文章编号: 1004-0609(2011)01-0102-08

电子束焊接 Ti-6Al-4V 合金接头的疲劳裂纹尖端微区形态

籍龙波,胡树兵,李行志,陈冀彦,肖建中

(华中科技大学 材料成形与模具技术国家重点实验室, 武汉 430074)

摘 要:通过对 Ti-6Al-4V 合金板材预制一定深度的疲劳裂纹,研究母材与焊缝区疲劳裂纹尖端的 TEM 显微形态。 结果表明:经历疲劳循环后,位错密度大大增加, α/β 相界面位错密度高,易成为位错形核的源区;在周期性疲 劳载荷的作用下,位错以源区为原点呈放射状向四周发散运动;在焊缝区马氏体板条之间的细碎相之间,位错聚 集严重,说明细碎相也易成为位错萌生的源区,从而成为疲劳裂纹形核的源区;在焊缝区马氏体板条宽度越窄, 位错聚集密度越高,易成为疲劳裂纹萌生的位置。此外,TEM 观察证实了裂纹尖端存在一定尺寸的塑性变形区。 通过焊接接头分区的 TEM 对比分析,获得焊缝区比母材区更易萌生疲劳裂纹的相关证据。 关键词: Ti-6Al-4V 合金;电子束焊接;疲劳;裂纹尖端;显微形态

中图分类号: TG 146 文献标志码: A

Morphologies at fatigue crack tip of Ti-6Al-4V electron beam welding joints

JI Long-bo, HU Shu-bing, LI Xing-zhi, CHEN Ji-yan, XIAO Jian-zhong

(State Key Laboratory of Material Processing and Die and Mould Technology, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

Abstract: Ti-6Al-4V sheet alloy specimens were precracked in different regions of electron beam welded joints. Transmission electron microscopy (TEM) observations were carried out at fatigue crack tip of base metal and welded joint. The microstructure observations reveal that the experiencing fatigue crack growth, the dislocations which emit from α/β interfaces reach so densely that they incline to become a source of the fatigue cracks, from which the dislocations are diverged radioactively under the cyclic stress. Dislocations accumulate seriously among the fine phases which lay between two martensite lathes, indicating that these small fatigue phases tend to become the source of fatigue crack. In addition, the narrower the width of martensite lathes is, the more easily the dislocations accumulate to become the fatigue source. The plastic zone is also observed at the fatigue crack tip. By comparing the TEM images of different regions, the corresponding evidence that welded joints are more liable to become the source fatigue cracks is found. **Key words:** Ti-6Al-4V alloy; electron beam welding (EBW); fatigue; crack tip; micromorphologies

钛合金最重要的特点之一是具有较高的比强度, 是当代先进飞机和航空发动机的主要结构材料之一, 钛合金的应用水平也成为衡量飞机先进程度的重要标 志之一^[1]。Ti-6Al-4V合金是一种典型的α+β型钛合金, 在钛基中含稳定元素铝(6%)和钒(4%),具有比强度高、 耐腐蚀性好、综合性能优等特点,在航空航天结构材 料中得到了广泛的应用。在 Ti-6Al-4V 合金应用中, 焊接是一种必不可少的手段,电子束焊接(electron beam welding, EBW)在 Ti-6Al-4V 合金连接中应用广 泛。而目前 Ti-6Al-4V 钛合金电子束焊接的主要问题 是由于在焊接过程中焊接区域将发生相结构转变,引 起焊后接头的宏观力学性能发生变化^[2],对合金的疲

基金项目:国家磁约束核聚变能研究专项基金资助项目(2010GB109000);华中科技大学材料成形与模具技术国家重点实验室自主课题(09-10) 收稿日期:2010-04-15;修订日期:2010-11-28

通信作者: 胡树兵, 教授; 电话: 027-87540057; E-mail: hushubing@163.com

劳扩展行为产生较大的影响。许多学者对钛合金疲劳 扩展行为进行了深入的研究^[2-13]。HALL^[2]的研究表 明:疲劳过程为疲劳损伤的累积过程,疲劳损伤的积 累导致形成滑移带,最终滑移带内材料强度下降,使 裂纹加速扩展。双态组织中存在由先析β相转变而来 的同位向的α条带(多晶粒构成宏观区域)^[3]。 这些区 域往往可作为一个单元一起变形,且在单元内变形严 重处开始疲劳裂纹的萌生^[4]。BANTOUNAS 等^[5]同样 发现了 50~70 μm 尺度的条带区域。

相界对疲劳裂纹的扩展具有重要影响,它通过影 响滑移方向从而影响裂纹扩展方向^[6]。GERMAIN等^[7] 对 $\alpha_{\rm p}/\beta$ 相界面的研究表明, 先析 α 相与周围 β 相的位 向关系在变形前后因 α_p/β 界面的匹配变形而保持一 致。BOCHER 和 KAMAT^[8]研究发现, 先析 α/β 相界面 与次生板条 α/β 相界面空位的运动导致解理面的交联 而产生解理断裂。同时,疲劳裂纹的尖端存在一定区 域的塑性变形区,塑性区尺寸对疲劳裂纹扩展具有一 定程度的影响。TAKAHASHI等^[9]研究发现,滑移带一 般扩展至距裂纹面一定深度处,在小裂纹阶段,当裂纹 长度与尖端塑性区尺寸相近时,裂纹扩展速率变缓[10]。 此外,裂纹尖端的组织协调快慢[11]及裂纹尖端的应力 聚集程度也会影响裂纹扩展^[12]。HARDT等^[13]认为板 条区的宽度控制双态组织的应力聚集程度,从而影响 裂纹的扩展。上述研究表明:相界面、显微组织尺寸、 裂纹尖端塑性区等因素对疲劳裂纹扩展具有重要影 响。但对疲劳裂纹尖端显微形态的研究并不深入。本 文作者从显微形态入手,着重对 Ti-6Al-4V 母材与电 子束焊接接头的裂纹尖端形态进行对比分析,探讨显 微组织对疲劳裂纹扩展的影响,力求建立微观结构与 裂纹扩展特性之间关系,为深入研究显微组织对电子 束焊接Ti-6Al-4V合金疲劳行为的影响提供理论依据。

1 实验

1.1 实验材料

钛合金样品采用 Ti-6Al-4V 热轧板材,其化学成 分如表 1 所列。采用电子束焊接,焊接试样尺寸为 200 mm×180 mm×20 mm,焊缝垂直于轧向,位于试样 中间,焊接工艺参数如表 2 所列。焊后热处理温度为 650 ℃,保温 4 h。电子束焊接设备采用北京航空制造 工程研究所研制的 ZD150-15A 型和 ZD150-30A 型高 压电子束焊机。

表1 Ti-6Al-4V	钛合金的化学成分
--------------	----------

Table 1Chemical composition of Ti-6Al-4V alloy (massfraction, %)

Al	V	Fe	С
6.06	3.92	0.3	0.013
Ν	Н	0	Ti
0.014	0.001 4	0.15	Bal.

表2 Ti-6Al-4V 合金焊接工艺参数

 Table 2
 Welding parameters of Ti-6Al-4V alloy

Welding parameter	Value
Accelerating voltage /kV	150
Focusing current /mA	342
Welding speed/(mm·min ⁻¹)	200
Electron beam current/mA	29
Line energy/ $(J \cdot mm^{-1})$	1 305

1.2 实验方法

1.2.1 疲劳裂纹扩展

试样制备方法如下:沿平行于焊缝的方向取疲劳 试样,加工成光滑的疲劳试样。试样宽度为16mm, 去除焊缝余高和上、下部各2mm,以去除几何应力 集中和熔合线气孔等疲劳裂纹萌生因素。疲劳试样尺 寸如图1所示,取样位置如图2所示。



图 1 Ti-6Al-4V 疲劳试样形状与尺寸

Fig.1 Shape and size of fatigue specimen of Ti-6Al-4V alloy(Unit: mm)

采用 5%HF+12%HNO₃+83%H₂O 溶液浸蚀焊接接 头的不同区域,以便分区预制裂纹。为了进行对比研 究,分别在母材与焊缝中心预制裂纹,预制缺口深度 为 0.2 mm。动态疲劳试验在 SHIMADZU EA-10 型电 液伺服低周疲劳实验机上进行。采用拉-拉加载方式、 加载频率 *f*=5 Hz、应力比 *R*= 0.1、正弦波形、最大疲 劳应力 σ_{max}=392 MPa。每隔一定的加载循环次数后测 定裂纹长度,当裂纹长度为 *a*=0.5 mm 时,停止疲劳 加载。



图 2 取样及预制裂纹位置示意图



1.2.2 TEM 试样制备

疲劳循环后,母材试样裂纹尖端 TEM 取样如图 3(a)所示,焊缝区裂纹尖端 TEM 取样如图 3(b)中位置 2 所示;焊缝区裂纹边缘 TEM 取样如图 3(b)中位置 1 所示,每组试验样品各取 5 个试样。TEM 分析在 Tecnai G² 20 型透射电镜上进行。





Fig.3 Sampling location and labeling of foil for TEM test in base metal (a) and welded joint (b)

2 结果与分析

2.1 金相组织观察

图 4(a)所示为焊接接头的宏观形貌。焊缝上部的

柱晶尺寸较大,焊缝中部柱晶尺寸较为均匀。图 4(b) 所示为焊接接头中部区域的柱晶形态。可以看到,柱 晶生长方向与焊缝中心成一定角度。图 4(c)所示为焊 缝下部的形貌,焊缝下部随焊缝宽度的减小,柱晶尺 寸迅速减小。图 4(d)所示为 Ti-6Al-4V 母材的显微组 织。Ti-6Al-4V 钛合金为典型的 $\alpha+\beta$ 双态组织, α 相为 亮相,而 β 相为暗相, β 相分布于 α 相之间,且在一 定区域 α 相呈条带状,分布位向相互平行。图 4(e)、 (f)和(g)所示分别为焊缝上部、中部和下部显微组织。 可以看到,马氏体层片在逐渐变细。

2.2 母材裂纹尖端显微形态

图 5 所示为母材裂纹尖端的 TEM 显微形态。 Ti-6Al-4V 合金为双态合金,亮色的 α 相之间为暗色 的 β 相(见图 5(a)和(b))。图 5(c)所示为位错在等轴相 区分布状况,α 相位错线分布较为有序,呈发射状。 尺寸较小的等轴α相中位错密度明显高于尺寸较大的 相(见图 5(d))。图 5(e)中一些板条相内位错聚集,细部 形态如图 5(f)所示。从图 5 的分析来看,位错在母材 中尺寸较大的α相中密度较小。

对裂纹尖端变形较严重的区域进行分析。图 6(a) 中, α 相在一定程度上扭曲, 而 β 相也在一定程度上 弯曲, 说明此处在裂纹尖端的塑性变形区内。在疲劳 裂纹前端都存在一定尺寸的塑性变形区。 JINKEUN 等^[14]对塑性区与显微组织关系的研究表明, 塑性区大 小与显微组织之间有密切的关系。图 6(b)中暗色区域 为 β 相, α/β 相界面处位错密度较高。CASTANY 等^[15] 与 ZUO 等^[16]的研究表明, 位错总是首先萌生于 α/β 相界面。因此, 在相界处比相内的位错聚集程度要明 显得多。当相界位错聚集到一定程度时便向相内运动 和聚集 (见图 6(c))。

在图 6(d)中,等轴 α 相区位错汇集成线,形态如



图 4 Ti-6Al-4V 合金焊接接头、母材、焊缝上部、焊缝中部和焊缝下部的形貌

Fig.4 Morphologies of Ti-6Al-4V alloy in welded joint ((a), (b), (c)), base metal (d), upper part of welding seam (e), middle part of welding seam (f) and lower part of welding seam (g) in welded joint



图 5 Ti-6Al-4V 合金中母材 α、β 相形态及裂纹尖端位错形态

Fig.5 Morphologies of α , β phases (a), (b) and dislocations ((c)–(f)) at crack tip of Ti-6Al-4V alloy in base metal

波浪状;在位错形态之间,相界模糊,并有一定程度 的变形,在疲劳循环应力作用下,裂纹尖端产生一定 区域的塑性变形^[11],位错线呈弧形发散(见图 6(e))。 在图 6(f)中,位错密度很高,大量位错呈弧形发散, 位错在周期性应力作用下运动,但在某些组织或缺陷 作用下位错会在局部发生缠结。这些现象表明,在循 环应力作用下,位错首先在相界形成,并向相内运动; 位错运动与显微组织交互作用影响材料的疲劳行为。

2.3 焊缝区裂纹尖端与边缘显微形态对比

在焊缝区的两组试样中,一组为焊缝中心(裂纹 尖端),另一组为焊缝边缘(裂纹边缘)。图 7 所示为 裂纹边缘相的 TEM 像。电子束焊接后形成马氏体, 马氏体呈板条或针状。在图 7(a)中出现了板条群状态,



- 图 6 母材裂纹尖端塑性变形形态、β相内位错形态、相界处位错形态及高密度位错形态
- **Fig.6** Morphologies of plastic deformation(a), dislocation in β phase(b), dislocation in phase boundary(c), and high density dislocation ((d)–(f)) at crack tip in base metal



- 图 7 焊缝区裂纹边缘的相及塑性变形显微形态
- Fig.7 Morphologies of phase ((a),(b)) and plastic deformation ((c)–(f)) at crack tip edge in welded joint

在板条之间的暗色细条为 β 相(见图 7(b))。在板条群 外围,有波浪状的位错组态,虽然其密度不高,但形 态十分明显。在裂纹边缘,板条束产生一定程度的塑 性变形(见图 7(c)),相结构在一定程度上被扭曲。图 7(d)所示为板条束方向结合处。从图 7(d)可以看到,4 个方向分布的板条束在此聚集成一点。图 7(e)和(f)所 示为塑性变形的显微形态,两相都在不同程度上被扭 曲,相界也产生变形。这表明,在裂纹的边缘同样存 在塑性变形,且在疲劳循环后被保存下来。裂纹的扩 展前沿有弹塑性变形区,而当裂纹穿过后,弹性变形 被释放,塑性变形保留在合金中。 图 8 所示为焊缝区裂纹尖端的相形态。与裂纹 边缘相比,此处针状结构更加明显(见图 8(a))。值得一 提的是,在马氏体板条之间存在一定数量尺寸较小、 细碎状的等轴相,这些相依附于马氏体多点形核(见 图 8(b))。在电子束焊接冷却过程中,热应力导致马氏 体板条尖端破碎,成为二次形核的核心。由于细碎 相处于马氏体板条之间,空间受限,故尺寸较小(见 图 8(c))。

细碎相之间的位错密度要高于马氏体板条内的 位错密度,说明这些细碎相之间的区域应力集中较高。 较高的应力集中表明马氏体束的协调变形能力下降,



图 8 焊缝区裂纹尖端的马氏体与马氏体细碎相形态

Fig.8 Morphologies of martensite (a) and fine phases among martensite lathes ((b), (c)) at crack tip in welded joint



图 9 焊缝区裂纹尖端不规则马氏体板条、细碎相、马氏体板条结合处、细马氏体束处塑性变形及马氏体板条位错形态 Fig.9 Morphologies of irregular martensite (a), fine phases among martensite lathes (b), juncture of martensite lathes (c), plastic deformation in narrow martensite lathes (d) and dislocations in martensite lathes ((e),(f)) at crack tip in welded joint

图 10 焊缝区裂纹尖端位错形态(发散运动,聚集及从聚集处向外运动)

Fig.10 Morphologies of dislocation at crack tip in welded joint: (a) Divergent motion; (b) Accumulation; (c) Motion form accumulated point to outward

容易发展成为裂纹源。由图9可知,焊缝区有些区域 并不是规则的马氏体板条,还存在一些等轴状的α相。 图 9(a)所示为马氏体边缘等轴状与柱状的 α 相形态。 在其边界上,有位错呈弧形分布形态,边界某处的位 错密度比相内的位错密度高,并在一定区域聚集成团 (见图 9(a)中 A 区)。图 9(b)所示为等轴 α 相形态,在 相内位错线呈规律分布,在相间存在细碎相(见图 9(b) 中 B 区),细碎相之间位错大量聚集。图 9(c)所示为几 个方向马氏体束的结合处,结合处中心有圆形位错发 散的形态(见图 9(c)中 C 区),表明马氏体束交界处位 错容易萌生。图 9(d)所示为两细片马氏体之间的 α 相 形态,在一些区域(见图 9(d)中 D 区),受循环应力作 用,一些层片较细的束发生严重的塑性变形。这表明, 在裂纹的尖端,越细小的组织越可能成为疲劳过程中 的"弱化区",这些"弱化区"在循环应力作用下,细碎 相发生塑性变形,导致驻留滑移带的软化,从而加速 裂纹扩展。在较细的马氏体束内的位错密度高于较厚 的马氏体束的位错密度(见图 9(e)和(f))。SHADEMAN 等^[17]发现, Ti-6Al-4V 板条的组织粗大, 抗裂纹扩展 能力上升。通过对塑性区大小的计算, JINKEUN 等^[14] 认为,在应力强度因子范围ΔK较小时,影响裂纹扩展 速率最重要的因素是α板条的宽度,板条宽度越小, 裂纹扩展速率越大。ZUO 等^[16]的研究表明:较细的 α 板条充当的作用就像一条晶界,在此处裂纹更容易萌 生。在循环应力的作用下,位错在合金的"软点"萌生, 并呈发射状运动(见图 10)。对裂纹边缘与裂纹尖端的 TEM 像进行对比研究发现,细小的板条更容易发展成 为位错萌生的源点,裂纹尖端的位错密度要远大于裂 纹边缘的位错密度,且裂纹尖端应力集中,塑性变形 程度也更高。焊缝区由于焊接过程中的热应力作用, 一些马氏体被碎化成为细碎相,细碎相边界成为疲劳 裂纹源。

2.4 母材与焊缝区裂纹尖端显微形态对比研究

疲劳裂纹在应力强度因子范围 ΔK 较小时,扩展差 异与其显微组织及不同尺寸裂纹扩展的阻力机制有 关:在小裂纹扩展阶段,裂纹受到前端滑移线的影响 沿滑移线向前扩展,晶粒的边界对显微小裂纹的扩展 形成强大的阻力。母材区组织为晶粒较小且均匀的等 轴晶,而焊缝区组织则为粗大的柱晶及针状马氏体。 细小的等轴晶具有更好的协调变形能力,能提高钛合 金的滑移变形抗力,抑制循环滑移的形成和开裂,产 生的滑移线细短;针状马氏体的位错滑移程则远大于 等轴晶的位错滑移程,因此,产生的位错较长。从 TEM 像可以发现,在母材的等轴 α 相中,位错运动较为有 序;而在焊缝区马氏体内位错线的宽度及分叉更加明 显。

在 Ti-6Al-4V 合金中, hcp 型的 α 相比 bcc 型的 β 相脆性更大。因此,滑移首先在 β 相中启动,位错在 α/β 边界与初生 α 相上聚集,如果组织粗大,则滑移 长度变大,这就需要增加裂纹尖端位错的聚集密 度^[16]。因此,有较长 α/β 边界的地方往往更易萌生裂 纹。经过退火后的母材组织比较均匀(见图 4(d)),从 一定程度上降低了裂纹萌生源的可能性;电子束焊接 后马氏体组织中具有长 α/β 边界区域较多,且焊缝中 心的板条宽度不十分均匀,细长的板条束就成为裂纹 萌生的地方。

3 结论

环后,位错密度大大增加, α/β 相界面位错密度较高, 易成为位错形核的源区;在周期性疲劳载荷作用下, 位错呈放射状向四周运动。

2)焊缝区马氏体板条之间的细碎相易成为疲劳
 裂纹形核的"软点",焊缝区较窄的马氏体板条易成为
 疲劳裂纹萌生的源区。

 3) 疲劳裂纹尖端存在一定尺寸的塑性变形区,裂 纹尖端承受的应力和应变比裂纹边缘承受的应力和应 变更加复杂。

 与母材组织相比,焊缝区组织不均匀,裂纹萌 生"软点"增加,抗疲劳裂纹扩展能力降低。

REFERENCES

- [1] 陈芙蓉, 霍立兴, 张玉凤. 电子束焊接技术及其接头质量评 定[J]. 焊接, 2001, 11: 21-24.
 CHEN Fu-rong, HUO Li-xing, ZHANG Yu-feng. Electron beam welding and its joint quality assessment[J]. Welding and Joining, 2001, 11: 21-24.
- HALL J A. Fatigue crack initiation in alpha-beta titanium alloys[J]. International Journal of Fatigue, 1997, 19(1): S23-S37.
- [3] GERMAIN L, GEY N, HUMBERT M, BOCHER P, JAHAZI M. Analysis of sharp microtexture heterogeneities in a bimodal IMI 834 billet[J]. Acta Materialia, 2005, 53(13): 3535–3543.
- [4] LEBIAVANT K, POMMIERAND S, PRIOUL C. Local texture and fatigue crack initiation in a Ti-6Al-4V titanium alloy[J]. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 2002, 25(6): 527–545.
- [5] BANTOUNAS I, LINDLEY T C, RUGG D, DYE D. Effect of microtexture on fatigue cracking in Ti-6Al-4V[J]. Acta Materialia, 2007, 55(16): 5655–5665.
- [6] 马英杰,刘建荣,雷家峰,刘羽寅,杨锐. TC4ELI 合金疲劳 裂纹尖端塑性区对裂纹扩展的影响[J].中国有色金属学报, 2009,19(10):1789-1794.

MA Ying-jie, LIU Jian-rong, LEI Jia-feng, LIU Yu-yin, YANG Rui. Influence of fatigue crack tip plastic zone on crack propagation behavior in TC4ELI alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(10): 1789–1794.

[7] GERMAIN L, GEY N, HUMBERT M, VO P, JAHAZI M, BOCHER P. Texture heterogeneities induced by subtransus processing of near α titanium alloys[J]. Acta Materialia, 2008, 56(16): 4298-4308.

- [8] BOCHER P, KAMAT S V. Dynamic fracture toughness of a near alpha titanium alloy Timetal 834[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 491(1/2): 237–241.
- [9] TAKAHASHI Y, TANAKA M, HIGASHIDA K, YAMAGUCHI K, NOGUCHI H. An intrinsic effect of hydrogen on cyclic slip deformation around a {110} fatigue crack in Fe-3.2wt.%Si alloy[J]. Acta Materialia, 2010, 58(6): 1972–1981.
- [10] KORSUNSKY A M, SONG X, BELNOUE J, JUN T, HOFMANN F, DE MATOS P F P, NOWELL D, DINI D, APRICIO-BLANCO O, WALSH M J. Crack tip deformation fields and fatigue crack growth rates in Ti-6Al-4V[J]. International Journal of Fatigue, 2009, 31(11/12): 1771–1779.
- [11] 李士凯,惠松骁,叶文君,于洋,熊柏青. 微观组织对 TA15ELI 钛合金损伤容限性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(7): 1119-1123.
 LI Shi-kai, HUI Song-xiao, YE Wen-jun, YU Yang, XIONG

Bai-qing. Effects of microstructure on damage tolerance properties of TA15ELI titanium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2007, 17(7): 1119–1123.

- [12] BOCHER P, KUMAR V. Effect of temperature and hold time on internal hardening behavior of a near α titanium alloy under cyclic deformation[J]. Materials and Design, 2010, 31(6): 2716–2724.
- [13] HARDT S, MAIER H J, CHRIST H J. High-temperature fatigue damage mechanisms in near α titanium alloy IMI834[J]. International Journal of Fatigue, 1999, 21(8): 779–789.
- [14] JINKEUN O, KIM N J, LEE S H, LEE E W. Correlation of fatigue properties and microstructure in investment cast Ti-6Al-4V welds[J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 340(1/2): 232–242.
- [15] CASTANY P, PETTINARI-STURMEL F, CRESTOU J, DOUIN J, COUJOU A. Experimental study of dislocation mobility in a Ti-6Al-4V alloy[J]. Acta Materialia, 2007, 55(18): 6284–6291.
- [16] ZUO J H, WANG Z G, HAN E H. Effect of microstructure on ultra-high cycle fatigue behavior of Ti-6Al-4V[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 473(1/2): 147–152.
- [17] SHADEMAN S, SINHA V, SOBOJEJO A B O, SOBOJEJO W O. An investigation of the effects of microstructure and stress ratio on fatigue crack growth in Ti-6Al-4V with colony α/β microstructures[J]. Mechanics of Materials, 2004, 36(1/2): 161–175.

(编辑 陈卫萍)