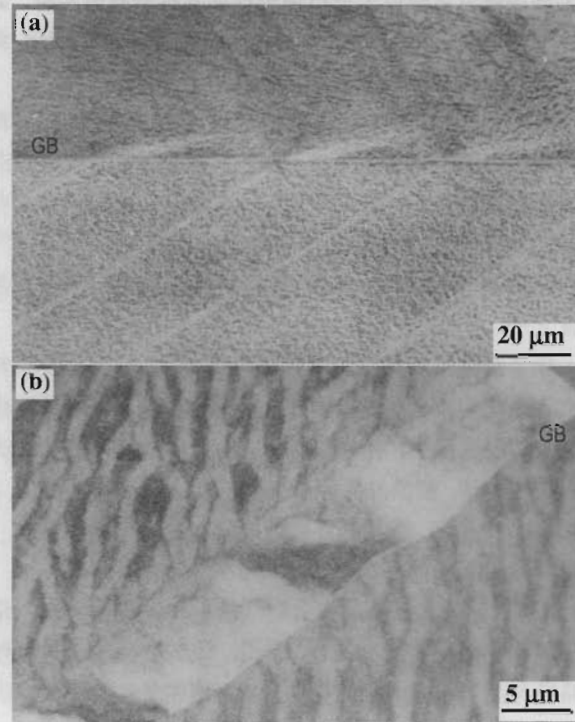


图 8 驻留滑移带与大角度晶界交互作用

Fig.8 SEM-ECC images showing PSBs a obstructed by a large-angle grain boundary (a) and dislocations near GB (b)

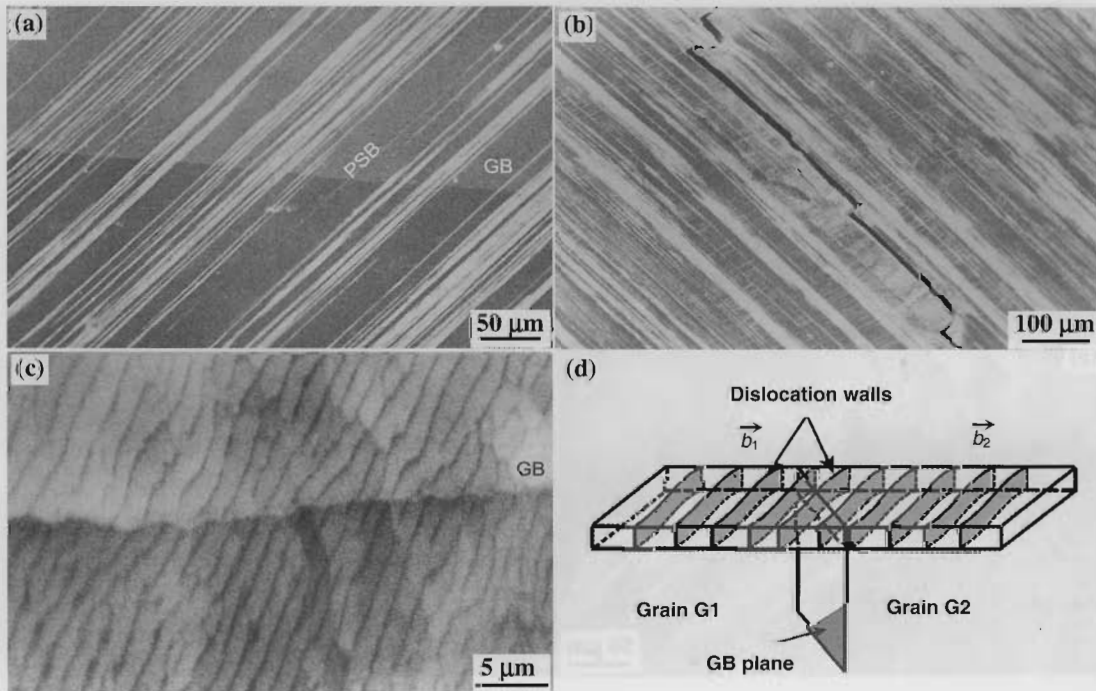


图 9 驻留滑移带与小角度晶界交互作用, 疲劳裂纹沿驻留滑移带萌生, 位错墙与小角度晶界交互作用; 驻留滑移带与小角度晶界交互作用示意图

Fig.9 SEM images showing interactions of PSBs with low-angle GB (a), fatigue cracking along PSBs (b), interactions of dislocation walls with low-angle GB (c) and illustration of interactions between PSBs and low-angle GB (d)

300—500 μm 的 Cu 多晶体, 如图 10a, b 所示, 其中样品中存在大量的退火孪晶界面。将上述 Cu 多晶体在 5 kN 日本岛津疲劳试验机上进行恒塑性应变控制疲劳实验, 塑性应变范围为 2×10^{-4} — 2×10^{-3} , 加载频率为 0.5 Hz, 疲劳实验后在扫描电镜下观察样品的疲劳裂纹萌生情况。

将上述经过退火的 Cu 多晶体进行疲劳实验后, 发现在样品的表面上均萌生了疲劳裂纹, 其中疲劳裂纹可以沿驻留滑移带萌生, 如图 11a 所示, 这种沿驻留滑移带疲劳裂纹的萌生与在 Cu 单晶体中的观察是一致的 [13,34,35], 表明驻留滑移带仍然是 Cu 多晶体疲劳裂纹萌生的有利位置之一。

除了沿驻留滑移带萌生疲劳裂纹外, 各种大角度晶界非常容易萌生疲劳裂纹, 如图 11b—d 所示。在沿晶界疲劳裂纹扩展过程中, 有时遇到合适的驻留滑移带疲劳裂纹可以发生偏转, 使沿晶界疲劳开裂转变为穿晶裂纹扩展, 如图 11b, c 所示。有些晶界疲劳裂纹在遇到三叉晶界时, 可以继续沿其中的一个晶界继续扩展, 如图 11d 所示。因此, 可以认为多晶体的疲劳裂纹萌生与扩展经常伴随着沿晶界和穿晶交替的方式 [11,30,31], 疲劳裂纹萌生与扩展的路径与晶界和应力轴的角度大小、相邻晶粒的晶体取向密切相关 [31]。通常萌生疲劳裂纹的大角度晶界两侧滑移带有很大的交角, 这与上述随机取向 Cu 双晶体晶界两侧的滑移带交互作用方式是类似的。因此, 同样可以认为沿各种大角度晶界疲劳裂纹的萌生与晶界两侧开动的

驻留滑移带不能穿过晶界有关, 在本质上与双晶体沿晶界疲劳开裂的机制是一致的 [27]。

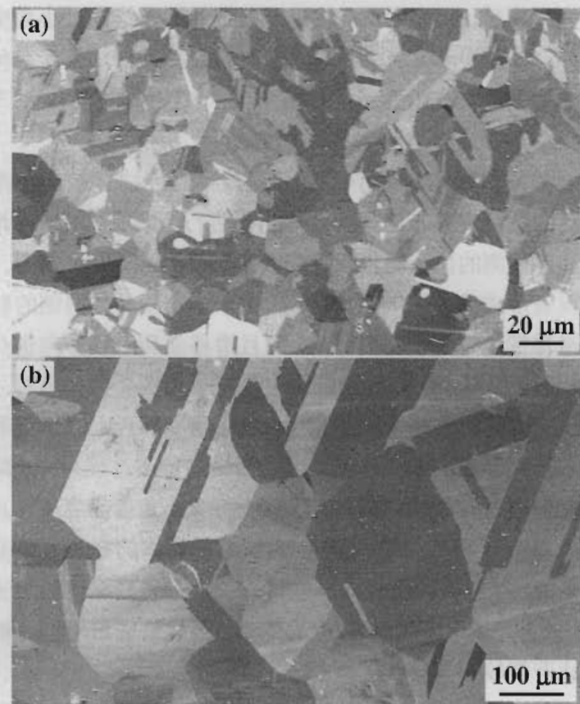


图 10 多晶 Cu 在 600 和 800 $^{\circ}\text{C}$ 退火 2 h 后的孪晶形貌
Fig.10 Morphologies of twins in polycrystalline Cu annealed at 600 $^{\circ}\text{C}$ (a) and 800 $^{\circ}\text{C}$ (b) for 2 h

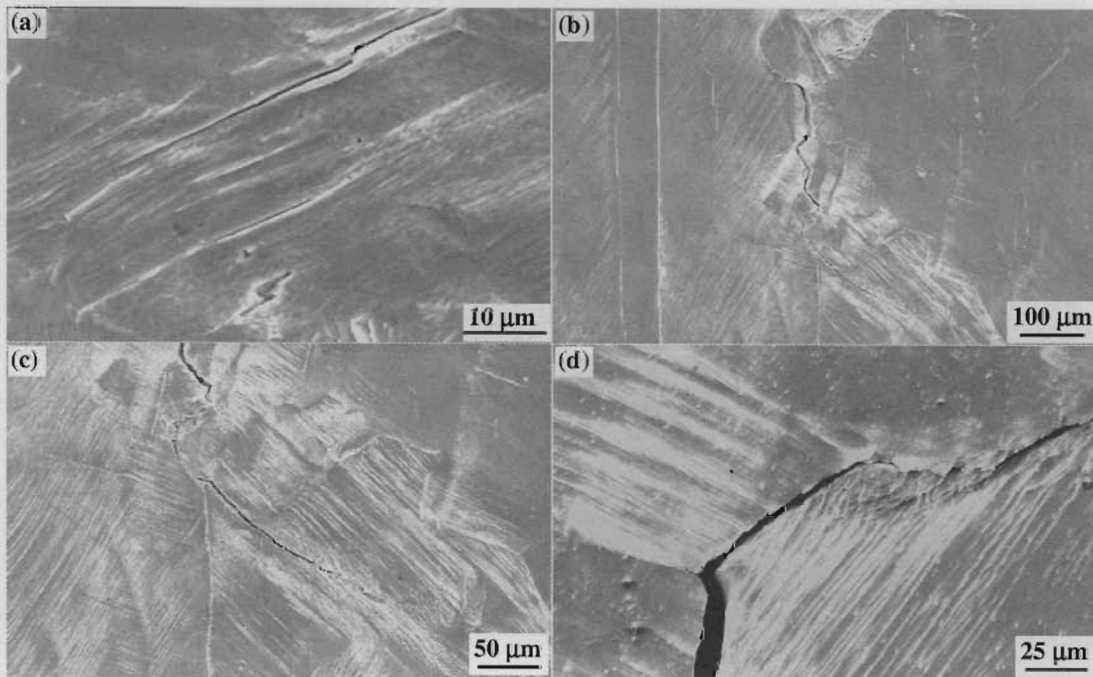


图 11 Cu 多晶体中疲劳裂纹沿驻留滑移带及大角度晶界萌生

Fig.11 Typical fatigue cracking along PSBs (a) and large-angle grain boundaries (b—d) in fatigue polycrystalline Cu

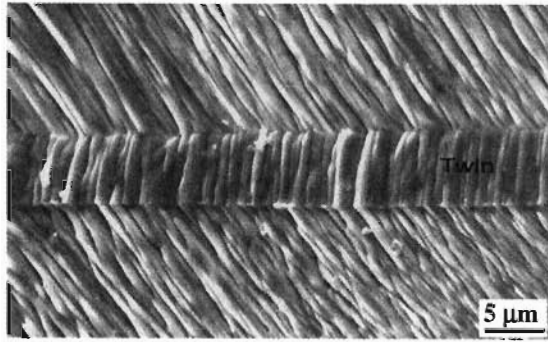


图 12 Cu 多晶体中驻留滑移带与孪晶界的典型交互作用

Fig.12 Typical interactions of PSBs with twin boundaries in fatigued Cu polycrystals

在上述多晶体中除了普通大角度晶界外,还存在大量的退火孪晶界面,如图 10a, b 所示. 这些退火孪晶界面两侧在疲劳过程中将会开动不同的驻留滑移带,由于孪晶界面两侧原子排列具有很好的共格特性,开动的驻留滑移带通常具有完全的一一对应关系,如图 12 所示. 孪晶两侧晶粒的取向是完全相同的,因此其驻留滑移带是互相平行的,使孪晶中的驻留滑移带与相邻晶粒中的驻留滑移带相交相同的角度. 即使在多组孪晶片层中,相邻晶粒中的驻留滑移带与孪晶界也是具有相同的交角(见图 12). 在所选择的塑性应变范围 2×10^{-4} — 2×10^{-3} , 总计观察了 20 根 600 或 800 °C 退火的 Cu 多晶体疲劳样品,没有观察到疲劳裂纹沿孪晶界面萌生,表明 Cu 多晶体中的孪晶界面在疲劳变形过程中具有很强的结合. 同时,疲劳裂纹非常容易沿大角度晶界萌生(图 11b, c),因此,孪晶界面与普通大角度晶界相比是一种非常强的界面,具有很强的抗疲劳裂纹萌生与扩展的阻力^[32,33].

4 结论

(1) Cu 单晶体在中、低应变范围,疲劳裂纹主要沿驻留滑移带萌生,而在高应变范围则沿粗大形变带萌生.

(2) Cu 双晶体中无论大角度晶界与应力轴垂直、平行还是倾斜,疲劳裂纹总是优先沿大角度晶界萌生和扩展,而小角度晶界则不萌生疲劳裂纹. 这种两种疲劳裂纹萌生机制的差异可以分别用“位错塞积”和“位错穿过”解释.

(3) 在 Cu 多晶体中疲劳裂纹主要沿大角度晶界萌生,有时也沿驻留滑移带萌生,而未观察到疲劳裂纹沿孪晶界面萌生,这可能与孪晶界面两侧开动的滑移系具有相容的塑性变形特征有关.

感谢姚戈副研究员、温景龙工程师、苏会和高级工程师和高薇工程师在疲劳实验、扫描电镜观察过程中的大力帮助.

参考文献

- [1] Forsyth P J E. *Nature*, 1953; 171: 172
- [2] Thompson N, Wadsworth N J, Louat N. *Philos Mag*, 1956; 1: 113
- [3] Kemsley D S, Paterson M S. *Acta Metall*, 1960; 8: 453
- [4] Basinski S J, Basinski Z B, Howie A. *Philos Mag*, 1969; 19: 899
- [5] Hancock J R, Grosskreutz J C. *Acta Metall*, 1969; 17: 77
- [6] Mughrabi H. *Mater Sci Eng*, 1978; 33: 207
- [7] Winter A T. *Philos Mag*, 1974; A30: 719
- [8] Finney J M, Laird C. *Philos Mag*, 1975; A31: 339
- [9] Mughrabi H, Ackermann F, Herz K. *ASTM STP 811*, 1983
- [10] Kim W H, Laird C. *Acta Metall*, 1978; 26: 789
- [11] Suresh S. *Fatigue of Materials*. 2nd ed, Cambridge Press, 1998: 27
- [12] Cheng A S, Laird C. *Mater Sci Eng*, 1981; 51: 111
- [13] Essmann U, Gosele U, Mughrabi H. *Philos Mag*, 1981; A44: 405
- [14] Zhang Z F, Wang Z G, Sun Z M. *Acta Mater*, 2001; 49: 2875
- [15] Li X W, Wang Z G, Li S X. *Philos Mag*, 2000; A80: 1901
- [16] Li S X, Li X W, Zhang Z F, Wang Z G. *Philos Mag*, 2002; A82: 867
- [17] Hu Y M, Wang Z G. *Acta Mater*, 1997; 45: 2655
- [18] Hu Y M, Wang Z G. *Scr Mater*, 1996; 35: 1019
- [19] Hu Y M, Wang Z G. *Int J Fatigue*, 1997; 19: 59
- [20] Hu Y M, Wang Z G. *Int J Fatigue*, 1998; 20: 463
- [21] Zhang Z F, Wang Z G, Li S X. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 1998; 21: 1307
- [22] Zhang Z F, Wang Z G, Hu Y M. *Mater Sci Eng*, 1999; A269: 136
- [23] Zhang Z F, Wang Z G. *Philos Mag*, 1999; A79: 741
- [24] Wang Z G, Zhang Z F, Li X W, Jia W P, Li S X. *Mater Sci Eng*, 2001; A319-321: 63
- [25] Zhang Z F, Wang Z G. *Z Metallkd*, 2002; 93: 1188
- [26] Hu Y M, Wang Z G, Li G Y. *Mater Sci Eng*, 1996; 208: 260
- [27] Zhang Z F, Wang Z G. *Acta Mater*, 2003; 51: 347
- [28] Zhang Z F, Wang Z G, Hu Y M. *Mater Sci Eng*, 1999; A272: 412
- [29] Zhang Z F, Wang Z G. *Philos Mag Lett*, 2000; 80: 483
- [30] Lim L C, Tay Y K, Fong H S. *Acta Metall Mater*, 1990; 38: 595
- [31] Christ H J. *Mater Sci Eng*, 1989; A117: L25
- [32] Liang F L, Laird C. *Mater Sci Eng*, 1989; A117: 103
- [33] Heinz A, Neumann P. *Acta Metall Mater*, 1990; 38: 1933
- [34] Ma B T, Laird C. *Acta Metall*, 1989; 37: 337
- [35] Basinski Z B, Basinski S J. *Prog Mater Sci*, 1992; 36: 89