

基于 Tanaka-Mura 位错模型的疲劳裂纹萌生寿命预测

邓彩艳, 刘庚, 龚宝明, 刘永
(天津大学, 天津, 300350)

摘要: 为了准确预测材料的疲劳寿命, 提高结构疲劳寿命预测精度, 对 ABAQUS 有限元数值模拟预测试样疲劳寿命的方法进行了研究。基于 Tanaka-Mura 位错理论, 利用 python 语言对 ABAQUS 进行二次开发, 模拟预测了 S960QL 马氏体钢和 Ti₂AlNb 钛合金接头各区域疲劳裂纹萌生寿命。利用泰森多边形法生成了晶体特征单元建立了微观子模型, 考虑了体心立方结构相互垂直的两条滑移带作为潜在的裂纹萌生位置, 并对具有相同取向的多条平行滑移带都进行了模拟计算。通过计算得到的裂纹扩展速率变化, 给出了裂纹萌生阶段过渡到裂纹扩展阶段的临界点处的裂纹萌生寿命。模拟结果表明, 除焊缝柱状晶组织外裂纹萌生寿命与试验数据吻合良好。

创新点: (1) 基于 python 语言编写脚本, 实现了 Tanaka 位错模型与有限元方法的结合, 能够在 ABAQUS 软件中方便地计算疲劳裂纹萌生寿命。

(2) 在 Tanaka 模型的基础上, 考虑了晶粒内相互垂直的两个方向的滑移带, 并把相互平行的多条滑移带作为裂纹萌生的潜在位置, 更符合实际情况。

关键词: 疲劳; 数值模拟; 裂纹萌生; 焊接接头

中图分类号: TG 454 文献标识码: A doi: 10.12073/j.hjxb.20200706003

0 序言

疲劳是许多机械结构与焊接接头中最重要的失效模式之一^[1-2], 因为即便构件某些区域所受的力低于弹性极限疲劳失效仍会发生。疲劳寿命是材料在工程应用中最重要的性质之一, 由裂纹萌生寿命和裂纹扩展寿命共同构成。疲劳裂纹萌生寿命在一定程度上受到微观结构(如晶粒尺寸, 取向和晶体形状)的影响^[3]。因此, 阐明材料的微观组织与疲劳寿命的关系, 准确预测疲劳裂纹萌生寿命是材料设计的关键。

过去几十年来, 研究发现沿滑移带的不可逆循环滑移是大多数多晶金属疲劳裂纹萌生的最根本原因。Tanaka 和 Mura^[4] 基于裂纹萌生理论首次提出计算疲劳裂纹萌生于滑移带所需的应力循环次数的理论公式。Brückner-Foit 等人^[5] 在此基础上将该理论公式与有限元方法结合粗略模拟了疲劳裂纹在晶体结构中的萌生行为。Jezernik 等人^[6] 对 Tanaka-Mura 模型进行了改进, 认为疲劳裂纹萌生

位置不是整条滑移带, 而是位于滑移带局部位置。

目前对于各种材料包括焊接接头疲劳寿命的预测最主要的是以大量试验数据为基础, 而获取疲劳数据往往要耗费很多时间和成本。另外, 从物理学的角度来看, 不论是由于微裂纹还是夹杂的存在, 疲劳现象都涉及多个尺度, 这些微裂纹或夹杂与结构构件的大尺寸相比很小。因此, 有必要考虑微观尺度下的疲劳过程。文中基于以上研究, 利用 Tanaka-Mura 位错模型研究了 S960QL 马氏体钢与 Ti₂AlNb 钛合金电子束焊接接头不同区域的疲劳萌生寿命问题, 通过自编的 python 程序模拟计算了疲劳裂纹萌生寿命。

1 疲劳裂纹寿命计算方法

1.1 疲劳裂纹的演化过程

在疲劳载荷作用下, 位错形式的缺陷在材料中逐渐增殖累积, 导致位错密度增加, 在晶粒的有利取向上产生了滑移线并逐渐演变为滑移带。随着循环累积的增加, 更多的滑移带产生, 而已经存在的滑移带变宽形成短裂纹。随着疲劳过程的进行, 裂纹沿着滑移带在晶粒中萌生, 并与相邻晶粒的裂纹联合。

根据疲劳裂纹演化的特征和受到的影响因素不同,可以把裂纹演变过程分为3个阶段^[7]:微观短裂纹阶段(MSC)、物理短裂纹阶段(PSC)和长裂纹阶段(LC)。裂纹产生的最初阶段表现为微观短裂纹,裂纹长度通常为晶粒尺度,这些裂纹由于受到晶界以及其它微观结构性质的影响沿着滑移带以不稳定的速率生长^[7-8]。裂纹生长穿过若干晶粒后表现为物理短裂纹,裂纹生长依然受到微观性质的影响。当裂纹生长到一定长度后表现为长裂纹,这时微观结构对裂纹生长的影响已经可以忽略,主要受到宏观疲劳载荷的影响,裂纹沿垂直于加载方向连续扩展直至最后失效。

1.2 裂纹萌生寿命计算方法

Tanaka与Mura^[4]于1981年提出了计算晶内滑移带疲劳裂纹萌生寿命的理论模型。模型认为,在循环载荷作用下疲劳试样晶粒中的滑移带发生相对滑动,由于晶界的阻碍作用,位错发生堆积并产生畸变能,当畸变能达到临界值时便在晶内滑移带中萌生疲劳微裂纹。基于该理论给出了裂纹萌生寿命计算公式,即

$$N_c = \frac{8GW_c}{\pi(1-\nu)L(\Delta\bar{\tau} - 2k)^2} \quad (1)$$

式中: G 为材料剪切模量; W_c 为单位面积起裂能; ν 为泊松比; L 为滑移带长度; $\Delta\bar{\tau}$ 为滑移带平均剪切应力范围; k 为位错滑移阻力; N_c 为疲劳裂纹萌生于某滑移带所需的应力循环次数。

考虑Jezernik等人^[6]对Tanaka-Mura公式的改进,对滑移带进行了分段处理,将滑移带平均分成了四段,因此计算裂纹萌生的计算公式变为

$$N_s = \frac{8GW_s}{\pi(1-\nu)L_s(\Delta\bar{\tau}_s - 2K_{crss})^2} \quad (2)$$

式中: L_s 为分段后每一段的滑移带长度; $\Delta\bar{\tau}_s$ 为分段滑移带平均剪切应力范围; N_s 为疲劳裂纹萌生于某段滑移带所需的应力循环次数; K_{crss} 为材料的临界剪切应力,要移动位错需要克服这个力。

在Tanaka公式的基础上,只要相关参数已知,就能通过计算得到每一条裂纹萌生的疲劳寿命。每条裂纹的萌生寿命之和即为总的裂纹萌生寿命,即

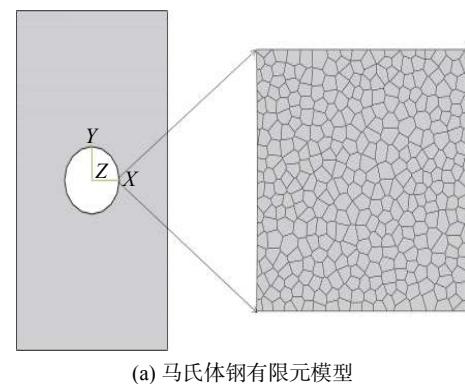
$$N_{ini} = \sum_{i=1}^n N_{min}^i \quad (3)$$

式中: N_{ini} 为总的萌生寿命; N_{min}^i 为产生每条裂纹所需的萌生寿命; n 为裂纹数量。

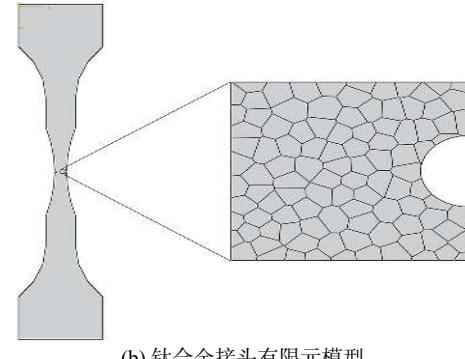
2 疲劳裂纹寿命计算方法

2.1 宏观模型与子模型的建立

文中计算的模型尺寸取自文献[6, 9],其中马氏体钢的全局模型与局部位置的子模型如图1a所示,钛合金焊接接头如图1b所示。试样模型的尺寸可在文献中详细找到,在模拟中全局模型网格类型选择C3D8R,子模型网格类型为M3D4R。晶体子模型取自全局模型垂直于加载方向的缺口边缘部位,在疲劳载荷作用下此处通常为最薄弱的部位,容易萌生疲劳裂纹。马氏体钢试样受到的最大载荷为600 MPa,钛合金试样最大载荷为400 MPa,应力比均为0.1,文中模型加载与试验情况一致。



(a) 马氏体钢有限元模型



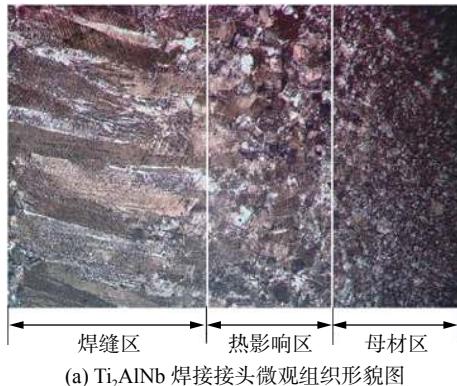
(b) 钛合金接头有限元模型

图1 有限元模拟模型图

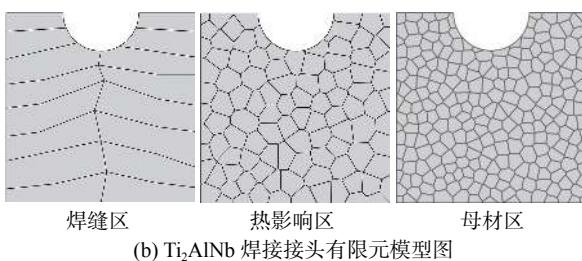
Fig. 1 Model of finite element simulation. (a) finite element model of martensitic steel; (b) finite element model of titanium alloy joint

晶体子模型取自宏观模型最容易萌生疲劳裂纹的位置,由于全局模型为3D模型,要考虑厚度,因此在建立子模型时利用膜单元建模,并在建立截面时截面类型选择膜截面,赋予其全局模型的厚度。子模型是利用泰森多边形法生成晶体代表单元,泰森多边形法已经被证明能很好地模拟晶体行为,通过从宏观模型切割得到的壳体子模型,保证了宏观模型与子模型的坐标系一致,从而能准确地

从宏观模型获取位移变形作为边界条件。根据文献中的数据,马氏体钢的平均晶粒尺寸为 $20 \mu\text{m}$ 。钛合金电子束焊接头焊缝区、热影响区与母材区的晶体结构不同^[9],在焊缝区主要为粗大的柱状晶;热影响区以等轴晶为主,靠近熔合线的晶粒较为粗大,从熔合线方向至母材方向逐渐细化;母材区为细小的等轴晶,如图 2a 所示。组织形貌为钛合金典型的 B_2 相、 O 相与 α_2 相的三相片层组织。通过测量得到的柱状晶的平均晶粒尺寸为 $60 \mu\text{m}$,热影响区平均晶粒尺寸为 $40 \mu\text{m}$,母材区的平均晶粒尺寸为 $25 \mu\text{m}$ 。3 个区域的模型如图 2b 所示,图 2b 中缺口尺寸均为 $R = 0.1 \text{ mm}$,缺口位置分别位于接头的焊缝区、热影响区和母材区,这样就保证了裂纹萌生的位置分别位于各自的区域。



(a) Ti_2AlNb 焊接接头微观组织形貌图



(b) Ti_2AlNb 焊接接头有限元模型图

图 2 有限元模型图

Fig. 2 Model of finite element simulation. (a) micro-structure of Ti_2AlNb welded joint; (b) finite element model of Ti_2AlNb welded joint

子模型方法常通过全局模型的节点结果(如位移或单元应力)控制局部位置,文中的微观子模型是由全局模型的位移驱动的,因为模拟所用的 ABAQUS 软件只允许在实体模型与实体模型间应用基于应力的子模型。图 3 表明了全局模型与子模型间的关系,全局模型为子模型提供边界条件,通过计算子模型的剪切应力并在子模型中模拟裂纹完成计算。图 4 为对晶体子模型边界条件的设置,对除去孔边的另外三条边施加边界条件,使子模型受全局模型在载荷的位移驱动,并限制子模型垂直厚度方向的位移。

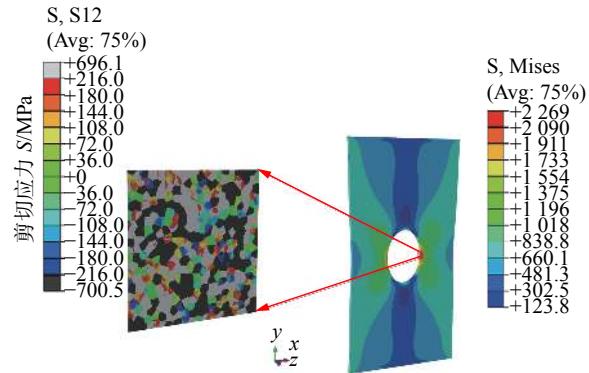


图 3 宏观模型与子模型图

Fig. 3 Macro model and sub-model diagram

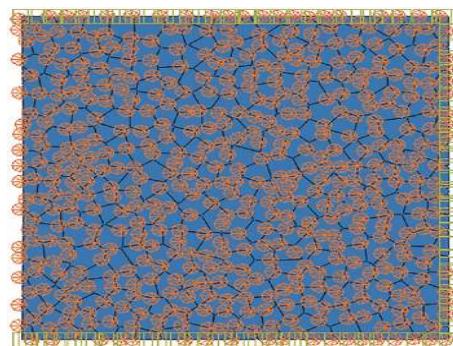


图 4 子模型的边界条件设置

Fig. 4 Boundary condition of sub-model

度方向的位移。

对于多晶金属材料来说,微观上的各向异性导致了宏观上的各向同性,为此在建立晶体模型时赋予晶粒随机取向。通过建立基准坐标系,再对基准坐标系旋转任意角度来实现晶粒随机取向的设置,使每个晶粒具有一个局部坐标系,如图 5 所示,整个过程用基于 python 语言的脚本完成。

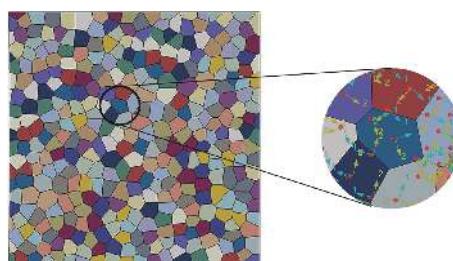


图 5 子模型中赋予晶粒随机取向

Fig. 5 Random orientation of grains in sub-model

2.2 设置裂纹萌生路径

在外载荷作用下,经过一定的塑性变形后,金属材料晶体内的位错容易沿着具有最有利取向的晶面滑动。对于体心立方晶体来说,密排面 (110) 在平面的投影 $[110]$ 和 $[1\bar{1}0]$ 就是最有利于位错滑移的取向^[9-11], Vinogradov 等人^[12]在试验中观察到了类似的现象,相互垂直的两种取向的滑移

带均有可能萌生裂纹. 文中选取模拟的材料为 S960QL 马氏体钢与 Ti_2AlNb 钛合金接头. 马氏体钢本身具有体心立方晶格结构, Ti_2AlNb 接头金相组织中 B_2 相为基相, 晶体结构为体心立方结构, α_2 相晶体结构为密排六方结构、O 相晶体结构为有序正交结构. 其中 B_2 相具有最多的独立滑移系, 塑性最好, 而 α_2 相与 O 相晶体中的滑移系数量很少, 塑性较差. 由于接头焊缝区与热影响区的材料组织以 B_2 相为主, 且更容易产生塑性滑移, 因此模拟中选取了体心立方结构的 B_2 相设置滑移带. 因此以 $[110]$ 和 $[-110]$ 这两个方向作为滑移带取向. 滑移带设置采用的方法是首先设置一个基准坐标系, 将基准坐标系的 x 轴旋转 45° 和 135° 后的方向作为滑移带方向, 这两个方向相互垂直, 是体心立方晶格结构中最容易产生滑移的晶面在平面上的两个投影方向, 数值模拟滑移带方向的示意图如图 6 所示.

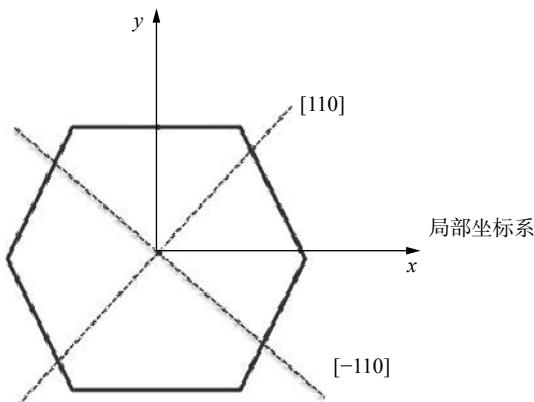


图 6 晶粒内的多重滑移带
Fig. 6 A grain with multiple slip bands

在 Tanaka-Mura 位错堆积模型中, 疲劳裂纹萌生的前提条件是裂纹萌生位置 (所在的滑移带) 的平均剪切应力大于 2 倍的位错滑移阻力 (临界剪切应力), Jezernik N 对此提出了不同意见. 当疲劳裂纹萌生时, 会不可避免的在裂纹尖端产生应力集中, 并对相邻晶粒的应力分布产生影响, 因此每产生一条裂纹都要重新计算应力场. 晶粒中一旦萌生了裂纹就会使滑移带上应力的分布不均匀, 有时会导致滑移带某一部分的平均剪切应力大于 2 K_{crss} , 满足了裂纹萌生的条件, 但是其它部分的平均剪切应力小于 2 K_{crss} 导致整条滑移带上的平均剪切应力不满足裂纹萌生的前提^[6]. 对裂纹进行分段处理可以一定程度上解决这个问题, 文中对所有滑移带进行了分段处理, 即裂纹不会一次性萌生于整条滑移带, 而是萌生于滑移带的某一位置. 同时, 考虑了

同一方向的相互平行的多条滑移带, 对每一条滑移带均进行了计算.

2.3 裂纹萌生寿命的确定

在最近的研究中表明, 短裂纹扩展速率呈波动状态并在一段时间后出现明显的下降. Newman 等人^[13] 在前期的研究工作中发现了类似的现象, 图 7 为裂纹扩展速率与应力强度因子范围关系曲线, 图中给出了恒幅加载情况下不同加载载荷下裂纹扩展速率的变化. 图中点划线代表短裂纹的扩展, 近似于直线的实线部分代表长裂纹的扩展. 在应力强度因子范围低于门槛值 ΔK_{th} 时, 短裂纹的扩展速率高于长裂纹的扩展速率. 随着疲劳载荷增加 (S_2 和 S_3), 短裂纹不断扩展, 短裂纹扩展速率下降并最终变成长裂纹, 而在 S_1 载荷下裂纹甚至会停止扩展. 可以利用这一点来判断裂纹萌生阶段何时结束, 即当裂纹扩展速率有明显的下降时认为裂纹萌生阶段结束进入长裂纹扩展阶段, 所有已萌生裂纹的循环次数之和就是裂纹萌生总寿命. Mlikota 等人^[7-8] 在对疲劳寿命的模拟预测中发现了同样的裂纹扩展速率变化趋势. 在文中的模拟计算中每条萌生的微裂纹提供了一个长度 da , 并借由 Tanaka-Mura 公式得到对应的疲劳寿命 dN , 通过这两个数据可以得到每条裂纹的扩展速率, 进而得到其与裂纹萌生数量的关系.

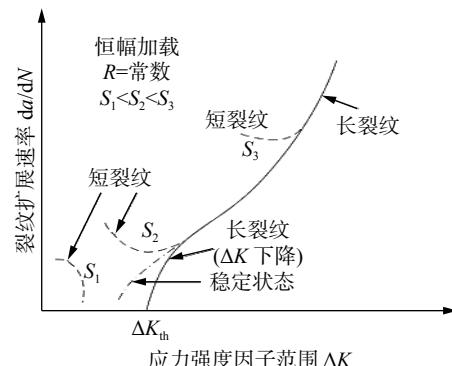


图 7 短裂纹与长裂纹扩展速率变化
Fig. 7 Change of crack growth rate of short crack and long crack

2.4 应力分析

晶体正交各向异性材料刚度矩阵各分量以及其它模拟所需参数见表 1 和表 2.

子模型的边界条件取自宏观裂纹对应位置的位移, 由于在子模型边界插值时会不可避免的产生误差, 为了计算的准确性与收敛性, 对边界附近的晶粒不作计算.

图 8 和图 9 分别显示了马氏体钢和钛合金电

表 1 正交各向异性弹性刚度矩阵各分量
Table 1 Components of orthotropic elastic stiffness matrix

材料	C_{11}/GPa	C_{22}/GPa	C_{33}/GPa	C_{12}/GPa	C_{13}/GPa	C_{23}/GPa	C_{44}/GPa	C_{55}/GPa	C_{66}/GPa
S960QL	233	233	233	135	135	135	118	118	118
Ti ₂ AlNb (HAZ)	164	164	164	70	70	70	47	47	47

表 2 模拟所需其它参数

Table 2 Other parameters required for simulation

材料	临界分剪应力 $K_{\text{crss}}/\text{MPa}$	单位面积断裂能 $W_s/(\text{kJ}\cdot\text{m}^{-2})$	泊松比 ν
S960QL	108	2	0.3
Ti ₂ AlNb 焊缝区	180	1.324	0.3
Ti ₂ AlNb 热影响区	133	2	0.3
Ti ₂ AlNb 母材区	170.06	2	0.3

子束接头各区域子模型加载后的剪切应力分布, 由剪切应力分布可知晶粒内部的剪切应力分布比较均匀, 单个晶粒内部剪切应力变化较小。钛合金焊接接头子模型中缺口处由于应力集中, 在缺口附近晶粒中满足裂纹萌生的条件。晶粒间剪切应力分布分明与否取决于晶粒各向异性参数的设置。2 倍的临界剪切应力分别在 ABAQUS 软件中设定临界值给出, 剪切应力大于 2 倍临界剪切应力绝对值的晶粒 (以灰色和黑色表示) 是潜在的微裂纹萌生位置。通过 python 脚本基于 Tanaka-Mura 公式依次计算每个灰色和黑色晶粒中滑移带的平均剪切应力, 得到每条裂纹的萌生寿命, 认为具有更小疲劳寿命的裂纹首先萌生, 并在该裂纹萌生位置插入裂纹。接下来用同样的方法重新计算有裂纹萌生后的应力分布得到满足裂纹萌生条件的晶粒位置, 计算下一条裂纹的萌生位置, 最后得到裂纹的萌生结果。

关于裂纹的产生, 使用了 ABAQUS 软件中的 seam 方法, 在计算确认裂纹萌生的位置定义了裂纹。

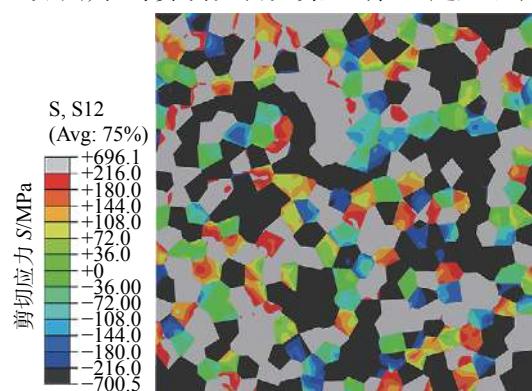


图 8 马氏体钢子模型的剪应力分布

Fig. 8 Shear stress distribution of sub-model of martensitic steel

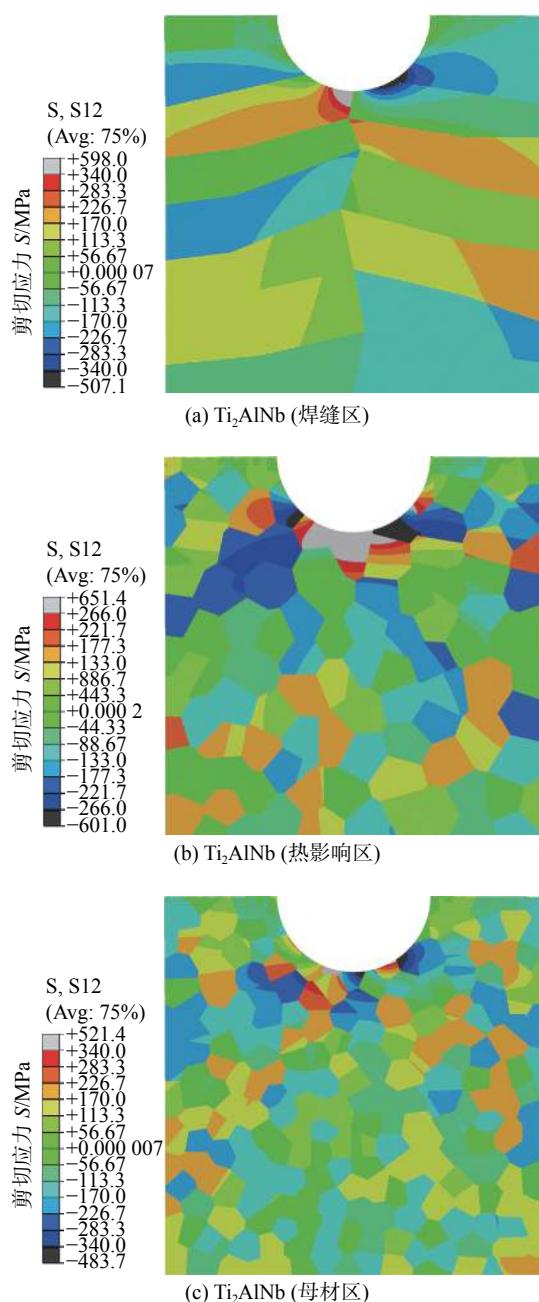


图 9 钛合金接头子模型的剪应力分布

Fig. 9 Shear stress distribution of sub-model of titanium alloy joint. (a) Ti₂AlNb (weld zone); (b) Ti₂AlNb (heat affected zone); (c) Ti₂AlNb (base metal zone)

3 结果分析

根据上述有限元计算模型, 对试样裂纹萌生过程进行了模拟, 裂纹萌生情况如图 10 和图 11 所示。

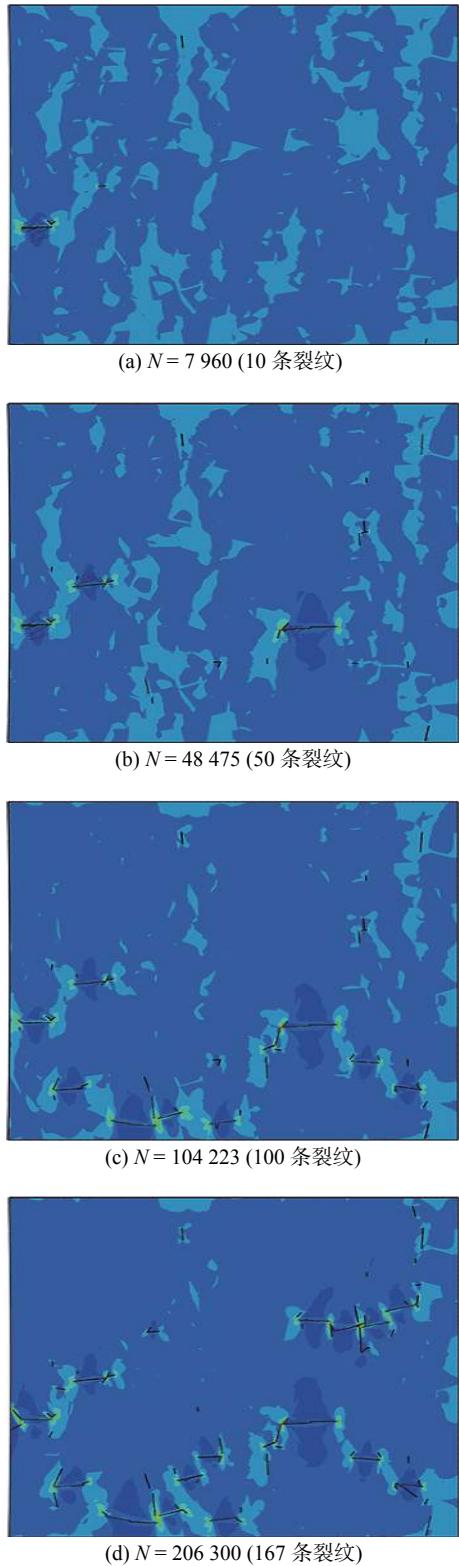


图 10 马氏体钢疲劳裂纹萌生模拟结果

Fig. 10 Simulation results of fatigue crack initiation of martensitic steel. (a) $N = 7960$ (10 cracks); (b) $N = 48475$ (50 cracks); (c) $N = 104223$ (100 cracks); (d) $N = 206300$ (167 cracks)

通过数值模拟结果可以看出,马氏体钢中裂纹起初弥散分布,在子模型中各个位置都有产生,随着裂纹的不断萌生,裂纹尖端产生应力集中,裂纹

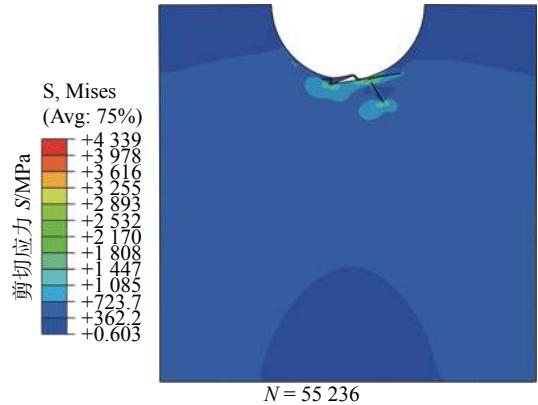


图 11 热影响区疲劳裂纹萌生模拟结果

Fig. 11 Simulation results of fatigue crack initiation in HAZ

由于应力集中逐渐联合形成主裂纹轮廓.

在钛合金焊接接头模型中,热影响区与母材区的裂纹主要集中在缺口附近,这是由于缺口产生的应力集中使得附近的晶粒中剪切应力分布更容易导致裂纹萌生.

图 12 显示了各个子模型计算结果中裂纹扩展速率与裂纹数量的关系,由于受到晶界等微观结构性质的影响,裂纹以波动不规律的速率扩展,但从整体分布上看扩展速率呈下降趋势. 其中马氏体钢萌生第 167 条裂纹之后的裂纹扩展速率基本趋于稳定,这与 Newman 等人在文献 [13] 中得到的结论类似,因此认为此时裂纹萌生阶段结束,接下来进入裂纹扩展阶段,剪切应力不再对裂纹萌生与联合起主导作用. 这时已经萌生的所有裂纹的寿命之和为预测得到的总的裂纹萌生寿命. 钛合金接头中热影响区与母材均是只萌生了几条裂纹后,裂纹萌生速率就有了明显下降,这与文献中原位疲劳试验观察到的裂纹生长 20 μm 左右裂纹萌生阶段结束一致.

模拟结果与试验值如表 3 所示,结果表明除了钛合金接头焊缝区柱状晶以外,其它模型模拟结果均与试验值吻合,误差在可接受的范围内. 而在焊缝区模型中的模拟结果与试验值之间存在较大误差. 有文献结果表明疲劳寿命受柱状晶取向的影响较大^[11],因此总结的原因是在 Ti_2AlNb 电子束焊接头焊缝区的晶粒主要为柱状晶,晶体尺寸较大且子模型中晶粒数目较少,因此随机取向的结果不具有一般性,只有用其它方法确定了柱状晶的取向后才能相对准确的应用模拟方法预测疲劳裂纹萌生寿命.

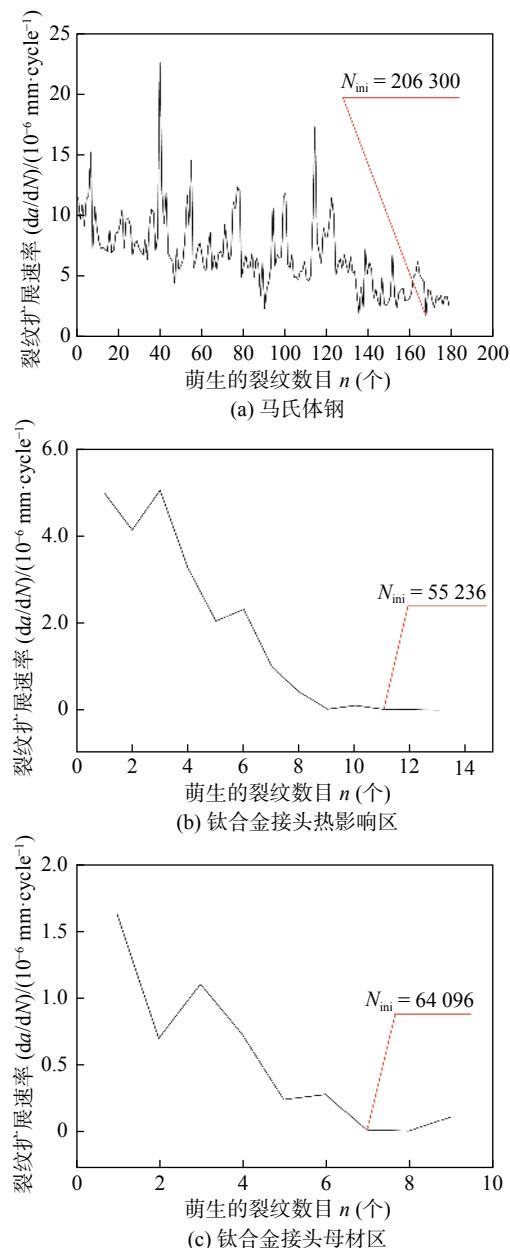


图 12 裂纹数目与扩展速率关系图

Fig. 12 Relationship between crack number and crack growth rate. (a) martensitic steel; (b) heat affected zone of titanium alloy joint; (c) base metal zone of titanium alloy joint

表 3 模拟结果与试验值对比

Table 3 Comparison between simulation results and experimental values

材料	试验值	预测值	误差
S960QL	216 000	206 300	4.49%
Ti ₂ AlNb (WELD)	48 002	10 394	78.35%
Ti ₂ AlNb (HAZ)	55 009	55 236	0.4%
Ti ₂ AlNb (BASE)	60 007	64 096	6.81%

4 结论

(1) 利用 Voronoi (泰森多边形) 法生成了代表晶体特性的晶体代表单元, 用以模拟晶粒中的裂纹萌生行为.

(2) 考虑了体心立方结构中穿过晶粒中心的相互垂直的两条滑移带以及与这两条滑移带相互平行的多条滑移带, 并对滑移带进行了分段处理.

(3) 通过从短裂纹阶段过渡到长裂纹阶段裂纹萌生速率明显降低的行为界定了裂纹萌生阶段与裂纹扩展阶段的分界, 给出了预测的裂纹萌生寿命.

参考文献

- [1] 白易立, 王东坡, 邓彩艳, 等. 超声冲击强度对焊接接头疲劳寿命的影响 [J]. 焊接学报, 2019, 40(12): 149 – 153.
Bai Yili, Wang Dongpo, Deng Caiyan, *et al.* Effect of ultrasonic impact strength on fatigue life of welded joint[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2019, 40(12): 149 – 153.
- [2] 邓彩艳, 牛亚如, 龚宝明, 等. 承载超声冲击下焊接接头疲劳性能的改善 [J]. 焊接学报, 2017, 38(7): 72 – 76.
Deng Caiyan, Niu Yaru, Gong Baoming, *et al.* Improvement of fatigue properties of welded joints under ultrasonic impact loading[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2017, 38(7): 72 – 76.
- [3] Shibanuma K, Ueda K, Ito H, *et al.* Model for predicting fatigue life and limit of steels based on micromechanics of small crack growth[J]. Materials & Design, 2018, 139: 269 – 282.
- [4] Tanaka K, Mura T. A dislocation model for fatigue crack initiation[J]. Journal of Applied Mechanics, 1981, 48(1): 97 – 103.
- [5] Brückner-Foit A, Huang X. Numerical simulation of micro-crack initiation of martensitic steel under fatigue loading[J]. International Journal of Fatigue, 2006, 28(9): 963 – 971.
- [6] Jezernik N, Kramberger J, Lassen T, *et al.* Numerical modelling of fatigue crack initiation and growth of martensitic steels[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2010, 33(11): 714 – 723.
- [7] Mlikota M, Schmauder S, Božić Ž. Calculation of the Wöhler (SN) curve using a two-scale model[J]. International Journal of Fatigue, 2018, 114: 289 – 297.
- [8] Mlikota M, Staib S, Schmauder S, *et al.* Numerical determination of Paris law constants for carbon steel using a two-scale model[C]//Journal of Physics: Conference Series. IOP Publishing, 2017, 843(1): 012042.
- [9] 殷良伟. Ti₂AlNb 焊接接头微区高温本构关系及疲劳裂纹萌生行为 [D]. 上海: 上海交通大学, 2017.

- 生模型研究 [D]. 南京: 南京航空航天大学, 2018.
- Yin Liangwei. Research on constitutive relationship and fatigue crack initiation of Ti2AlNb alloy welded joints at elevated temperature[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2018.
- [10] 刘亚波. 45 钢疲劳裂纹萌生与扩展的数值模拟 [D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2014.
- Liu Yabo. Numerical simulation of metal component's fatigue crack initiation and propagation[D]. Qin Huangdao: Yanshan University, 2000.
- [11] 陈小进. TC4-DT 钛合金电子束焊接接头裂纹萌生数值模拟及试验研究 [D]. 南京: 南京航空航天大学, 2017.
- Chen Xiaojin. Simulation and in-situ test of TC4-DT alloy electron beam welded joints fatigue micro-crack initiation[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2017.
- Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2017.
- [12] Vinogradov A, Hashimoto S, Miura S. Crack initiation and propagation in $\langle 110 \rangle$ oriented copper single crystals under cyclic deformation[J]. Acta Metall. Mater, 1995, 43: 675 – 680.
- [13] Newman Jr J C, Phillips E P, Swain M H. Fatigue-life prediction methodology using small-crack theory[J]. International Journal of Fatigue, 1999, 21(2): 109 – 119.

第一作者: 邓彩艳, 博士, 教授, 博士研究生导师; 主要从事焊接结构断裂、疲劳及延寿技术、焊接结构完整性的研究; Email: dengcy@tju.edu.cn.

通信作者: 龚宝明, 副教授. Email: gongbm@tju.edu.cn.

(编辑: 杨婉春)

[上接第 29 页]

- [18] Ussing T, Petersen L V, Nielsen C B, et al. Micro laser welding of polymer microstructures using low power laser diodes[J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2007, 33(1-2): 198 – 205.
- [19] Ghorbel E. A viscoplastic constitutive model for polymeric materials[J]. International Journal of Plasticity, 2008, 24(11): 2032 – 2058.

第一作者: 王传洋, 博士, 教授, 博士研究生导师; 主要从事先进制造技术理论及装备设计、高分子材料加工方法及关键技术等方面的研究; Email: cywang@suda.edu.cn.

(编辑: 胡广旭)