

南京航空航天大学

硕士学位论文

TC21钛合金 β 锻造组织的损伤容限性能分析研究

姓名：朱丽英

申请学位级别：硕士

专业：材料加工工程

指导教师：陈明和

20090101

摘 要

TC21 合金是一种具有高强、高韧、损伤容限型两相 ($\alpha+\beta$) 新型钛合金, 其具有优异的损伤容限性能, 热变形是其主要的加工方式之一。不同的热变形工艺参数, 得到不同形态的微观组织, 其相应的机械性能也随之变化, 因此, 进行微观组织对损伤容限性能影响规律的研究, 具有实际的工程应用意义。本文针对 β 锻造 TC21 合金微观组织与损伤容限性能之间关系进行了相关研究, 主要工作如下:

首先, 在分析和研究了传统的损伤容限性能的研究方法的基础上, 本文采用裂纹扩展断裂分析专用有限元软件 FRANC2D/L, 参照其宏观裂纹扩展的模式, 模拟 β 锻造 TC21 合金微观组织的裂纹扩展过程。

其次, 利用该软件建立 β 锻造 TC21 钛合金网篮组织的不同片层厚度的晶粒模型, 从微观的角度对疲劳裂纹的扩展过程进行模拟, 分析在该过程中表征损伤容限性能的重要指标: 微裂纹扩展速率 da/dN 、裂纹扩展门槛值 ΔK_{th} 、断裂韧性 K_{IC} 之间的关系。结果表明: 相同实验条件下, 随着晶粒尺寸 d 的增大, ΔK_{th} 变大, da/dN 变快; 采用分段模拟的方法得到疲劳裂纹扩展速率曲线, 与实验结果进行对比, 并进行误差和相关系数分析, 吻合性较好。

此外, 对于 β 锻造 TC21 合金的复杂形状零件有可能进行后续的超塑成形加工, 因此有必要研究该合金超塑成形的微观组织对损伤容限性能的影响。建立 β 锻造 TC21 合金不同温度下超塑性拉伸试样的晶粒模型、模拟扩展过程、分析其晶粒片层厚度对损伤容限性能的影响: 随着温度的升高, 晶粒发生聚集再结晶长大, da/dN 随着片层尺寸的长大而升高, ΔK_{th} 亦变大; 并分析了网篮组织片层结构的断裂韧性较高的原因。同时, 将模拟结果与实验结果进行对比, 有一些出入, 相关系数 r 逐渐降低, 因为实验结果是在非超塑变形的条件下获得。

通过上述的工作, 得到如下结论:

(1) 模拟过程实现了微裂纹在各个扩展阶段的形状及扩展路径的变化, 模拟结果与实验结果相吻合, 该方法可行;

(2) 在相同的模拟条件下, 片层厚度在 $[1.18 \sim 2.08] \mu m$ 之间增大, 裂纹扩展门槛值 ΔK_{th} 及裂纹扩展速率 da/dN 均变大, 损伤容限性能下降;

(3) 随着超塑性温度的升高, β 锻造 TC21 合金的裂纹扩展速率 da/dN 变快, 损伤容限性能逐渐变差; 当温度升高到 $850^\circ C$ 以上, 显微组织明显粗化, 试样与原材料片层厚度之比大于 3.26 时, 微裂纹快速扩展、迅速长大至到临界尺寸, 试样断裂。

关键词: 钛合金, 损伤容限性能, 断裂韧性, 裂纹扩展速率, 裂纹扩展门槛值, 超塑性

ABSTRACT

TC21 titanium alloy is a high-strength, high toughness, and damage tolerance ($\alpha + \beta$) two-phase titanium alloys. It has excellent damage tolerance properties, and the hot deformation is one of the main processing. The different parameter of the hot deformation obtains the different microstructure, and at the same time, its mechanical properties change accordingly. So, the research of the effects of the microstructure for TC21 titanium alloy on damage tolerance performance has the practical application of engineering significance. Based on the above reasons, this paper investigated the relationship of damage tolerance performance and microstructure of β forging TC21 titanium alloy. The main contents are as follows:

Firstly, based on the analysis and study of the traditional methods about damage tolerance performance, special software Franc2D/L is introduced into this paper to model fatigue microcrack growth process of β forging TC21 titanium alloy according to Franc2D/L macroscopical mode.

Secondly, the grain model of different dimension basketweave microstructure for β forging TC21 titanium alloy were built to model and analyze the relation ship of fracture toughness, crack growth rate and crack growth threshold. The results show that crack growth threshold ΔK_{th} would increase and crack growth rate da/dN would become faster with the grain size enlargement under the same experimental conditions. Fatigue crack growth rate curve was obtained by multi-section simulation, error analysis and correlation coefficient analysis were performed. Compared with experiment result, their anastomosis was good.

Lastly, it is necessary for β forging TC21 titanium alloy to research the effects of the superplastic microstructure on damage tolerance performance because the following superplasticity forming processing maybe performed for complex shape parts. The grain models of basketweave microstructure for different temperature TC21 superplasticity tensile samples were built to model and analyze the effects of different dimension on damage tolerance performance. The results show that crack growth threshold ΔK_{th} and crack growth rate da/dN would become faster with the temperature hoist, while, intensive collective recrystallization happens obviously and many grains grow up into plate at deformed area of sample. As well as , Compared with experiment result, their anastomosis was not good, correlation coefficient declined, because the experiment wasn't performed in superplasticity condition.

The conclusion can be obtained afer finishing the above work.:

(1) Shape change and path of microcrack in various propagation stages during the simulation

process can be observed lively. Simulation and experimental results coincide, the method is feasible.

(2) In the same simulation conditions, crack growth threshold ΔK_{th} would increase and crack growth rate da/dN would become faster with the grain size enlargement between 1.18 and 2.08 μm , so its damage tolerance performance degrade.

(3) Crack growth threshold ΔK_{th} and crack growth rate da/dN would become faster with the temperature hoist for β forging TC21 titanium alloy, so its damage tolerance became bad; When the temperature rose above 850 $^{\circ}C$, the microstructure were coarsened obviously and specimen microstructure were more than 3.26 times the thickness of raw materials. Then the microcracks rapidly expanded and quickly grew to critical size, the specimen fracture.

Keywords: titanium alloy, damage tolerance performance, fracture toughness, crack growth rate, crack growth threshold, superplasticity,

图 清 单

图 1.2 不同锻造工艺条件下钛合金的典型显微组织	4
图 2.1 损伤容限设计概念	9
图 2.2 裂纹问题的三种基本类型	11
图 2.3 典型疲劳宏观断口	14
图 2.4 疲劳裂纹成因的凹进 - 凸起模式	14
图 2.5 夹杂物边界疲劳裂纹萌生示意图	15
图 2.6 疲劳裂纹扩展三个阶段的示意图	16
图 2.7 疲劳裂纹扩展的第 I 阶段	17
图 2.8 疲劳裂纹扩展的两个阶段	17
图 3.1 拉伸试验加热电炉	20
图 3.2 拉伸试验装置示意图	20
图 3.3 TC21 超塑性拉伸试样	20
图 3.4 TC21 合金原材料的能谱照片	21
图 3.5 拉伸速度突变法（增速法）的载荷与位移曲线	22
图 3.6 750℃时 TC21 拉伸速度突变法的载荷与位移曲线	23
图 3.7 800℃时 TC21 拉伸速度突变法的载荷与位移曲线	23
图 3.8 820℃时 TC21 拉伸速度突变法的载荷与位移曲线	23
图 3.9 850℃时 TC21 拉伸速度突变法的载荷与位移曲线	24
图 3.10 初始应变速率及温度对 m 值的影响	25
图 3.11 真实 $\sigma - \varepsilon$ 曲线	26
图 3.12 拉伸温度对延伸率 δ 的影响	27
图 3.13 拉伸温度对流动应力的影响	27
图 3.14 试样 820℃超塑性拉伸后的实物照片	27
图 3.15 880℃~900℃拉伸后的实物照片	28
图 3.16 原始材料的微观组织(500X)	29
图 3.17 试样经 750℃拉伸后的微观组织 (500X)	29
图 3.18 试样经 800℃拉伸后的微观组织 (200X)	29
图 3.19 试样经 820℃拉伸后的微观组织(500X)	30
图 3.20 试样经 850℃拉伸后的微观组织(500X)	30

图 3.21 试样经 880℃拉伸后的微观组织 (500X)	31
图 3.22 试样经 900℃拉伸后的微观组织 (500X)	31
图 3.23 不同初始应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 拉伸的真实 $\sigma - \varepsilon$ 曲线	32
图 3.24 应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 对其敏感指数 m 的影响	32
图 3.25 应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 对延伸率 δ 的影响	33
图 3.26 应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 对流动应力的影响	33
图 3.27 不同的初始应变速率拉伸后的微观组织 (500X)	34
图 3.28 空洞聚集形成韧窝而断裂的示意图	36
图 3.29 断口的宏观形貌	38
图 3.30 820℃初始应变速率 $\dot{\varepsilon} = 5.3 \times 10^{-4}/s$ 拉伸后断口形貌	39
图 3.31 820℃初始应变速率 $\dot{\varepsilon} = 6.6 \times 10^{-4}/s$ 拉伸后断口形貌	40
图 4.1 裂纹示意图	43
图 4.2 二维模型裂尖奇异单元	43
图 4.3 疲劳裂纹扩展速率的帕里斯准则	44
图 4.4 FRANC2D/L 的模拟分析过程	45
图 4.5 TC21 合金 β 锻造网篮组织晶界图	46
图 4.6 多晶体晶粒模型	46
图 4.7 初始有限元网格	47
图 4.8 加载后的非线性分析结果	48
图 4.9 预置初始裂纹	49
图 4.10 σ_x 应力云图	50
图 4.11 σ_y 应力云图	50
图 4.12 σ_{xy} 应力云图	51
图 4.13 σ_1 应力云图	51
图 4.14 σ_2 应力云图	51
图 4.15 $\tau_{\max}$ 应力云图	52
图 4.16 自动扩展后的裂纹	52
图 4.17 裂纹自动扩展完成提示	52
图 4.18 裂纹自动扩展后的 σ_x 应力云图	53
图 4.19 裂纹自动扩展后的 σ_y 应力云图	53
图 4.20 裂纹自动扩展后的 σ_{xy} 应力云图	53
图 4.21 σ_1 应力云图	54
图 4.22 σ_2 应力云图	54

图 4.23 $\tau_{\max}$ 应力云图	54
图 4.24 γ 方向位移分布图	55
图 4.25 裂纹自动至晶界	56
图 4.26 裂纹自动扩展完成提示	56
图 4.27 裂纹标准方式扩展	57
图 4.28 裂纹扩展过程中裂尖的应力强度因子 K_I 与裂纹长度关系	58
图 4.29 裂纹扩展过程中裂尖的应力强度因子 K_{II} 与裂纹长度关系	58
图 4.30 应力强度因子 K_I 、 K_{II} 与断裂韧性 K_{IC} 之间的关系	59
图 4.31 计算机模拟晶内疲劳裂纹扩展曲线	59
图 4.32 裂纹扩展过程中裂尖的扩展角与裂纹长度关系	59
图 4.33 疲劳裂纹扩展速率曲线	60
图 4.34 疲劳裂纹扩展模拟结果与实验结果对比	61
图 4.35 疲劳裂纹扩展速率曲线	62
图 4.36 TC21 合金 β 锻造网篮组织图片	63
图 4.37 TC21 合金疲劳裂纹扩展速率实验与模拟结果	64
图 4.37 疲劳裂纹扩展速率曲线	65

表 清 单

表 3.1 TC21 合金原材料的化学成分含量	21
表 3.2 750°C 下速度突变法测得的 M 值	24
表 3.3 800°C 下速度突变法测得的 M 值	24
表 3.4 820°C 下速度突变法测得的 M 值	24
表 3.5 850°C 下速度突变法测得的 M 值	24
表 3.6 不同拉伸温度下试样的延伸率 δ 及流动应力	26
表 3.7 等温不等应变速率 $\dot{\epsilon}$ 拉伸试样的延伸率和流动应力	32
表 4.1 材料参数	47
表 4.2 TC21 合金力学性能	47
表 4.3 左下角裂尖点的参数	60
表 4.4 钛合金裂纹扩展速率实验值与模拟值比较及相对误差	61
表 4.5 TC21 钛合金网篮组织参数	63

承诺书

本人郑重声明：所呈交的学位论文，是本人在导师指导下，独立进行研究工作所取得的成果。尽我所知，除文中已经注明引用的内容外，本学位论文的研究成果不包含任何他人享有著作权的内容。对本论文所涉及的研究工作做出贡献的其他个人和集体，均已在文中以明确方式标明。

本人授权南京航空航天大学可以有权保留送交论文的复印件，允许论文被查阅和借阅，可以将学位论文的全部或部分内容编入有关数据库进行检索，可以采用影印、缩印或其他复制手段保存论文。

作者签名：_____

日 期：_____

第一章 绪论

1.1 引言

钛是 20 世纪发展起来的一种重要的金属材料,钛合金因具有比强度高、耐腐蚀性好、耐热性高等特点而在相对较短的时间内得到迅速发展,被广泛用于航空、航天、石油、化工、冶金、电力、船舶及医疗器械等许多领域,被誉为“现代金属”、“第三金属”、“战略金属”^[1-4]。许多国家相继对其进行研究开发,并得到实际应用。航空机体用的结构钛合金是从 20 世纪 50~60 年代开始发展的,在航空工业方面,主要应用于制造航空发动机中要求强度高与耐热性好的重要零部件和飞机机体结构件,尤其适用于大马赫数飞行的飞机。据统计,钛在航空领域的用量占其总用量的 50%。随着航空航天事业的迅速发展,对飞行器结构材料的需求更为突出地集中于轻质、高强高韧、高模量和高损伤容限方向。飞行器结构材料比重减少、可以提高飞机推重比,增加飞行距离和减少燃料费用,而采用比强度高、综合性能好的($\alpha + \beta$)型两相钛合金,是飞机结构件减轻重量的一个重要方法,其重量可以减轻 10%或更多。钛合金在飞机和发动中的使用量是衡量其先进性的重要指标,第三代战斗机 F-15 钛合金用量占 27%,而第四代战斗机 F-22 钛合金的用量已高达 41%。其中,特大型钛合金整体锻件已广泛用于机翼和后机身;而美国先进的 V2500 发动机钛合金用量也达到 30%左右^[5]。我国航空用钛量与国外相差悬殊,进一步提高用量并赶上国际先进水平是目前我国钛合金应用研究的主要目标之一。

随着航天飞行器的快速发展,新型钛合金也不断涌出。其中,损伤容限设计准则的提出大大推动了高断裂韧性、低扩展裂纹的高损伤容限型钛合金的发展,像 Ti-6-22-22S 合金因 F-22 战斗机选材需要,又备受关注,美国、日本和欧洲一些国家相继对其开展研究,以寻求其最佳综合性能^[6]。

目前损伤容限型的钛合金 Ti-6Al-4V (β -ELI),属于 900MPa 强度级别的高损伤容限型钛合金;Ti-6-22-22S (Ti-6Al-2Sn-2Zr-2Mo-2Cr-0.2Si) 和 TC11DT 等,属于 1000MPa 强度级别的损伤容限型钛合金。

1.2 高强高韧损伤容限型 TC21 钛合金

钛合金 TC21 是我国西北有色金属研究院在国家项目支持下,根据飞机结构用材需求,按照损伤容限原则设计的一种高强(强度高于 1100Mpa)、高韧(K_{IC} 达 $70 \sim 90 \text{Mpa} \cdot \text{m}^{1/2}$)、高损伤容限(较低的裂纹扩展速率 da/dN)、可焊的、具有中国知识产权的新型 α - β 两相钛合金^[7]。其名义成分为 Ti-6Al-2Zr-2Sn-3Mo-1Cr-2Nb-0.1Si,相转变点 T_β 为 $950 \pm 5^\circ\text{C}$ ^[7],与美国的

Ti-6-22-22S 合金相当或更好。TC21 合金的力学性能和成型性表明该合金具有下列优点：TC21 合金能够在固溶处理后再进行时效处理，获得的强度要比退火态的强度高。试验结果证明，合金经固溶处理的成型性要比退火态的成型性好，这就使该合金成为飞机结构件的最佳选用材料，因为它可以在固溶处理态下成型，然后再进行时效处理，从而获得最大的强度。经过这种处理，该合金的拉伸强度要高于 TC4 合金。飞机工业的一个很重要的问题就是成本和复杂钛部件的加工问题，然而，TC21 合金却十分容易成型，良好的强度、塑性、断裂韧性、裂纹扩展速率的匹配使得 TC21 钛合金成为一种非常有应用前景的新型结构钛合金^[8]。

目前该合金的应用形式主要是棒材、锻件和板料。由于钛合金的比强度高、工艺性能差、切削加工困难，所以对于此类钛合金零件，通常需要采用诸如锻造之类的高温热塑性变形的工艺方法对其进行塑性变形加工。

1.3 钛合金锻造工艺与 TC21 合金微观组织及性能

1.3.1 锻造工艺与钛合金微观组织

合金的性能是由合金的组织形态所决定的，不同的组织形态对应不同的力学性能，合金的组织形态取决于合金的化学成分、锻造工艺和热处理制度。

钛合金的锻造工艺就其锻造温度与 $\alpha+\beta/\beta$ 转变温度的关系，分为常规锻造与高温锻造。 $\alpha+\beta$ 锻造属于常规锻造技术，它是在相变点以下 $40^{\circ}\text{C}\sim 50^{\circ}\text{C}$ 加热变形，或在相变点以上加热变形的锻造。近几年，钛合金锻造技术得到了新发展，出现了大量关于 β 锻造、近 β 锻造、准 β 锻造工艺的研究和应用。由于 β 锻造工艺能提高模锻温度、改善变形条件、降低变形抗力、提高锻造工艺塑性，是先进的钛合金锻造工艺之一。其优点为：在不影响强度的情况下，提高光滑试样和缺口试样的 K_{IC} 、持久强度、耐蚀性、轴向高频应力疲劳强度极限，降低 da/dN 和提高热强性能等，但是应仔细控制其工艺过程，避免塑性指标下降。 β 锻造比常规的 $\alpha+\beta$ 锻造变形必需的单位变形力平均降低 $10\%\sim 35\%$ ；冲击变形时的能量相应降低 $10\%\sim 40\%$ 。本课题所使用的材料 TC21 合金正是采用 β 锻造工艺加工而成的。

因此，在两相钛合金的变形过程中，采用不同的锻造工艺和热处理制度，会使钛合金显现出各种各样的组织形态，这些组织的形状、大小、结构以及性能也各不相同。钛合金的显微组织一般可分为 4 类，即魏氏组织、网篮组织、双态组织和等轴组织。

(1) 魏氏组织

如图 1.2 (a) 所示，其特点是原始 β 晶粒清晰完整，晶界 α 相非常明显，晶内 α 相呈现粗大片状有规则排列，当合金的加热和变形都在 β 相区进行时形成这种显微组织^[9]。这类组织的断裂韧性、持久、蠕变强度最好，但塑性、疲劳强度、抗缺口敏感性、热稳定性、抗热盐应力

腐蚀性很差。其性能随 α 片领域的大小和晶界 α 的厚度而异, α 片领域变小, 晶界 α 变薄, 综合性能好转。一般称其为过热组织, 在生产上应尽力避免。一旦出现此类组织, 难以用热处理的方法纠正, 即所谓钛合金的遗传性, 只有通过 $\alpha+\beta$ 两相区足够大的变形, 方可纠正。然而, 已有研究工作表明: 通过热处理的方法将魏氏组织改变为网篮组织或等轴组织还是有可能的。

(2) 网篮组织

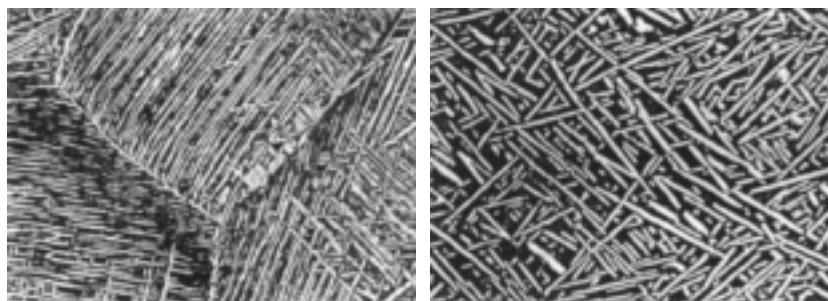
如图 1.2 (b) 所示, 其特点是原始 β 晶粒边界不同程度的被破碎, 晶界 α 相已经不明显, 晶内 α 相变短变粗, 在原始 β 晶粒轮廓内出现高度扭曲和类似网篮的片状组织。当合金在 β 相区加热或开始变形, 在 $\alpha+\beta$ 相区的变形量不够大时形成这种显微组织。细小的网篮组织不仅有较好的塑性、冲击韧性、断裂韧性和高周疲劳强度, 还具有较好的热强性。同等轴组织相比, 网篮组织在热强性方面有无可争议的优越性, 对于长期在高温和拉应力下工作的零件, 最好采用网篮组织。

(3) 双态组织

如图 1.2 (c) 所示, 其特点是在转变 β 组织的基体上分布着一定数量的等轴初生 α 相, 但总含量不超过 50%, 转变 β 实际上是次生片状 α 相和保留 β 相的混合体, 当合金在 $\alpha+\beta$ 区较高温度加热和变形时形成这种组织。

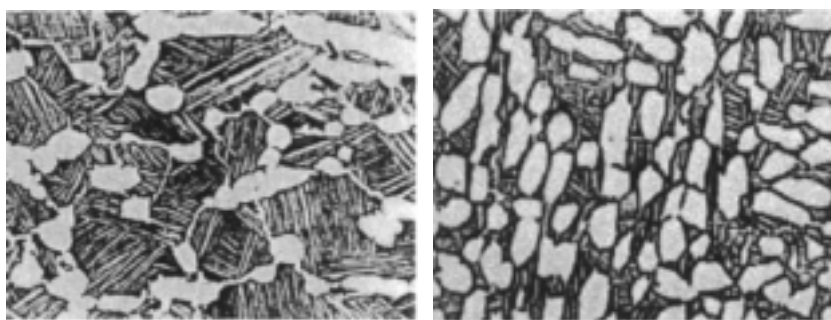
(4) 等轴组织

如图 1.2 (d) 所示, 其特点是在均匀分布的含量超过 50% 的初生 α 基体上, 分布着一定数量的转变 β 相组织, 当合金在低于相变点 $30\sim 50^{\circ}\text{C}$ 下加热和变形时形成这种微观组织。同其他组织相比, 这类组织的塑性、疲劳强度、抗缺口敏感性和热稳定性最好, 但断裂韧性、持久、蠕变强度差一些。由于这类组织有较好的综合性能, 目前采用最广泛。这类组织随等轴 α 相和转变 β 相的比例、形貌、尺寸而异^[9]。等轴 α 相对裂纹扩散有阻碍作用, 合金的塑性、疲劳强度与等轴 α 相的数量、尺寸有很大关系。然而, 等轴 α 相本身的性能对热处理是不敏感的, 在不同的热处理条件下, 其显微硬度基本不变。热处理主要是改变等轴 α 相的数量及转变 β 相的形貌, 可在不降低合金塑性的情况下, 提高其强度。



(a) 魏氏组织

(b) 网篮组织



(c) 双态组织

(d) 等轴组织

图 1.2 不同锻造工艺条件下钛合金的典型显微组织

魏氏组织具有良好的高温蠕变性能，但具有最差的塑性、热稳定性和疲劳性能；网篮组织和双态组织具有良好的综合力学性能，与双态组织相比，网篮组织具有更好的蠕变性能、断裂韧性和疲劳裂纹扩展性能，但疲劳性能和热稳定性要差一些；等轴组织具有最好的塑性和热稳定性，但蠕变性能也最低。

钛合金的力学性能不仅受组织类型（球状或片状）及混合组织中各相比例的影响，还取决于组织中与各相的形状和尺寸有关的一系列因素。使球状组织和片状组织的比例最佳化，才可能获得所需的力学性能，其片状组织的最佳参数是：尽可能小的晶粒，尺寸 $30\sim 50\text{ }\mu\text{m}$ 的 α 束域，厚度为 $2.5\sim 3.5\text{ }\mu\text{m}$ 的 α 片层^[10]。

1.3.2 TC21 合金网篮组织与损伤容限性能

在航空工业中，依据损伤容限标准进行失效-安全设计具有重要的意义，因为只有掌握了材料损伤与临界条件之间的关系，才能准确地估计零件的疲劳寿命。从断裂力学的角度讲，具有损伤容限型特征的材料应该具备三个条件：一、具有高的断裂韧性 K_{IC} ；二、具有较低的裂纹扩展速率 da/dN ；三、具有较高的裂纹扩展门槛值 ΔK_{th} 。为了正确地表征、评价和应用此类材料，必须系统地测定其损伤容限性能，为结构的损伤容限设计提供参考依据。同时，还应该从宏、微观结合的角度分析能够提高材料损伤容限性能的主要因素和参数，这对提高材料的损伤容限性能具有重要意义^[15,16]。

众多的研究表明^[7,17,18,19]，TC21 钛合金通过一定的热处理制度得到的网篮组织比其他组织形态具有更好的强度、塑性、韧性和裂纹扩展速率匹配。其断裂韧性、裂纹扩展抗力、热稳定性在不低于 TC4 合金的条件下，强度比 TC4 合金高一个数量级，与美国的 Ti-6-22-22S 合金相当。但是这些研究基本上都是定性的说明和解释，而定量的描述 TC21 微观组织，尤其是网篮组织的参数对损伤容限性能影响的研究却很少见。

网篮组织中主要的组织参数有：条状 α 相宽度、 α 相长度， α 束域（片晶团）宽度、 α 束域（片

晶团)长度及 β 晶粒尺寸。近几十年来,国内外一些研究工作者已将损伤容限技术从长裂纹拓展到微观短裂纹的范畴,由于工程构件的大部分疲劳寿命消耗在微观小裂纹扩展阶段,因此研究微观小裂纹行为对于结构的耐久性与损伤容限设计具有很重要的意义。如何建立微观网篮组织参数与主要损伤性能指标:断裂韧性、裂纹扩展速率及裂纹扩展门槛值之间的关系,在材料研制及具体生产中是一迫切需要解决的问题。

1.3.3 微观组织对损伤容限性能影响的研究方法

钛合金一般在高温下成形,当加热温度达到一定值以后, $\alpha+\beta$ 型两相钛合金 TC21 优异的超塑性能就表现出来了,因此它可以成形复杂形状的精密零件。在成形过程中,金属的微观组织除了发生长大以外,还将发生动态和静态再结晶,产生新的晶粒,最终得到的微观组织形态对损伤容限性能的影响值得进一步研究。但是,其传统的实验方法需要花费大量的财力、物力,且实验周期长,对于具体零件而言不可能采用破坏的方法来探究其微裂纹扩展情况;又由于理论分析一直难有实质性的进展,数值模拟应运而生。数值模拟材料破坏或裂纹扩展的研究已成为当今该领域的研究热点之一。本课题正是采用数值模拟的方法探究超塑拉伸变形后材料的微观组织对损伤容限性能的影响,为改进材料的加工工艺进而提高其损伤容限性能提供依据。

1.4 国内外研究的技术现状

目前短裂纹的分析方法大体上可分为两类,数学模型和物理模型。典型的数学模型:Brown Hobson 模型和Navarro Rios 模型,以及对短裂纹扩展数据建立复杂灵活的统计模型,如马尔科夫链模型、微裂纹数密度分布函数、微裂纹长大的随机方程和微裂纹的概率密度函数等。数学模型虽然计算精度较高,可是相对应用范围有限而且晦涩难懂。实际上裂纹的萌生发展是一个复杂的随机过程,很难用语言或是数学表达式来准确详尽地描述。而短裂纹的物理模拟就是将物理损伤过程与随机裂纹模式相关联,通常是从材料的细观结构出发,通过引入细观层次背景,如晶体组织结构、原子簇等来进行裂纹的模拟分析,如多裂纹的蒙特卡洛模拟、分形法等。Suh 等人通过蒙特卡洛法模拟裂纹群体萌生、发展的过程,给出了材料疲劳寿命的预测,预测的结果与试验符合得很好。但是,Suh 等人没有考虑裂纹处于短裂纹时期的行为特殊性,而是用成核的方法避开了这一问题。短裂纹的群体行为对材料疲劳寿命有很大影响。孙道恒等考虑了裂纹形核、扩展、合并以及晶界的作用等因素,对光滑圆试样表面疲劳裂纹的演化进行模拟。从结果可以看出,在首次萌生裂纹后的初始阶段,微裂纹在空间呈弥散分布,裂纹大小为晶粒尺度,几乎无连接现象。随着疲劳周次的增加,一方面裂纹数目增加,另一方面裂纹跨越晶界扩展,速率增加,在某些局部区域出现不同程度的裂纹连接,形成局部较长裂纹。演化过程继续进行,虽然出现更多的局域连接,但系统仍处于整体稳定状态。之后,相距较近的局部较长裂

纹之间或与其他裂纹发生串级连接,形成贯通裂纹,这与实验结果是一致的。

从现有的蒙特卡洛法来看,孙道恒考虑到了裂纹产生的随机性、生长速率的随机性,但在合体随机性上不完善。从实验结果观察来看,多裂纹演化过程的随机性是裂纹产生的随机性、生长速率的随机性、合体的随机性叠加作用的结果。有人基于Monte Carlo方法,对短裂纹的群体萌生、扩展、干涉的物理过程进行可视化再现。细观短裂纹阶段的生长随机性主要表现在裂纹产生的随机性、生长速率的随机性、干涉的随机性和生长方向的随机性,将这些随机信息并行考虑并且有机组合各个阶段的数学或物理模型,通过计算机再现细观短裂纹的群体演化过程。同时很好地解释裂纹数密度分布现象和有主导有效短裂纹的不定性问题。

最近,Ortiz 等人用cohen sive model (内聚模型)模拟了疲劳裂纹扩展,有人用累积等效塑性应变作为控制裂纹扩展参数的方法,并在此基础上编制了一个弹塑性有限元程序,用以研究和模拟弹塑性疲劳裂纹扩展以及“超载迟滞”等机理。

目前,国内材料界已经自主开发出了“细观应立场强度因子K”各向异性行为的计算机模拟程序CIKA (computer Imitation of K Anisotropy)。该软件在金属材料的微观组织结构模拟、微裂纹前缘各向异性应力场强度因子K值的计算,以及评估微裂纹前缘应力场强度因子K的各向异性对微裂纹开裂行为的影响等方面,积累了大量的经验与数据。有人在研究过程中利用CIKA软件的计算结果所提供的相关数据信息,重构了多晶体材料的二维晶粒结构,并在此基础上实现了对金属多晶体材料的材料结构弱点、平面微裂纹各阶段的形貌特征以及平面微裂纹开裂过程的可视化模拟与表征。

考虑短裂纹扩展的分散性,有人通过旋弯疲劳钢正火处理后组织结构疲劳试验,对两级加载条件下正火35钢缺口试样多条疲劳短裂纹扩展的平均行为与分散特性进行统计分析与研究,并试图以此来解释疲劳累积损伤的物理机制。

国内学者赵永庆教授,开展了TC21研究合金光滑和缺口试样的315°C高周疲劳实验并对疲劳缺口进行详细观察,发现光滑和缺口试样的疲劳强度比值随循环寿命降低而降低;光滑试样的失稳疲劳裂纹长度随循环应力升高而降低,瞬断区所承受的断裂应力随循环应力升高而降低;这说明裂纹失稳决定试样的断裂,缺口试样断口有多个裂纹源,以缺口试样名义应力乘以应力集中因子与光滑试样的应力相等作为比较时,缺口试样主裂纹长度大于光滑试样的裂纹长度,缺口试样的裂纹扩展寿命更长。

朱知寿教授研究了典型的损伤容限型钛合金 Ti-6Al-4V ELI (TC4-DT) 的断裂韧性 K_{IC} 、疲劳裂纹扩展速率 da/dN 以及疲劳门槛值 ΔK_{th} 等损伤容限性能与微观组织的关系,讨论了不同应力比(R 值)条件下片状组织与双态组织的疲劳裂纹扩展特性,并与 Ti-6Al-4V (TC4) 钛合金进行了比较分析。研究结果为高损伤容限型钛合金的微观组织设计和探讨微观组织对损伤容限性能的影响机理奠定了基础。

1.5 题的意义和主要研究内容

1.5.1 选题的意义

TC21 合金是我国自行研制的一种新型高强高韧两相钛合金,其各种力学性能稳定,具有良好的强度、塑性、断裂韧性、裂纹扩展速率的匹配,是一种非常有应用前景的高强高韧损伤容限型结构钛合金。为了适应航空航天业对高强韧钛合金日益迫切的需求,必须加速进行 TC21 钛合金的工程化应用研究。工程实际中发生的疲劳断裂破坏占全部力学破坏的 50%~90%,是机械构件失效最常见的形式。由于其破坏的严重性和广泛性,所以从 19 世纪 50 年代开始,受到广泛关注。其中裂纹稳定扩展阶段是含缺陷结构寿命的主要阶段,因此成为疲劳研究的一个重要方向。疲劳裂纹扩展的研究一直有大量的文献报道,Paris 公式是其奠基性工作,它引入了断裂力学中的应力强度因子,反映了疲劳裂纹扩展的基本规律。但包括 Paris 公式在内的关系式主要基于线弹性断裂力学,多年来许多学者指出过其局限性和修正公式,但得到公认的很少。由于理论分析一直难有实质性的进展,数值模拟应运而生。数值模拟材料破坏或裂纹扩展的研究一直是该领域的热点。疲劳计算是千万次静态弹塑性计算之和,计算机的高速发展使数值模拟变得更有前途。随着有限元软件的发展,用有限元法模拟裂纹扩展开始出现。为了正确地表征、评价和应用钛合金 TC21,有必要从微观的角度对疲劳裂纹的扩展过程进行计算机模拟,分析在其扩展过程中裂纹长度 a 与断裂韧性 K_{IC} 之间的关系以及不同的组织形态对裂纹扩展的影响,为结构的损伤容限设计提供依据。同时,还应该从宏微观结合的角度分析能够提高材料损伤容限性能的主要因素和参数,这对提高材料的损伤容限性能具有重要意义。模拟结果再现了微裂纹在各个扩展阶段的形状变化特征及扩展路径,为预测在一定载荷条件下、特定材料中微裂纹的扩展行为提供了一个有效的可视化的手段,可直观地观察微观组织对裂纹扩展的影响。同时还为三维微裂纹扩展过程及其行为的模拟奠定了基础。

1.5.2 主要研究内容

本文的主要研究内容包括:

第一章,介绍了钛合金的特点及其在航空航天领域和其他领域的应用,国内外关于损伤容限型钛合金的发展与应用,同时还介绍了我们国家自己研制的损伤容限型钛合金 TC21 的情况,最后阐述了本文的研究方法、研究背景和主要内容。

第二章,本章主要介绍了断裂力学的基本理论以及疲劳断裂的机理和重要性,微裂纹的扩展行为及其与长裂纹扩展的区别。

第三章,本章主要介绍了与课题相关的试验情况,包括 β 锻造 TC21 钛合金超塑拉伸实验设备、实验方法、TC21 原材料能谱分析实验以及应变速率敏感指数 m 值的测定,并分析了敏

感指数 m 值的影响因素以及 β 锻造 TC21 钛合金超塑拉伸实验的结果。首先分析了拉伸温度和应变速率对 β 锻造 TC21 钛合金超塑性延伸率及显微组织的影响,接着对拉伸试样的断口进行扫描电镜 SEM 观察,最后对断口形貌进行分析。

第四章,本章主要是运用裂纹扩展断裂分析专用软件 FRANC2D/L 对 β 锻造 TC21 合金的原材料及超塑性拉伸的微观组织进行疲劳裂纹扩展模拟,分析疲劳裂纹扩展曲线,并与实验结果进行对比,探究微观晶粒尺寸对损失容限性能的影响,。

第五章,总结与展望 对本课题的研究结果作总结,并对进一步研究的工作进行分析及展望。

第二章损伤容限性能的理论基础

2.1 引言

所谓损伤容限 (damage tolerance) 是一种较新的结构设计理论, 它承认结构和材料在初始状态时就可能带有冶金和制造缺陷, 并在使用过程中会因环境、过载等原因而产生裂纹这一事实, 认为对结构的设计应能容忍裂纹的存在、但在给定的检修期内其扩展不应导致结构的损坏。也就是说, 要求在损伤被检测修复前, 结构仍具有抵抗损伤的能力, 即仍具有一定的剩余强度水平。但是必须通过设计的方法把这些缺陷或损伤在规定的未修使用期内的增长控制在一定的范围内, 在此期间, 结构应满足规定的剩余强度要求 (含缺陷或含裂纹结构的承载能力), 以保证结构的安全性和可靠性。图 2.1 所示说明了结构损伤容限设计的基本概念。

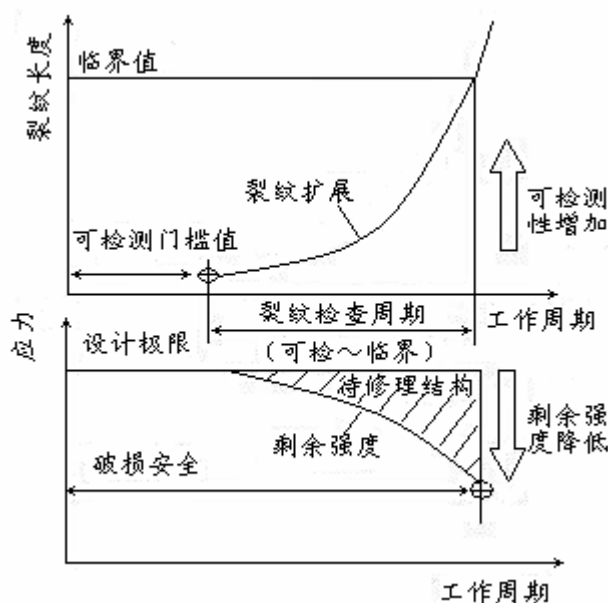


图 2.1 损伤容限设计概念

2.2 损伤容限设计与选材判据的变化

二十世纪四十年代开始, 航空器结构废弃了过去单纯静强度设计的概念, 采用了安全-寿命的设计概念。五十年代英国“彗星”式客机失事, 引起了设计和材料工作者的深思, 安全-寿命的设计概念受到怀疑, 破损-安全的设计概念逐渐萌生。随着人们认识的深化和断裂力学的发展, 满足结构完整性要求的破损-安全设计概念和损伤容限设计准则已经在民用和军用航

空产品中获得广泛的应用^[11-13]，其后各个年代的飞机及其发动机则从设计一开始就采用损伤容限准则。设计概念和准则的变化，必然导致选材判据的变化，从而显著影响了钛合金的发展方向和促进了一些高损伤容限钛合金的研究和应用。

飞机、发动机在力学性能方面传统的选材判据只包括三个基本因素：未损伤材料的静强度及刚度；未损伤材料的疲劳性能；高温使用时的蠕变、持久和热稳定性。在继续考虑上述三个因素的情况下，增加并强调两个新的因素：已损伤材料的静强度和已损伤材料的疲劳性能。综合起来，称为现代航空工业结构设计和选材判据的五项基本因素。

原来只考虑未损伤材料的静强度时，一些高强度材料在选材中处于优势地位。但当考虑已损伤材料的静强度时，由于高强度材料通常敏感于损伤（裂纹或类裂纹缺陷），因此在竞争中往往反过来处于劣势地位。选材判据中增加已损伤材料的疲劳性能 $da/dN-\Delta K$ 是十分必要的，这是因为这一判据的具体要求是：即使零件已潜伏着某一尺寸以下的工程裂纹，也可以根据 $da/dN-\Delta K$ 特性和断裂韧性进行寿命估算，保证在下一次检验前安全使用，即保证在裂纹尚未扩展至临界裂纹尺寸之前及时地检验出来，这就要求被选用的材料具有较慢的裂纹扩展速率 da/dN 和较高的断裂韧性 K_{IC} ，否则不是过多地增加零部件质量，就得限定过短的检验周期，这在设计、使用和维护上都是不允许的。由于临界裂纹尺寸取决于断裂韧性 K_{IC} ，故在估算已损伤材料的疲劳寿命时必须把 $da/dN-\Delta K$ 与 K_{IC} 结合起来考虑。

为了适应损伤容限设计的要求，国际上十分重视发展具有很高断裂韧性 K_{IC} 和很慢裂纹扩展速率 da/dN 以及较高的疲劳裂纹扩展门槛值 ΔK_{th} 的中等强度或高强度钛合金，即高损伤容限型钛合金。由于单纯改变合金元素及其含量的技术途径很难解决 $\sigma_{0.2}$ 、 σ_b 与 K_{IC} 、 da/dN 之间的矛盾，因此各国均采用 β 工艺（ β 处理或 β 变形）和降低间隙型元素含量为主要技术的途径来提高钛合金的损伤容限性能。与传统的热处理工艺相比，其热处理工艺显著提高了钛合金的断裂韧性、蠕变抗力、低周疲劳应力和显著降低了钛合金的疲劳裂纹扩展速率。

2.3 断裂力学基本理论

2.3.1 K 判据

断裂力学根据外力作用方式的不同，将裂纹在构件中的扩展分为三种基本类型^[20]，如图 2.2 所示：

- (1) 张开型（I 型），受到垂直裂纹面的拉应力作用；
- (2) 滑开型（II 型），受到平行于裂纹面，并垂直于裂纹前缘的剪应力作用；
- (3) 撕开型（III 型），受到平行于裂纹面并平行于裂纹前缘的剪应力作用。

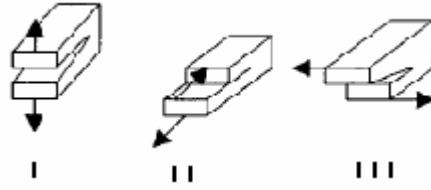


图 2.2 裂纹问题的三种基本类型

在许多实际的情况中，由于 I 型加载形式是主要的应力场，也是最危险的一种断裂模式，所以许多应力场方程的推导是在 I 型加载形式下进行的。I 型裂纹应力和应变场的分布如 (2.1) 式、(2.2) 式所示：

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \begin{Bmatrix} 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3}{2}\theta \\ 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3}{2}\theta \\ \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3}{2}\theta \end{Bmatrix} \quad (2.1)$$

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \begin{Bmatrix} \frac{1}{2G(1+\mu')} [(1-\mu') - (1+\mu') \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3}{2}\theta] \\ \frac{1}{2G(1+\mu')} [(1-\mu') + (1+\mu') \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3}{2}\theta] \\ \frac{1}{2G} \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3}{2}\theta \end{Bmatrix} \quad (2.2)$$

其中， K_I 通常定义为：

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2.3)$$

K_I 物理意义是裂纹顶端附近应力强弱的度量，它的大小可以说明整个裂纹尖端区域的安全程度。当应力强度因子 K_I 增加到某一临界值时，即使外力不再增加，裂纹也会急剧地高速扩展，使裂纹顶端区域内足够大的体积内的材料发生分离，即裂纹的失稳扩展。这时的 K_I 就成为应力强度因子的临界值，记作 K_{IC} 或者 K_C ，称其为断裂韧性。其中， K_{IC} 为 I 型裂纹在平面应变条件下的断裂韧性，表示材料在此条件下抵抗裂纹失稳扩展的能力； K_C 为 I 型裂纹在平面应力条件下的断裂韧性，表示在平面应力条件下材料抵抗裂纹失稳扩展的能力。断裂韧性是材料的固有特性，与材料的性质、热处理及温度有关。一般来说，与构件或裂纹的几何因素及外加应力的的大小无关。

对于同一材料而言，其强度极限具有确定的值，因而在不同的应力状态下，其断裂韧性也应是确定的，由此可按应力强度因子及断裂韧性建立材料的断裂判据为：

$$K_I \leq K_{IC} \quad (2.4)$$

该式的意义即为，当应力强度因子 K_I 达到材料的 K_{IC} 值时，裂纹即会失稳扩展。为了保证

带裂纹体构件的安全，其 K_I 必须低于 K_{IC0} 。

2.3.2 能量释放率理论

20 世纪 20 年代初，英国学者 Griffith 最先应用能量法对玻璃、陶瓷等脆性材料进行了断裂分析，首次指出了“裂纹的存在与传播是导致材料破坏的主要原因”，并得到含裂纹构件的断裂临界应力公式^[21]。在他的工作中，Griffith 借助于 Inglis 的“关于椭圆孔无限平面介质的弹性解”建立了脆断理论的基本框架，提出了能量释放率和裂纹扩展阻力的概念，指出裂纹扩展的机理是：系统内的弹性能由于裂纹扩展潜在增量而引起释放，释放的能量如果超过相同裂纹扩展所需的表面能时，裂纹的引入将导致裂纹的失稳扩展，即：

$$G \geq G_c = R \quad (2.5)$$

式中 G 为能量释放率， R 为裂纹扩展的阻力， G_c 为 G 达到 R 时的临界值。1948 年，Irwin 对 Griffith 的理论进行了修正，从而使修正后的理论既适用于脆性材料，又适用于有较大塑性的金属材料，修正后的理论认为：材料对裂纹扩展的阻力等于弹性表面能与伴随裂纹扩展而产生的塑性应变功之和。实际上对于延性较大的材料而言，这部分塑性功远远大于弹性表面能。

能量释放率理论成功解释了裂纹扩展的现象，为断裂力学准确的说是线弹性断裂力学 (LEFM) 的发展奠定了基础。然而，裂纹扩展的能量平衡法在实际应用中仍然受到很多限制，对许多实际情况（尤其是慢稳定裂纹扩展，如疲劳和应力腐蚀断裂）还存在一些不能克服的问题^[22]。

2.3.3 COD 理论

按照能量原理，裂纹的扩展是由于应力和应变的综合量达到了临界值而发生。用应力的观点去讨论脆性材料的裂纹失稳扩展是合适的，但当裂纹尖端区域大范围屈服之后，则应该用应变去研究裂纹的扩展，裂纹尖端的张开位移（简称 COD）正是裂纹尖端塑性应变的一种度量。1963，Wells 首先提出了弹塑性情况下的 COD 判据^[23]：当裂纹张开位移 δ 达到某一临界值 δ_c 时，裂纹将会扩展，即

$$\delta = \delta_c \quad (2.6)$$

COD 理论的提出，使断裂力学在解决一般弹塑性裂纹体破坏方面，站住了阵地。实践业已表明^[24]，COD 理论用于焊接结构和各种压力容器比较有效，并广泛应用于各种中、低强度钢制成的构件。此外，COD 理论应用于工程实际简单易行， δ_c 测量比较直观和简单，所得的结果容易用实验验证。

2.3.4 J 积分理论

J 积分的概念是在能量平衡方法基础上建立起来的，它首先由 Rice^[25]提出，Rice 给出的 J 积分是一个如下定义的回路积分：

$$J = \int_{\Gamma} \left(W dy - \vec{T} \cdot \frac{\partial u}{\partial x} \right) \quad (2.7)$$

Rice 经过推导，严格证明了在满足不计体力、小应变以及单调加载条件下，J 积分的数值是一个与积分路径无关的常数。也就是说，J 积分可以像线弹性问题中的应力强度因子 K 一样反映裂纹尖端的某种力学特征或应力应变场强度，同时在分析中又可能避开裂纹尖端这个难以直接严密分析的区域。以 J 积分为断裂参量的 J 判据可以表述为：

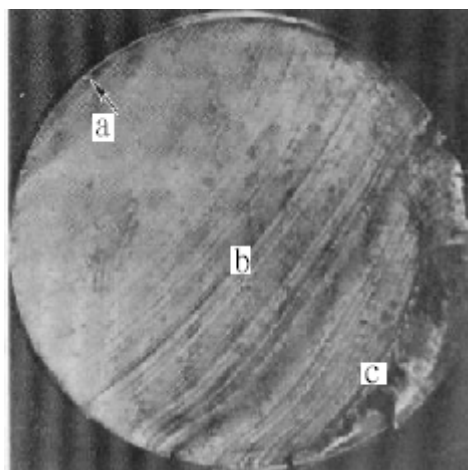
$$J = J_c \quad (2.8)$$

可以证明，J 判据与线弹性情况下的 K 判据、G 判据是完全等效的，与弹塑性情况下的 COD 也存在着相应的对等关系。

2.4 疲劳断裂的重要性

材料在应力或应变的反复作用下所发生的性能变化叫做疲劳，若导致材料开裂就称为疲劳断裂。

疲劳断裂的特征：（1）疲劳断裂应力（周期载荷中的最大应力 $\sigma_{\max}$ ）远比静载荷下材料的抗拉强度 σ_b 低，甚至比屈服强度也低的多。（2）不管是脆性材料还是延性材料，其疲劳断裂在宏观上均表现为无明显塑性变形的脆性突然断裂，故疲劳断裂一般表现为低应力脆断。（3）疲劳破断是损伤的积累。在恒应力或恒应变下，疲劳将由三个过程所组成：（a）裂纹的形核（b）裂纹扩展到临界尺寸（c）余下断面的不稳定断裂。如图2.3所示，在宏观上可以清楚地看到b与c两个阶段，所以疲劳断裂不同于一般的静力断裂过程，它是损伤积累到一定程度，即裂纹扩展到一定程度后才突然断裂。在断裂前要经过较长时间的应力循环才断裂，所以疲劳断裂是与时间有关的断裂。（4）材料抵抗疲劳载荷的抗力比一般静载荷要敏感得多。疲劳抗力不仅决定于材料本身，而且敏感地决定于构件的形状、尺寸、表面状态、服役条件和所处环境等。（5）疲劳断裂一般是穿晶断裂。所以疲劳断裂与静载破断不同，它比静载破坏的几率高得多，疲劳失效是发生在机械工程领域中的一类十分普遍的物理现象。进入高科技时代以来，由于现代工业生产日益向高速、高温与高强度载荷的方向发展，疲劳问题也越来越突出。工程应用中的许多关键设备，如压力容器、管道、各种旋转机械以及一些核燃烧元件等，都不同程度地受到疲劳失效的威胁，疲劳失效问题已成为许多工程领域中关系到结构的使用安全性与经济性的一个重要因素。因此，在工程设计中，人们最关心的往往是结构（或构件）的强度、寿命和经济性。



a 为疲劳源；b 疲劳裂纹扩展区；c 顺时破断区

图 2.3 典型疲劳宏观断口

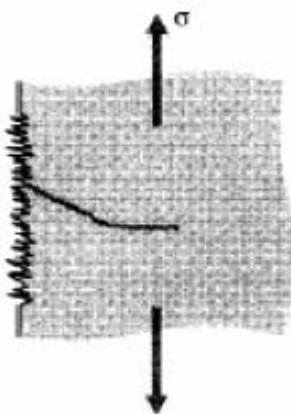


图 2.4 疲劳裂纹成因的凹进-凸起模式

对于金属疲劳，一种流行的观点认为：疲劳过程是从内部或表面有应力集中的缺陷处开始的，最初有沿滑移面的剪切流动。经过多次循环后，滑移带形成一些凹凸区，这些凹凸区开始显示出裂纹的特征。真正的裂纹最初从凹进区域开始、沿原先的一个滑移面向内扩展，但最终将沿垂直于主应力的方向扩展，如图 2.4 所示。

当检测疲劳试样的断面时，通常可明显地看到裂纹缓慢增长区呈现的“蛤壳”状，蛤壳以最初的缺陷位置为中心（见图 2.3）。在蛤壳区，常有与海边沙滩上的波纹相似的同心波纹，这些波纹表示裂纹在继续扩展前，有若干个周期的间歇停顿。最终，裂纹变得足够大，已能够满足裂纹快速扩展的能量或应力强度准则，最后阶段产生的粗糙断面是快速断裂的特征。在对失效零件的事后检测中，通常有可能将“沙滩上的波纹”和应力过大的特定情况联系起来，根据快速扩展前裂纹的尺寸和材料的断裂韧性来估计断裂时作用的应力。

2.5 疲劳裂纹扩展的微观机理

疲劳裂纹扩展的微观模式受材料的滑移特性、显微组织特征尺寸、应力水平及裂纹尖端塑性区尺寸等的强烈影响。大量的实验观察表明^[26]，对于名义上无缺陷无缺口的金属和合金等工业材料，疲劳微裂纹总是在自由表面处形成。对于工程材料，直接的实验观察表明疲劳裂纹有三种萌生方式：

(1) 疲劳裂纹沿晶界萌生：多晶体在致脆环境或高温条件下（高温可促进晶界滑动，并在这里形成孔洞），疲劳裂纹易于在晶界形核。有人利用光学干涉技术对疲劳试样晶粒界面上的滑移台阶高度进行测量，得出疲劳裂纹在晶界形核的必要条件：①晶界两侧的晶粒位向差极大；②至少有一个晶粒，其活动滑移系指向晶界与试样表面的交截线；③晶界同自由表面的交线与拉伸应力轴的交角较大，大致在 $30^{\circ}\text{C}\sim 90^{\circ}\text{C}$ 。同时孪晶界对疲劳裂纹的萌生有一定的作用：对于面心立方金属来讲，孪晶界与滑移面平行；沿孪晶界的每一边上的弹性各向异性现象引起了不同程度的局部内应力，每隔一个孪晶界，内应力与外载荷引起的分解应力有相同的取向，当合力足够大时，在孪晶—基体界面附近形成一条“驻留滑移带”（PSB），这条 PSB 最终会发展成为疲劳裂纹。

(2) 工业合金中的疲劳裂纹萌生：在工业材料制作的零部件中，可能存在孔洞、熔渣、气泡、夹杂、压痕、擦伤、锻造皱皮、折叠以及微观组织结构和化学成分的不均匀区等不连续区域，疲劳裂纹往往就在这些位置形核。夹杂物边界疲劳裂纹萌生过程：材料在未承受交变应力之前，夹杂物与基体紧密连接；在交变应力作用下，夹杂物与拉伸轴相交的一面或两面首先与基体脱开；然后在水平轴方向的基体中形成小的空洞或挤出物（可称之为点缺陷），然后这些点缺陷的附近并没有出现可见的滑移线和滑移带；随着交变载荷次数的增加，点状表面缺陷进一步连接成微裂纹，并逐渐与脱开的夹杂物边界相连，随着循环次数的进一步增加，微裂纹继续向一侧扩展，而在夹杂物的另一侧继续产生表面点状缺陷并连接形成微裂纹，最后连接成与应力轴垂直的微裂纹，如图 2.5 所示。

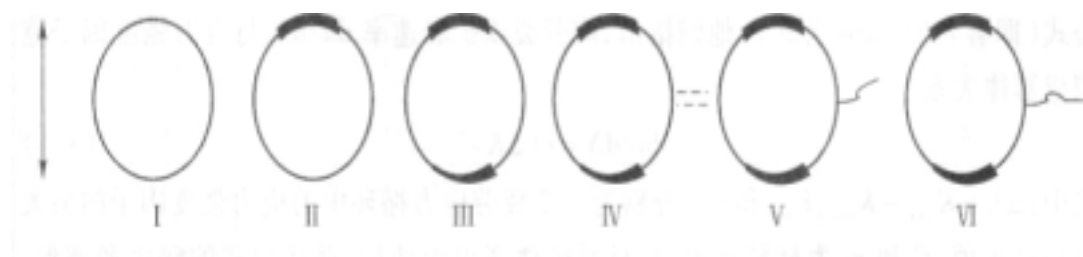


图 2.5 夹杂物边界疲劳裂纹萌生示意图

(3) 疲劳裂纹沿驻留滑移带（PSB）萌生：PSB和基体间的界面是一个不连续面，在此面的两侧位错密度和分布会有个突变，PSB中的应变分布也是极不均匀的，局部集中在PSB基体界面部位上，因此可以想象，这些界面可能成为疲劳裂纹萌生的有利地点。许多实验研究已经

发现疲劳微裂纹沿PSB与基体间的交界面萌生。典型的驻留滑移带形成初期的位错结构与宏观循环硬化或软化达到饱和阶段的位错结构相同，可以在PSB内检测到最初形成的微裂纹。

它们的共同特点是表面或近表面处局部塑性应变的集中，而在驻留滑移带处形成微裂纹是最普遍的也是最基本的一种疲劳裂纹的萌生方式，如上所述循环滑移过程同样可以在晶界或表面夹杂处形成驻留滑移带并引起疲劳裂纹形核。绝大部分的疲劳微裂纹通常是在疲劳总寿命最初的20%~40%阶段形成的，进一步的发展过程具有高度的选择性，只有一部分微裂纹继续长大，而且实际上不再有新的微裂纹形核，整个形核阶段是在整体力学性能达到饱和后发生的。在这一阶段，材料内部的位错运动是可逆的，而疲劳滑移带的强化和微裂纹的形成表明在表面层的位错运动是不可逆的。对于工程结构的疲劳破坏，由于各种表面缺陷的存在，疲劳微裂纹的形核阶段可以忽略不计，而疲劳裂纹的扩展大致可以划分为3个阶段^[26,27]，如图2.6所示。

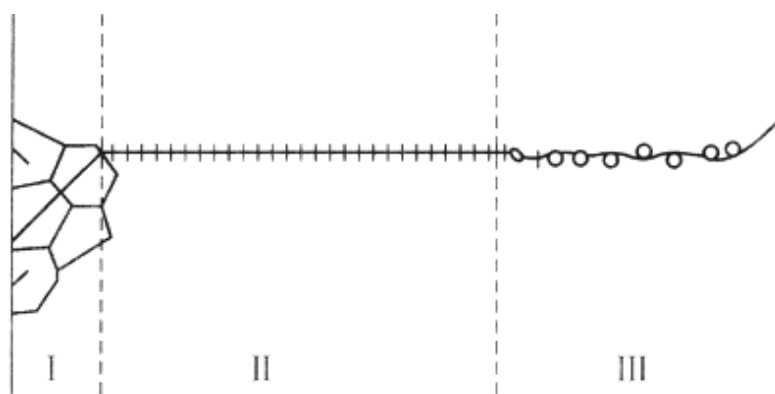
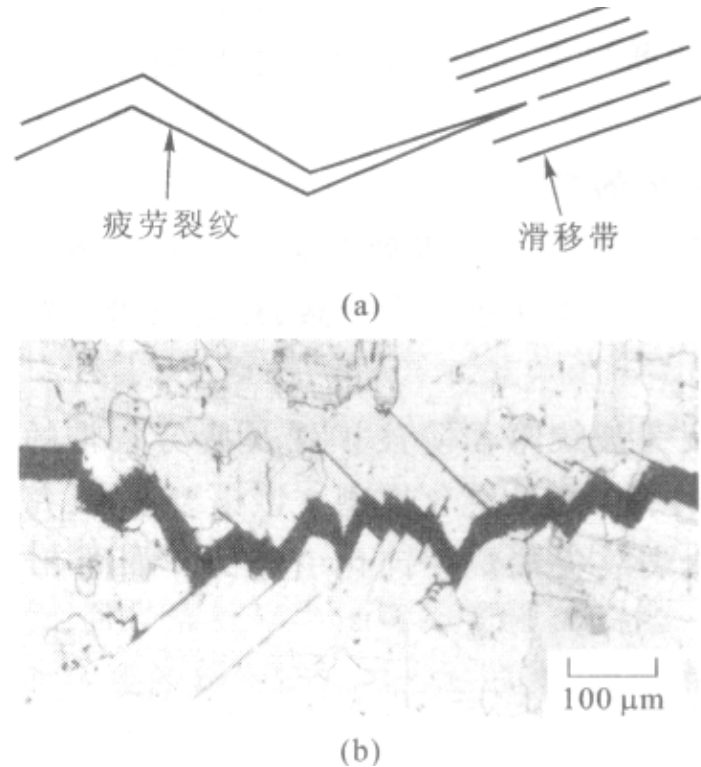


图 2.6 疲劳裂纹扩展三个阶段的示意图

在第I阶段扩展，对于韧性材料，循环载荷引起的裂纹扩展可以理解为在裂纹尖端附近的滑移带内发生急剧局部变形的过程，该过程可通过剪切脱粘而形成新裂纹面。当裂纹和裂纹尖端塑性变形区只局限在几个晶粒直径范围内时，裂纹主要沿主滑移系方向以纯剪切方式扩展^[28]，Forsyth把这种导致Z字形裂纹扩展路径的纯滑移机制定义为第I阶段扩展，图2.7所示。在许多铝合金、钛合金材料中，即使裂纹长度比晶粒尺寸大很多，只要裂纹尖端附近塑性区的尺寸比晶粒尺寸小（即 ΔK 很小时），就会出现Z字形裂纹扩展。第I阶段裂纹扩展通常很短，一般只有2~5个晶粒，在这一阶段，微裂纹可以弥散分布和发展，单位面积上的裂纹数随循环周次增加而增加，当微裂纹密度达到一临界值时将发生裂纹的汇合扩展^[29~31]。

当应力强度范围较高时，裂纹尖端塑性区跨越多个晶粒，这时裂纹扩展沿两个滑移系统同时或交替进行，如图2.8所示显示了从第I阶段向第II阶段的改变。第II阶段扩展导致形成垂直于远场拉伸轴方向的平面（I型）裂纹路径，单晶从第I阶段扩展转变为第II阶段扩展时，形成位错胞结构，同时裂纹尖端的PSB消失。第I阶段疲劳断口为锯齿形，或呈现解理小平面，而许多工

程合金的第II阶段裂纹扩展产生疲劳辉纹。此外，在高 ΔK 条件下可以看到“静断裂模式”中微孔洞聚集和晶间破坏等现象，在低 ΔK 条件下可以看到解理小平面或裂纹的晶体学扩展^[28]。第I阶段裂纹沿滑移带扩展是由剪切应力分量控制的，而第II阶段的非晶体学扩展是由正应力分量控制的。对于尖锐缺口或预制裂纹的试样，第I阶段扩展可以忽略，整个疲劳裂纹扩展都是第II阶段型的。在高应力低周疲劳条件下，II阶段扩展占主导地位；在低应力高周疲劳的情况下，I阶段扩展占主导地位^[32]。



(a) 示意图 (b) 欠时效 AlLiCuMgZr 合金的疲劳裂纹扩展路径

图 2.7 疲劳裂纹扩展的第 I 阶段

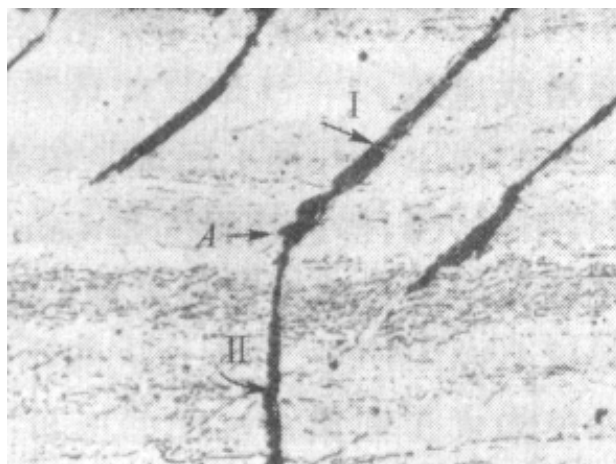


图 2.8 疲劳裂纹扩展的两个阶段

第I-II阶段转变时裂纹长度主要取决于材料性质和应力幅值，但很少超过十分之几毫米^[26]。一般来说，较低的应力幅对应较高的裂纹转变长度，在单晶体中可通过增加和降低应力幅控制裂纹在任意长度时发生转变^[33]。此阶段裂纹同时沿径向和切向扩展，跨过多个不同尺寸和晶体学取向的晶粒，因而具有三维形貌^[27]。裂纹通常是沿着相邻晶粒中不同取向的滑移带向前扩展，同时发生裂纹之间的相互汇合而形成若干条“主裂纹”，它的进一步扩展进入第II阶段，该阶段连同第I阶段通常被称为“裂纹形成阶段”。这两个阶段合起来消耗了疲劳寿命的大部分，因而也是裂纹扩展问题的关键所在，Miller^[27,34]将疲劳裂纹分为三类：微结构短裂纹（第I阶段）；物理短裂纹（第II阶段）；长裂纹（第III阶段）。关于疲劳裂纹的扩展机理，十分重要的一点就是裂纹近尖端小范围屈服区在交变应力作用下的硬化现象，这种局部的硬化过程实际上是局部材料性能劣化的过程，将最终导致断裂的发生。

众多的实验研究结果表明，裂纹长度约为10 μm ~1mm的小裂纹阶段的扩展行为与同种材料的长裂纹扩展行为存在明显的区别。在低于长裂纹门槛应力强度因子之下，小裂纹比长裂纹扩展快；而在门槛值之上，在相同的 ΔK 下，小裂纹仍能较快地扩展。因此，对工程结构，尤其是对安全性和可靠性至关重要的航空器来说，要想有效地预测结构的总寿命就必须了解在较小裂纹阶段的扩展行为，从而试图寻找一种线弹性断裂力学方法既成功应用于损伤容限分析，也能应用于耐久性分析的疲劳全寿命预测模型的有效途径。

2.6 本章小结

本章首先介绍了损伤容限设计的定义及其选材判据的变化，回顾了断裂力学中四个常用的断裂判据：K判据、能量释放率理论、COD理论、J积分理论，在线弹性条件下，这四个断裂判据之间存在着特定的关系；接着介绍了疲劳断裂的特征、重要性及其断裂机理；最后介绍了疲劳裂纹萌生以及疲劳微裂纹在断裂过程中的三个阶段，微裂纹的扩展行为与长裂纹的扩展存在明显的区别。

第三章 β 锻造 TC21 合金超塑性变形后微观组织研究

3.1 引言

钛合金的 β 锻造及 β 热处理能显著提高合金的断裂韧性 K_{IC} 、耐热性及热盐应力、腐蚀抗力，提高锻件尺寸精度，减少机加工余量和延长模具寿命，具有显著经济效益^[35]。由于对 β 锻造TC21合金的复杂形状零件进行后续的超塑成形加工，在其成形过程中随着温度的升高和长时间大变形的作用，变形区发生明显的聚集再结晶长大，相当一部分晶粒合并长大成不规则的大片状，显微组织明显粗化，晶粒发生再结晶长大。组织形态的不同对应不同的力学性能，因此有必要研究钛合金超塑变形后的微观组织，为继续研究其对损伤性能的影响奠定基础。

超塑性是指材料在拉伸条件下，表现出异常高的伸长率而不产生缩颈与断裂现象。当伸长率 $\delta > 100\%$ 时，即称为超塑性。亦可用应变速率敏感性指数 m 值来定义，当材料的 $m > 0.3$ 时，材料即具有超塑性。然而，判断材料超塑性好坏的最终指标是材料在超塑性条件下的延伸率 δ ， δ 愈大的材料，超塑性愈好。而 δ 除与本身组织结构有关，还与变形温度和应变速率有关。一般情况下，超塑性温度 $T > 0.5T_m$ （ T_m 材料的熔点绝对温度），具体到确定材料，其超塑性温度均有一定范围，超过此范围，材料的超塑性变坏或消失。同样，对于每一种超塑性材料，在一定温度下，都存在一个超塑性变形的应变速率范围，超出这个应变速率范围之外，就不呈现超塑性。同时，组织超塑性的实现要求材料具有微细的等轴晶粒组织（ $\leq 10\mu m$ ），并希望材料的组织在超塑变形中保持细小、稳定。但超塑变形中材料的组织要发生变化，如动态再结晶、晶粒等轴化、晶粒粗化等，材料初始组织的不同也可能对超塑性变形中的组织演变产生影响^[36]。

本文对 β 锻造 TC21 合金进行超塑性拉伸实验，分别以等应变速率法和速度突变法测定其超塑性变形的 m 值，并确定最佳变形温度，最佳应变速率，最大延伸率。

3.2 β 锻造 TC21 钛合金超塑性拉伸实验

3.2.1 实验设备

TC21 合金超塑性拉伸试验在新三思计量技术有限公司的微机控制电子万能试验机型号：CMT5105 上进行，加热炉为定制的对开三段独立加热式电炉（图 3.1），加热过程中可以保证在 400mm 的长度范围内，炉膛温度与目标温度相差 $\pm 1^\circ C$ 。

该试验机可以实现等应变速率拉伸，速度控制 $V = V_0(L_0 + \Delta L)/L_0$ ，即可实现 $\epsilon = V_0/L_0$ 的等应变速率拉伸。另外还可以实现分段控制，每段可以有不同的速度控制、载荷控制、变形控制

等，因而可实现速度突变拉伸，试验装置示意图 3.2 所示。



图 3.1 拉伸试验加热电炉

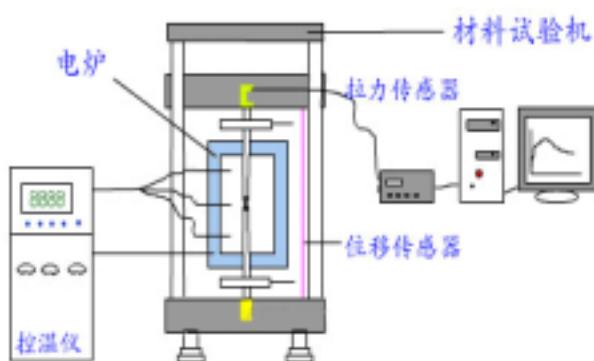


图 3.2 拉伸试验装置示意图

3.2.2 实验材料与方法

本文所用试验材料为 β 锻造 TC21 钛合金，名义化学成分 Ti-6Al-2Zr-2Sn-3Mo-1Cr-2Nb，图 3.3 为本次实验的拉伸试样，该试样合金中各化学元素的百分含量，可通过能谱分析的方法获得，使用的能谱仪为 EDAX 公司生产 GENESIS 4000，如图 3.4 所示为 β 锻造 TC21 原材料的能谱照片，表 3.1 为 TC21 合金原材料的化学成分含量（Wt%重量百分含量，At%原子百分含量）。

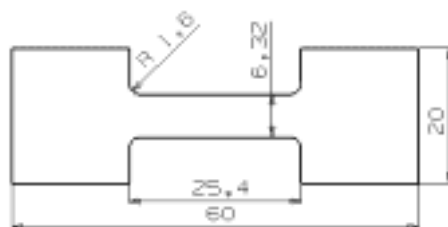


图 3.3 TC21 超塑性拉伸试样

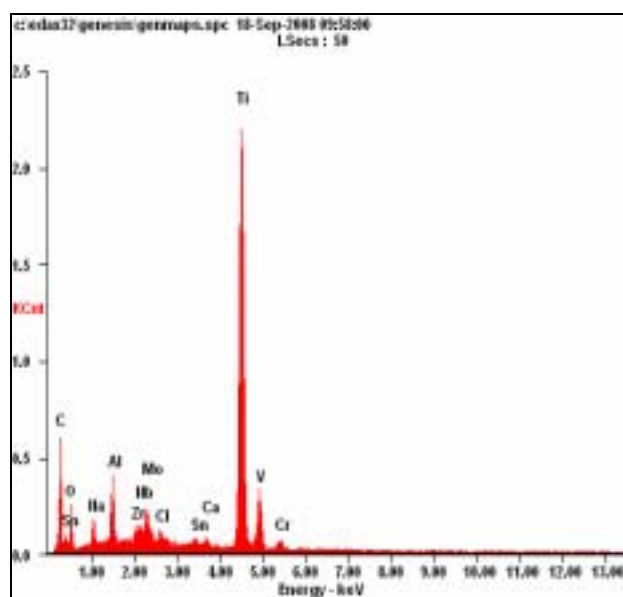


图 3.4 TC21 合金原材料的能谱照片

表 3.1 TC21 合金原材料的化学成分含量

Element	Wt%	At%
NaK	04.52	09.13
AlK	06.25	10.76
ZrL	03.07	01.56
NbL	02.84	01.42
MoL	05.61	02.71
ClK	01.47	01.92
SnL	02.20	00.86
CaK	00.57	00.65
TiK	70.82	68.62
VK	00.00	00.00
CrK	02.66	02.37

由于钛合金在高温变形的情况下，表面氧化现象严重，在合金试样的表面形成一层厚的、硬而脆的富氧层而降低材料的塑性，因此要求拉伸时试样表面涂覆石墨高温氧化涂料，该涂料能牢固的附着在试样上，形成均匀、完整、致密的涂层，并能随试样变形而变形，具有较好的抗氧化及防止氢气污染的能力。涂抹厚度在 0.08~0.12mm 之间，室温下自然干燥，放置 1~2 小时后再入炉加热。拉伸前，赋予试样一定的预紧力，避免夹头在拉伸初始出现空载情况。实验气氛为空气，利用石棉封闭加热炉四周缝隙，以减小空气对流，降低氧化程度，保证炉温恒定。拉伸试样随炉升温，至指定温度后，保温 30min 以稳定温度，保证试样受热的均匀性。

具体超塑性拉伸试验方案为：

(1) 采用 $3.3 \times 10^{-4}/s$ 应变速率对试样分别在 750°C 、 800°C 、 820°C 、 850°C 、 900°C 进行超塑性拉伸试验，以确定最佳超塑性变形温度；

(2) 确定最佳超塑性变形温度为 820°C 后，采用不同的应变速率对试样进行超塑性拉伸试验，以确定最佳超塑性应变速率。

3.2.3 应变速率敏感性指数 m 值的测定

应变速率敏感性指数 m 值是判别材料超塑性能的重要指标，本拉伸试验采用拉伸速度突变法测定 m 值，它是目前最常用的方法，不需要很多试样就可求得近似的 m 值，并且节约试验时间。

图 3.5 为拉伸试验的载荷 P 与位移 ΔL 的曲线，其试验过程是：先以某恒定的拉伸机夹头速度 V_1 拉伸，待稳定后（其应变值约为 $0.2 \sim 0.5$ ）突然将夹头速度升到 V_2 （通常 $V_2/V_1 = 2 \sim 3$ ），此时拉伸载荷也跃升至点 A，拉伸载荷为 P_A 。若速度不发生变化，则载荷曲线应沿图中虚线变化。假定虚线上 B 点与实线上 A 点有相等应变，即 $\varepsilon_A = \varepsilon_B$ ，此时 B 点应具有的拉伸载荷为 P_B ， P_B 值可按外推法求得，即按 V_1 曲线光滑延伸。

此时应变速率敏感指数 m 值公式：

$$m = \frac{d \lg \sigma}{d \lg \dot{\varepsilon}} \approx \frac{\lg \sigma_A - \lg \sigma_B}{\lg \dot{\varepsilon}_A - \lg \dot{\varepsilon}_B} = \frac{\lg(P_A / P_B)}{\lg(v_2 / v_1)} \quad (3.1)$$

本方法只要用一个试样测出拉伸载荷 P_A 和夹头移动速度 V_1 和 V_2 ，再用外推法求得 P_B ，就可计算 m 值。但 P_B 为外推法求得，难免会发生误差。此外，它忽略了速度变化对 m 值的影响。

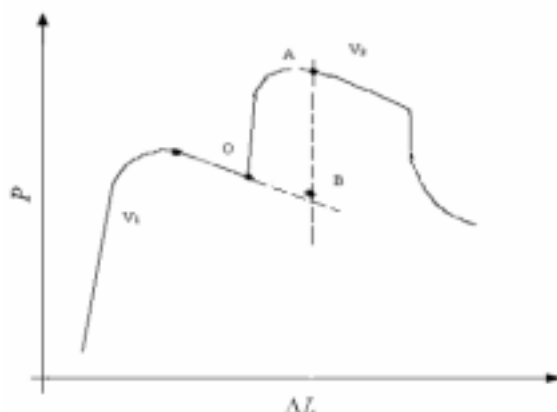


图 3.5 拉伸速度突变法（增速法）的载荷与位移曲线

下面对拉伸试样分别在 750°C 、 800°C 、 820°C 、 850°C 不同温度下进行多台阶速度突变法拉伸。图 3.6~图 3.9 为拉伸过程中生成的载荷 P 与位移 ΔL 关系曲线；表 3.1~表 3.4 为不同温度

下多台阶速度突变法测的应变速率敏感指数 m 值。

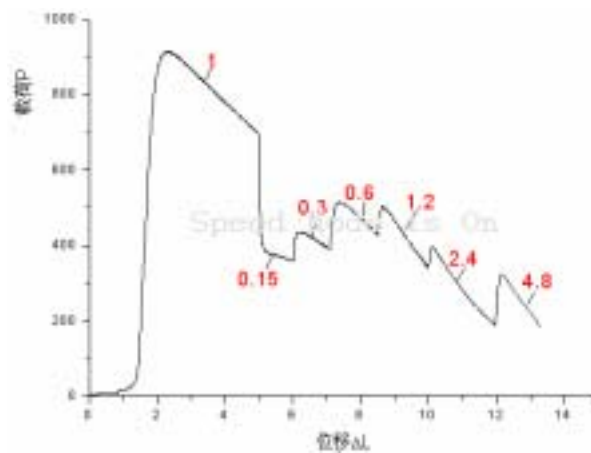


图 3.6 750°C时 TC21 拉伸速度突变法的载荷与位移曲线

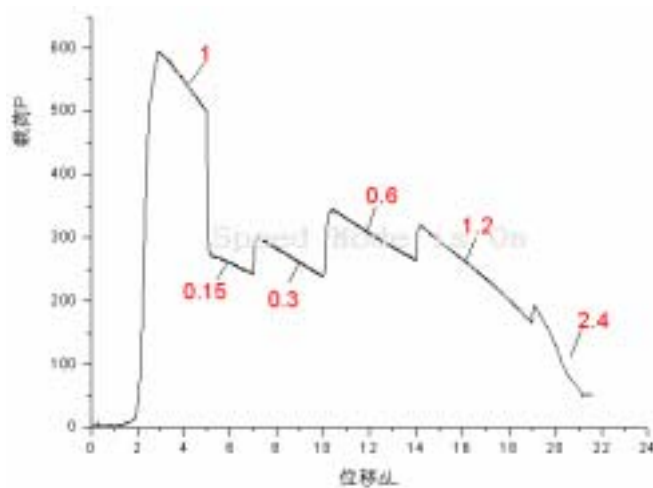


图 3.7 800°C时 TC21 拉伸速度突变法的载荷与位移曲线

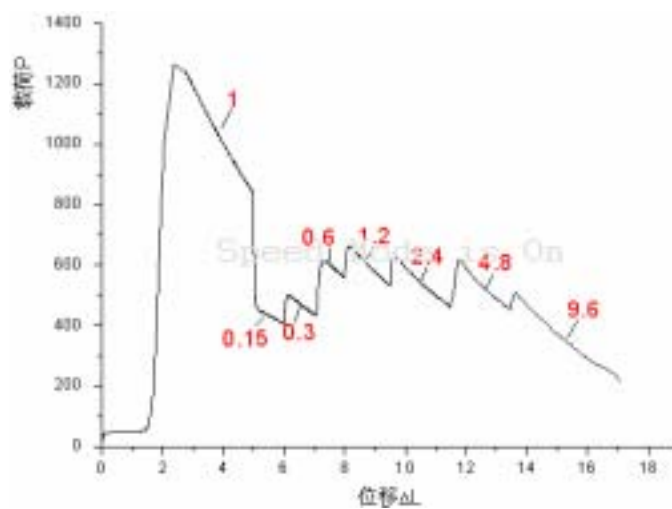


图 3.8 820°C时 TC21 拉伸速度突变法的载荷与位移曲线

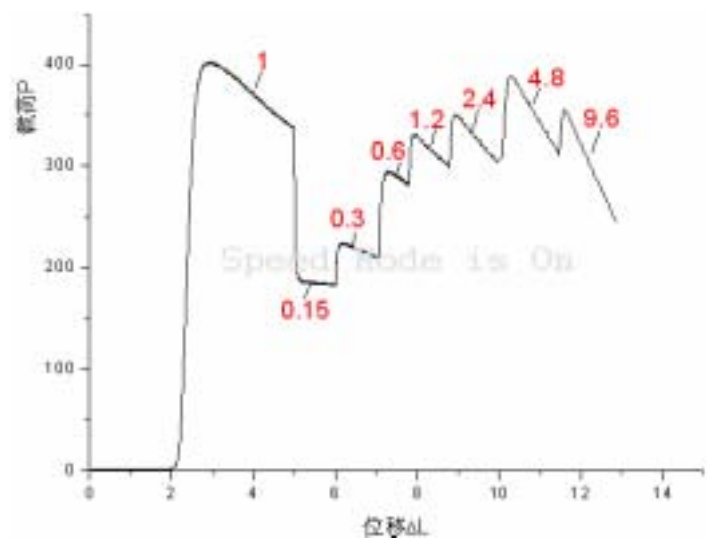


图 3.9 850℃时 TC21 拉伸速度突变法的载荷与位移曲线

表 3.2 750℃下速度突变法测得的 m 值

速度突变 (mm/min)	1/0.15	0.3/0.15	0.6/0.3	1.2/0.6	2.4/1.2	4.8/2.4
敏感指数 m	0.307	0.332	0.379	0.335	0.337	0.623

表 3.3 800℃下速度突变法测得的 m 值

速度突变(mm/min)	1/0.15	0.3/0.15	0.6/0.3	1.2/0.6	2.4/1.2
1 试样 m 值	0.318	0.341	0.567	0.305	0.301
2 试样 m 值	0.326	0.339	0.634	0.308	拉断
平均值	0.322	0.340	0.601	0.307	0.301

表 3.4 820℃下速度突变法测得的 m 值

速度突变(mm/min)	1/0.5	0.3/0.15	0.6/0.3	1.2/0.6	2.4/1.2	4.8/2.4
1 试样 m 值	0.320	0.332	0.569	0.307	0.300	0.526
2 试样 m 值	0.300	0.309	0.576	0.309	0.313	0.550
平均值	0.310	0.321	0.573	0.308	0.307	0.538

表 3.5 850℃下速度突变法测得的 m 值

速度突变(mm/min)	1/0.5	0.3/0.15	0.6/0.3	1.2/0.6	2.4/1.2	4.8/2.4	9.6/4.8
1 试样 m 值	0.303	0.304	0.496	0.288	0.272	0.620	0.233
2 试样 m 值	0.314	0.308	0.518	0.273	0.244	0.450	0.229
平均值	0.309	0.306	0.507	0.281	0.258	0.535	0.231

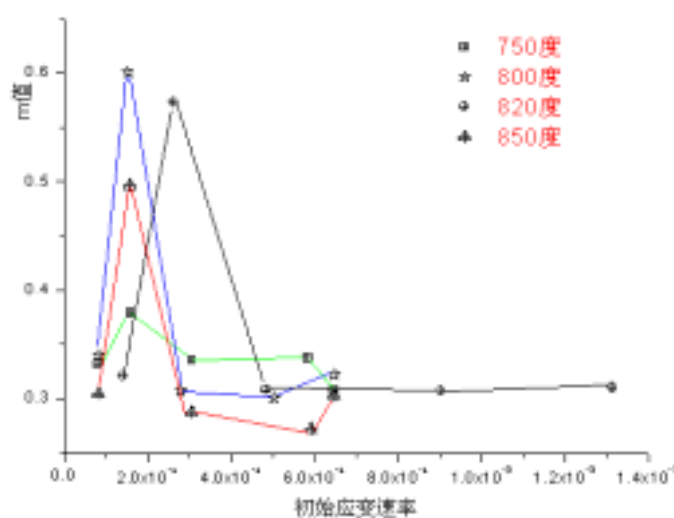


图 3.10 初始应变速率及温度对 m 值的影响

由图3.6~图3.9及表3.2~表3.5可见, 在750°C~820°C的实验范围内, 应变速率敏感指数m值均大于0.3, TC21合金均呈现超塑性。850°C时m值小于0.3, TC21合金拉伸就不属于超塑性拉伸。超塑拉伸的一个显著特点就是在似稳流变阶段, 流变应力对应变不敏感而对应变速率敏感。当细颈出现后, 材料进入不均匀变形阶段, 其内部的应变速率产生起伏。在应变速率增加的截面, 强化速率大于松弛速率, 变形抗力增加, 从而促使变形减慢。正是这种与应变速率敏感性直接相关的强化—松弛过程所产生的控制、调解作用, 才使细颈得以扩散和转移, 使不均匀性的的发展受到抑制。因此, 超塑性材料在似稳流变阶段变形大致保持均匀, 从而获得大的延伸率。

由图3.10所示, 表明TC21合金在所试应变速率范围内具有不同的m值, 说明存在不同的变形机制, 同一温度条件下, 低应变速率测得的m值高达0.634, 远大于高应变速率时测得m值。晶界滑动在超塑性变形中起着重要的作用, 晶界滑动对变形总量的贡献越大, 则应变速率敏感指数m值也越大, 反之则越小。

用速度突变法测量 m 值时的变形程度最多在 25%左右, 这时, 材料尚处于均匀变形阶段。随着变形量的增大, m 值也会发生变化, 即 m 值减小。本试验采用多台阶速度突变法, 试验过程中几个试样的变形量都超过 25%; 再者, 由于试验设备条件及试验时个人操作问题, 如试样在某一速度下拉伸量过大等, 都会使某些试验数据存在一定的误差。

3.3 拉伸温度对 β 锻造 TC21 超塑性及显微组织的影响

为了研究 β 锻造 TC21 合金在不同温度下的超塑性, 在非恒定应变速率电子拉伸机上, 以 0.3mm/min 的恒定拉伸速度, 测定合金在 750°C~900°C范围内的延伸率。图 3.11 为不同温度下拉伸试样的真实应力应变 σ - ϵ 曲线, 所得各个试样的延伸率 δ 值及流动应力值如表 3.6 所示, 根据表 3.6 绘制的延伸率及流动应力与拉伸温度的关系曲线, 如图 3.12、3.13 所示。由图 3.13 所

示可知，在 750℃~880℃的拉伸温度范围内， β 锻造 TC21 合金均呈现出超塑性，延伸率 δ 随温度的变化有着显著的变化（115%~225%）。在此拉伸温度范围内，延伸率先随温度升高而增加，在 820℃达到最大值，平均值为 203%，表明该合金具有良好的超塑成形潜力。流动应力随拉伸温度的变化规律曲线如图 3.13 所示，随着变形温度的升高，流动应力不断减小，同时晶粒发生粗化，引起合金的超塑性能下降。在最佳超塑性拉伸温度 820℃时，流动应力稍微回升。随着温度继续升高延伸率下降，仍具有一定的超塑性。实验范围内，TC21 钛合金的最佳变形温度为 820℃，最佳应变速率为 $5.25\text{e-}4\text{s}^{-1}$ ，此时，延伸率达到极大值，而峰值流动应力相对较小，试样变形均匀，无缩颈，见图 3.14（a）组其原始试样的标距为 25.4mm 和（b）组其原始试样的标距为 12.7mm，在最佳超塑性拉伸温度 820℃时以恒定的速度拉伸变形后的试样。

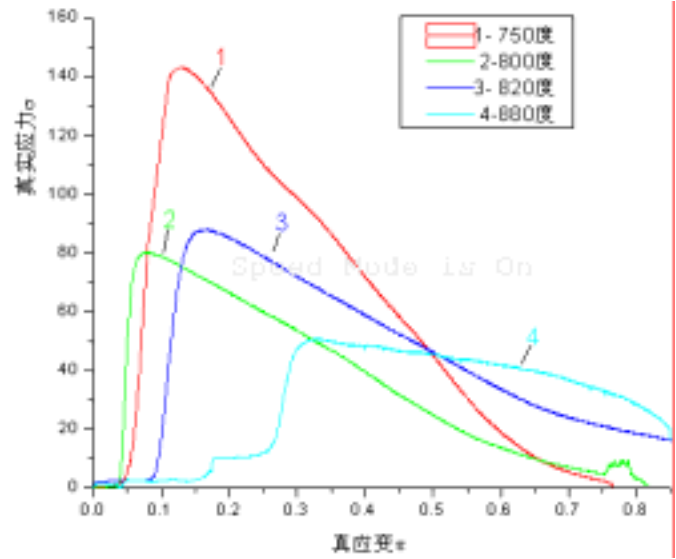


图 3.11 真实 $\sigma - \varepsilon$ 曲线

表 3.6 不同拉伸温度下试样的延伸率 δ 及流动应力

实验温度 (°C)	延伸率 δ (%)	平均延伸率 (%)	平均流动应力 (MPa)
750	115.2	115.2	126.1
800	126.6	126.677.5	74.3
	212		
820	187.6	208.2	74.9
	225		
880	153.1	153.1	36.7

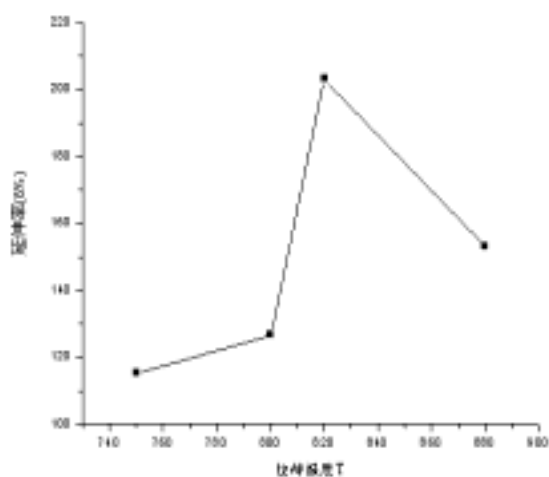


图 3.12 拉伸温度对延伸率 δ 的影响

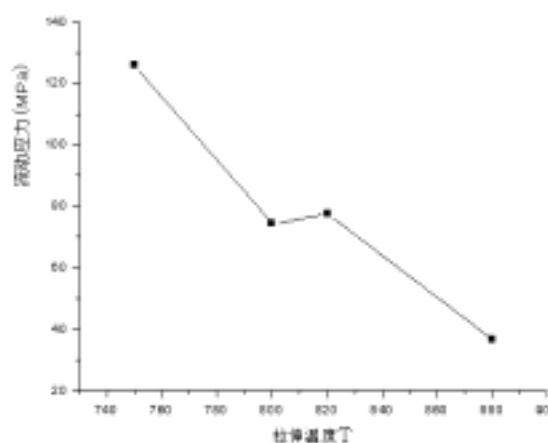
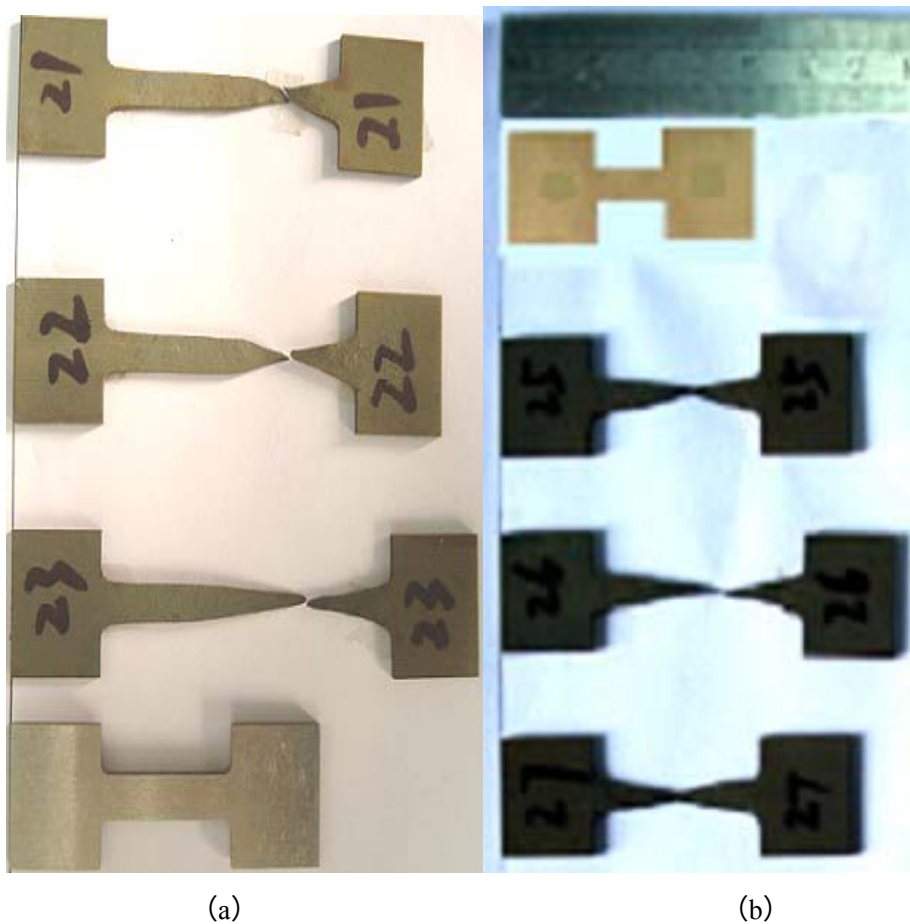


图 3.13 拉伸温度对流动应力的影响



(a)

(b)

试样 21 延伸率 $\delta=99.2\%$

试样 22 延伸率 $\delta=115\%$

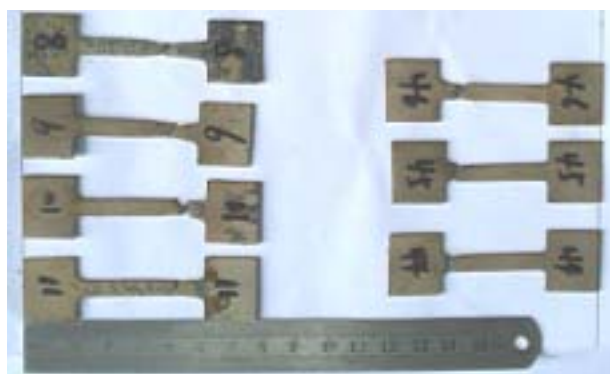
试样 23 延伸率 $\delta=158.2\%$

试样 25 延伸率 $\delta=187.6\%$

试样 26 延伸率 $\delta=225\%$

试样 27 延伸率 $\delta=187.7\%$

图 3.14 试样 820°C 超塑性拉伸后的实物照片



8、9、44、45 为 880°C 拉伸，10、11、46 为 900°C 拉伸

图 3.15 880°C~900°C 拉伸后的实物照片

TC21 合金在加热过程中发生 $\alpha+\beta\rightarrow\beta$ 的转变，随着加热温度的升高， α 相不断减少， β 相不断增多，超过相变点，全部转变为 β 相。在 $\alpha+\beta$ 两相区内拉伸时，由于 α 相的钉扎作用及 α 相的大小和分布随拉伸温度升高而变化，将对合金的超塑性产生重要影响。如图 3.15 为 880°C~900°C 拉伸后的实物照片，试样明显出现过烧现象，涂的防氧化涂层已经脱落并且从根部断裂，延伸率 δ 急剧下降。

超塑性变形主要是晶界行为，而引起晶界运动的微观机制有很多，一般简单的认为低应变速率区，晶界运动主要由扩散蠕变引起；高应变速率区，由位错运动控制，不同的机制造成不同的曲线变化趋势。在低应变速率区，随着变形温度的升高，合金的超塑性增大，主要是因为升温可以降低临界切变应力并提高了原子的自由能，促进晶界扩散能力，当达到最佳变形温度时，延伸率 δ 值显著提高；温度继续升高，晶粒继续长大，粗大的晶粒不利于超塑性， δ 值降低，故 δ 在最佳变形温度时存在峰值；在高应变速率区，随着温度的升高，原子变得越来越活跃，位错密度降低，协调性能变差，过早的断裂导致延伸率降低。

为观察不同温度下拉伸试样的微观组织变化，分别选取 750°C、800°C、820°C、850°C、880°C、900°C 拉伸试样断口端面、断口侧面、断口平面做成金相试样，进行一系列抛光、腐蚀处理后，采用光学金相显微镜观察其金相组织，显微镜型号为 Nikon 的 EPIPHOT200。

抛光方法： Al_2O_3 悬浊液，W3.0 加稍许铬酐，抛光效果不错。金相试样采用的腐蚀剂分别选用 HF (1ml) + H_2O_2 (2.5ml) + H_2O (50ml)，对 TC21 合金来说抛光效果不错，另一种腐蚀液为： HF (1ml) + HNO_3 (12ml) + H_2O (50ml)。

图 3.16 为 β 锻造 TC21 合金原始材料的微观组织图片，该微观组织属于 TC21 合金典型的 $(\alpha+\beta)$ 网篮组织形态，图中白亮的细条状为 α 相，黑色的为 β 相。网篮组织和 TC21 合金的另一种组织双态组织均具有良好的综合力学性能，且与双态组织相比，网篮组织具有更好的蠕变性能、断裂韧性和疲劳裂纹扩展性能。图 3.17 为试样经 750°C 拉伸后的微观组织，对比图 3.16

可以观察到细条状 α 相被拉长、长大；图（b）的变化更明显，随着温度的升高，超塑变形后的晶粒都比原始晶粒有着不同程度的长大，这种长大是由加热和变形两种方式共同作用所致。

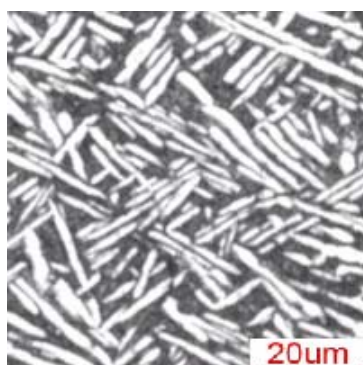
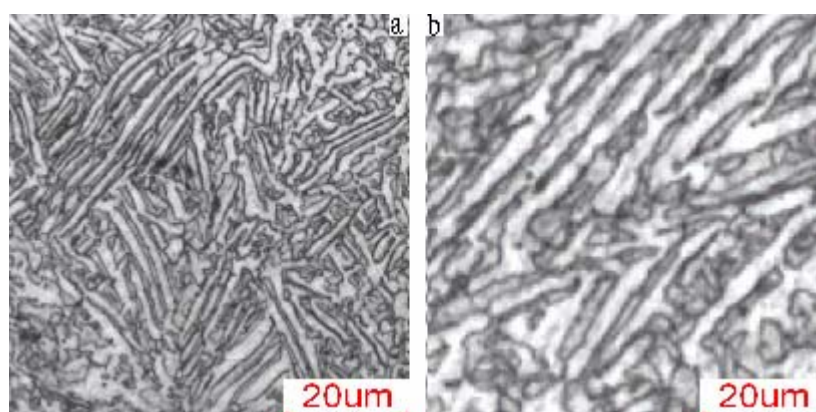
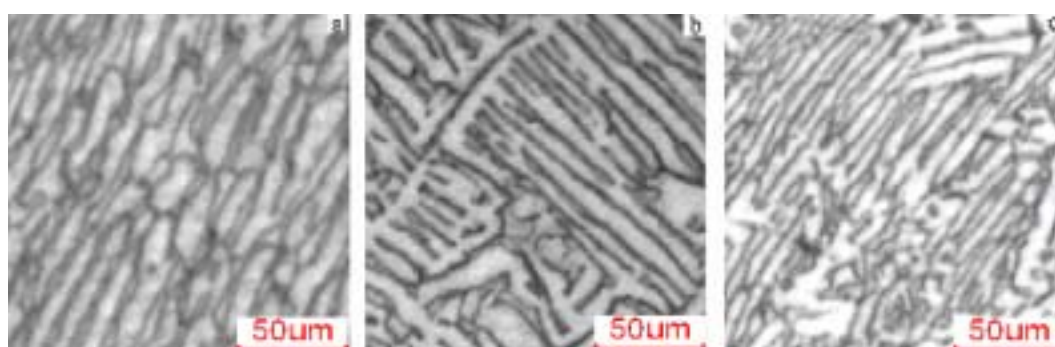


图 3.16 原始材料的微观组织(500X)



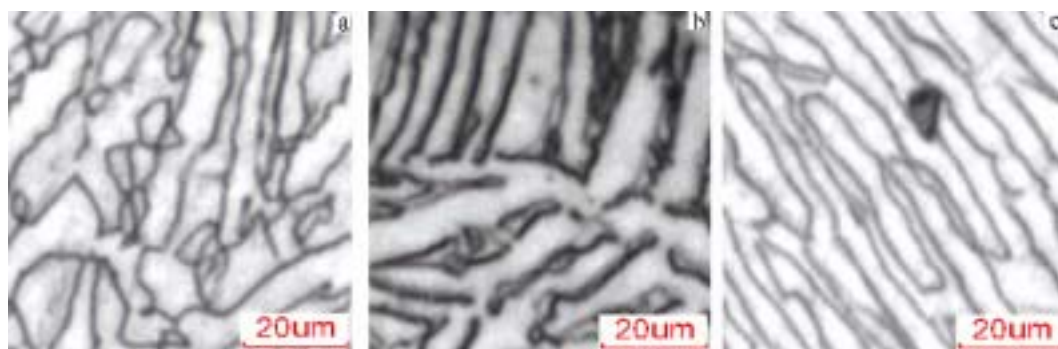
(a) 断口侧面显微组织 (b) 断口平面显微组织

图 3.17 试样经 750°C 拉伸后的微观组织 (500X)



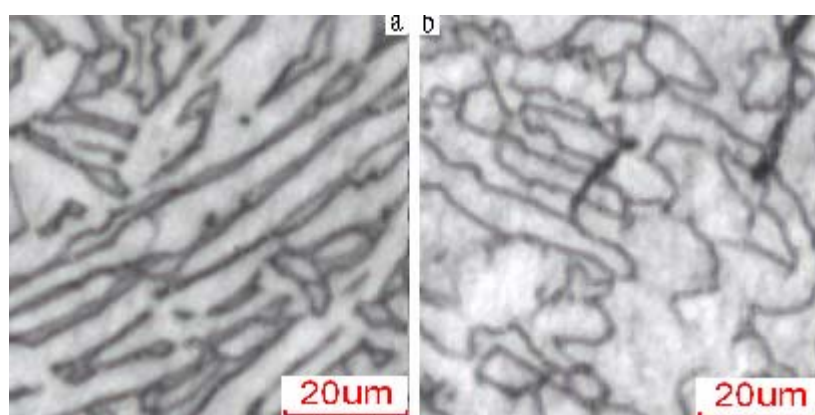
(a)断口侧面显微组织 (b) 断口端面显微组织 (c) 断口平面显微组织

图 3.18 试样经 800°C 拉伸后的微观组织 (200X)



(a)断口侧面显微组织 (b) 断口端面显微组织 (c) 断口平面显微组织图

图 3.19 试样经 820°C拉伸后的微观组织(500X)



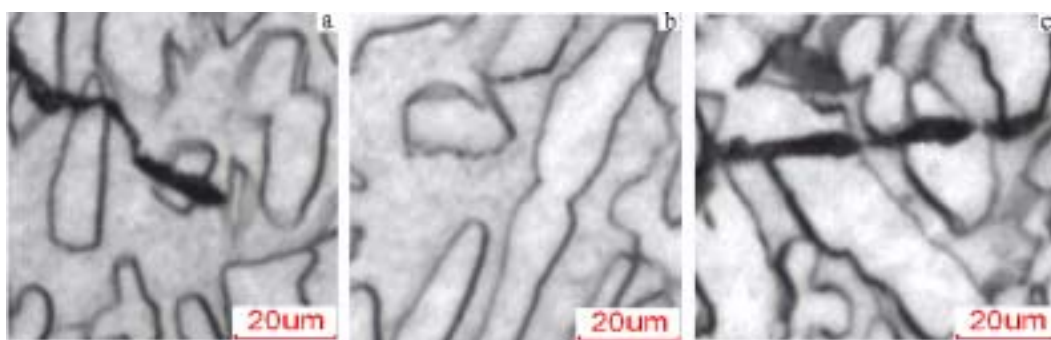
(a)断口侧面显微组织 (b) 断口平面显微组织

图 3.20 试样经 850°C拉伸后的微观组织(500X)

图 3.18 为试样经 800°C拉伸后的微观组织，从图 (b) 断口端面可以观察到细条状 α 相继续被拉长，晶粒开始粗化，图 (c) 中一些细条状 α 相被破碎，并且发生了动态再结晶细化和球化，因而能够观察到一些点状的初生 α 相生成。图 3.19 为试样经 820°C拉伸后的微观组织，初生 α 相明显长大，图 (a) 和 (b) 中细条状 α 相变短、变粗；并且开始出现空洞。随着延伸率的不断增大，空洞尺寸不断增加。

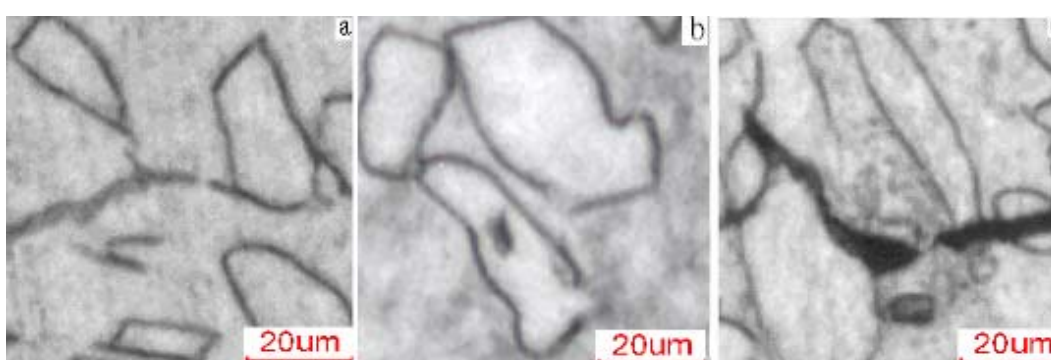
图 3.20 为试样经 850°C拉伸后的微观组织，由于变形温度高，再结晶初生 α 相已经明显长大，细条状的初生 α 相在变形的作用下被破碎，并在高温下发生回复和再结晶；空洞密度不断增大，相邻空洞聚集连接在一起，形成穿晶断裂的裂纹。图 3.21 为试样经 880°C拉伸后的微观组织， α 相在高温作用下已经长得很粗大，有些已连成一片了；空洞急剧聚集，裂纹在微观组织中扩展。

图 3.22 为试样经 900°C拉伸后的微观组织，在高温持续作用下，发生了明显的聚集再结晶，大部分再结晶初生 α 相晶粒合并、连接，长大成大片状。



(a) 断口侧面显微组织 (b) 断口端面显微组织 (c) 断口平面显微组织

图 3.21 试样经 880°C 拉伸后的微观组织(500X)



(a)断口侧面显微组织 (b) 断口端面显微组织 (c) 断口平面显微组织

图 3.22 试样经 900°C 拉伸后的微观组织(500X)

3.4 应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 对 β 锻造 TC21 超塑性及显微组织的影响

应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 是影响合金超塑性能的主要因素之一。合金在超塑性变形过程中, 金属转移近似粘性流动, 应变速率敏感性指数 $m < 1$ 。为了研究应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 对 β 锻造 TC21 合金超塑性能的影响, 在拉伸温度为 820°C, $6.6\text{e-}5/\text{s} \sim 6.6\text{e-}4/\text{s}$ 的初始应变速率范围内进行拉伸, 得到其真实 $\sigma - \varepsilon$ 曲线(图 3.23 所示)及应变速率敏感指数 m 随应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 而变化的关系曲线(见图 3.24), 即应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 对其敏感指数 m 的影响, 由它可知, 随着应变速率的增大, 应变速率敏感指数 m 值是逐渐增大的, 当初始应变速率达到 $5.3\text{e-}4/\text{s}$, 敏感指数 m 值达到最大 0.86。由真实 $\sigma - \varepsilon$ 曲线测定的延伸率 δ 和流动应力值见表 3.7, 初始应变速率与延伸率和流动应力关系曲线见图 3.25、3.26 所示。 β 锻造钛合金 TC21 的超塑性能不是很良好, 在实验应变速率范围内, 延伸率 δ 在 100%~225% 范围内变化, 初始应变速率为 $5.3\text{e-}4/\text{s}$ 时为最佳应变速率, 延伸率最大。随着应变速率的增大, 延伸率先增大后减小, 流动应力亦是如此。

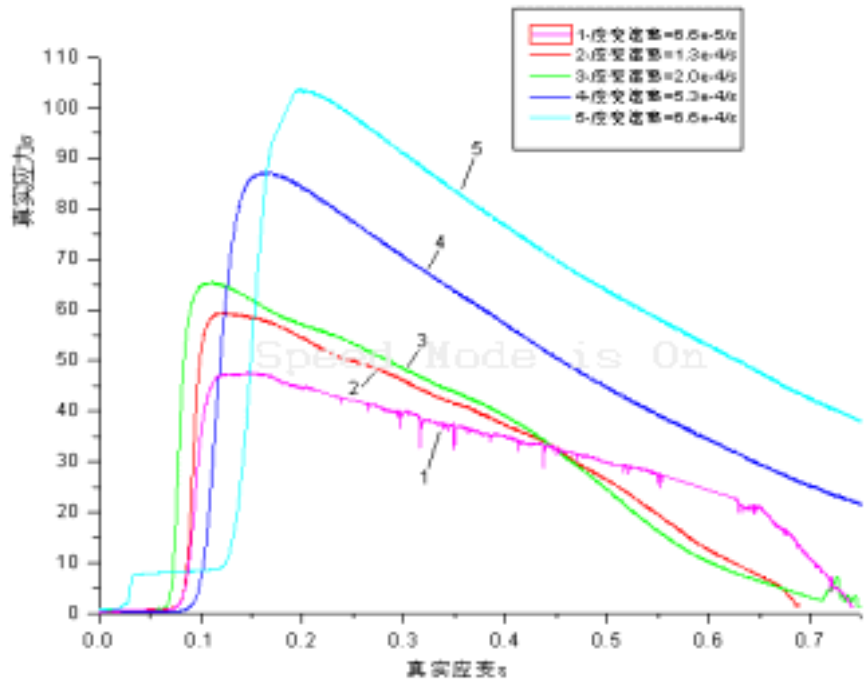


图 3.23 不同初始应变速率 $\dot{\epsilon}$ 拉伸的真实 $\sigma - \epsilon$ 曲线

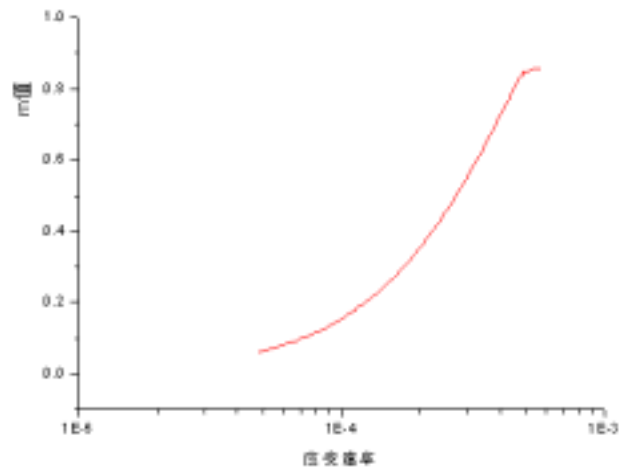
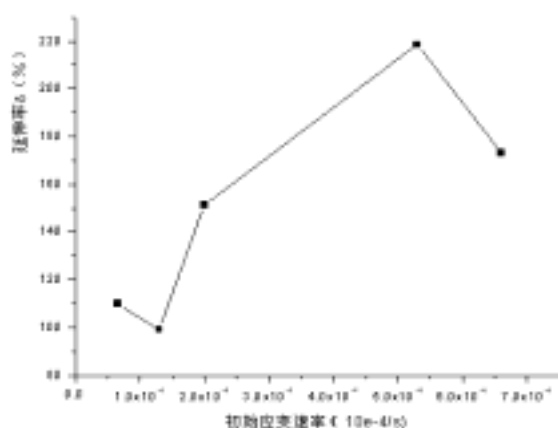
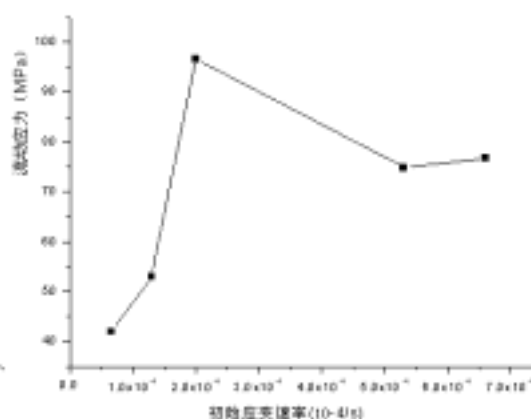


图 3.24 应变速率 $\dot{\epsilon}$ 对其敏感指数 m 的影响

表 3.7 等温不等应变速率 $\dot{\epsilon}$ 拉伸试样的延伸率和流动应力

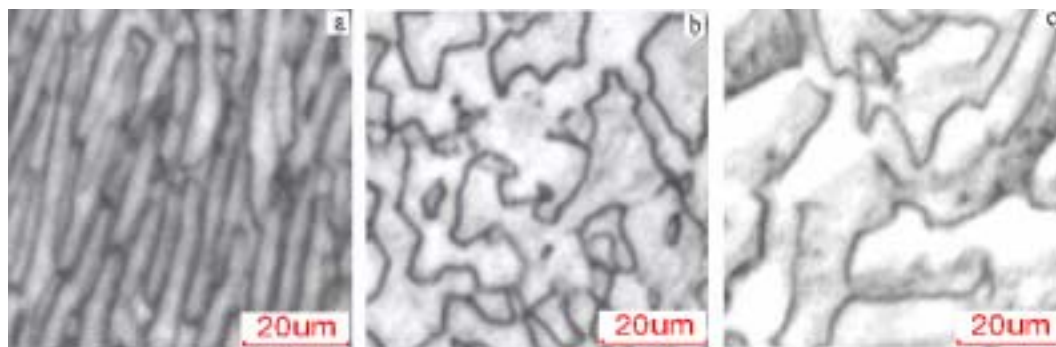
应变速率 (S^{-1})	延伸率 δ (%)	平均延伸率 (%)	平均流动应力 (Mpa)
6.6e^{-5}	110	110	42
1.3e^{-4}	99.2	99.2	52.9
2.0e^{-4}	115/187.6	151.3	96.6
5.3e^{-4}	225/212	218.5	74.8
6.6e^{-4}	187.7/158.2	173	76.7

图 3.25 应变速率 $\dot{\epsilon}$ 对延伸率 δ 的影响图 3.26 应变速率 $\dot{\epsilon}$ 对流动应力的影响

超塑性变形主要表现为晶界行为，即晶界滑移、晶界迁移及晶粒转动等。对于两相钛合金，其两相强度有所不同，在拉伸过程中，晶界滑动在两相界面上发生，同时，在变形过程中发生动态再结晶，即应变硬化和再结晶软化循环进行。在高应变速率下，位错密度增加较快，晶粒内将出现位错线，引起位错塞积，扩散蠕变和位错滑移不能有效的对晶界滑动起协调作用；况且在实际的合金中，晶粒尺寸并非完全一致，其形状也不绝对等轴，所以晶粒在滑动和转动过程中必然在一些地方受阻，从而引起应力集中。因此，使材料内部变形的协调过程来不及进行，应变硬化不能充分消除，应力集中得不到及时松弛，不利于均匀变形。反之在过低应变速率下，试样拉伸时间过长，再结晶充分，晶粒容易长大，使得可滑动的界面减少，晶界的滑动性降低；同时应变速率低，扩散蠕变过程能充分进行，但晶粒容易长大，从而使畸变能降低，滑移系数受到限制，协调过程难于进行；且试件在高温下停留时间长，容易被氧化，也影响超塑性。当试样在最佳的应变速率拉伸时，晶界滑动是拉伸试样变形的主要机制，并伴随有扩散蠕变和位错滑移所协调的复合机制。在拉伸应力作用下，由于晶粒细小，晶界面积大，且晶胞内滑移系数增多，晶界较易滑动，晶粒借助晶界滑动不断的填充到邻层金属出现孔洞的地方，从而使试样中的晶粒不断的沿拉伸轴方向重新排列起来，同时，在合适变形温度和应变速率下，当晶粒之间的相对滑动过程受阻产生应力集中时，空位的扩散与位错的滑移或攀移能及时缓和应力集中，从而避免了位错之间的交互作用，使材料内部得到了充分松弛，提高晶粒对变形的适应性，而且这些因素的同时作用和它们的良好组合，都保证了超塑性流动的正常进行。因此，可使拉伸试样在变形中获得非常大的延伸率。

应变速率对显微组织有显著影响，变形温度为 820°C 恒定不变时，不断降低应变速率，拉伸时间延长，组织随之发生显著变化，使得拉伸后的晶粒具有不同的大小和形状，如下图 3.27 所示。图 (a) 为初始应变速率 $6.6\text{e-}4/\text{s}$ 拉伸后试样断面上的显微组织，与原材料相比，其网篮组织中的 α 相长大、粗化；图 (b) 为初始应变速率 $5.3\text{e-}4/\text{s}$ 拉伸后试样断面上的显微组织，与 (a) 图比较，网篮组织发生明显变化，原始初生条状 α 相已被破碎，大部分再结晶变圆。图 (c)

随着应变速率降低，拉伸时间加长，a 晶粒明显趋向粗化，并且开始出现空洞。随着延伸率的不断增大，空洞密度和尺寸亦不断增加，和其他空洞聚集连接在一起，达到一定程度，试样断裂，形成韧窝断口。



(a) 初始 $\dot{\varepsilon} = 6.6e-4/s$ (b) 初始 $\dot{\varepsilon} = 5.3e-4/s$ (c) 初始 $\dot{\varepsilon} = 2.0e-4/s$

图 3.27 不同的初始应变速率拉伸后的微观组织 (500X)

3.5 β 锻造 TC21 合金断裂行为及其机理

金属断裂后，在断裂面上留下分离前的变形痕迹和断裂过程中的各种信息，反映出材料成分、组织与机械性能之间的联系。断裂机理决定断口表面的细小形貌，故断口留下的信息能直接地肯定断裂机理。通过断口形貌，可初步判断出合金断裂的性质和原因^[37]。

断口分析包括宏观断口分析和微观断口分析。利用宏观观察来判断裂纹源、断裂的性质及裂纹扩展方向，利用微观观察则可分析断裂原因及断裂机制^[38]。金属多晶体的断裂可分为穿晶断裂和沿晶断裂，在超塑性变形时发生的断裂一般认为是沿晶断裂。Langdon^[39]认为超塑性的断裂过程是由应变速率敏感性指数 m 和空洞连接的难易程度共同控制的，并将超塑性材料的断裂分为四种类型：(1) 似稳定变形之后的断裂，特点是：延伸率很大，试样像糖怡一样似粘性流动，断裂时没有明显的颈缩；(2) 颈缩的发展导致的断裂，试样在某处发生局部化变形，形成缩颈，并在该处发展导致断裂，特点是：断裂处明显的颈缩，与其它各处相比断面收缩率大，如 Zn-22%Al 在最佳应变速率区间之外的拉伸变形；(3) 空洞化导致的断裂，断裂处无颈缩或颈缩小；(4) 似脆性断裂，在温度不高或高应变速率情况下，超塑性材料的断裂呈似脆性，这种断裂对于超塑性研究的意义不是很大。同时，他还提出抑制局部颈缩的发展（而不是抑制颈缩的转移或多个颈缩）和抑制空洞的连接（而不是抑制空洞的形核和生长）是获得超塑性拉伸延伸率的两个必要条件。

3.5.1 拉伸试样断口 SEM 观察

为清除试样表面的氧化皮和高温防护涂料，需对试样进行清洗。

- (1) 酸洗，酸洗溶液含 15% HNO_3 +10% HF (所选用的酸剂均为工业纯酸)；
- (2) 水洗，彻底清除试样表面的酸液；
- (3) 干燥。清洗后采用 JSM-6480LV 型冷场发射扫描电镜观测拉伸断裂表面。

对最佳超塑性拉伸温度为 820°C 的初始应变速率为 $\dot{\epsilon}=5.3\text{e-}4/\text{s}$ 和 $\dot{\epsilon}=6.6\text{e-}4/\text{s}$ 的断口在扫描电镜上进 SEM 观察并拍照，扫面电镜为 JEOL 公司生产的。

3.5.2 断口形貌分析

超塑性变形时，晶界滑移造成晶粒之间的不协调导致了空洞的产生与发展，空洞在超塑性拉伸过程中必然长大，它主要有两种机制^[40-44]：空穴扩散控制的空洞长大及塑性变形控制的空洞长大。前者一般发生在较低的应变速率，空洞为球形且分布无规则，它适合较小的空洞生长；后者一般对应较高的应变速率，空洞沿轴拉长或呈规则的取向分布，它对应较大的空洞。对于变形量不大的高温蠕变变形，沿晶界的扩散对空洞的产生及长大起了非常重要的作用。但对大变形量的超塑性变形，塑性变形控制的空洞长大居于主导地位。Taplin 首先指出：在大多数超塑性条件下，塑性变形是空洞长大的主要机制，这已被近年的试验证实。文献^[45]的分析表明，在超塑变形过程中，动态再结晶与空洞行为有密切关系。

从宏观的力学角度看，可以把超塑性变形中发生的断裂看作是一种缩颈造成的流变失稳的结果。但这种缩颈是就宏观尺度（试样尺寸）而言的。除了某些密排六方多晶体外，一般来说，并未发现晶粒在断裂时被拉细的现象，相反，许多超塑性变形临近断裂时，有明显的快硬化现象，试样以沿晶断裂的形式而分离。解释高温下金属多晶体沿晶断裂的理论主要有应力集中理论、熔化理论和空位聚集—空洞连接理论，其中空位聚集—空洞连接理论比较接近实际情况而被广泛地接受，它形象地描述了晶界断裂的整个发展过程，包括：空洞的形核、空洞的长大、空洞的合并连接成“横向裂纹段”、“横向裂纹段”通过倾斜晶界连接成“曲折裂纹”、“曲折裂纹”相互连接导致断裂^[46]。韧窝特征的形成机理为空洞聚集，即显微空洞生核、长大、聚集直至断裂。首先材料内部分离形成空洞，在滑移的作用下空洞逐渐长大并和其他的空洞连接在一起就形成了韧窝断口，其空洞聚集形成韧窝而断裂的示意图如 3.28 所示。

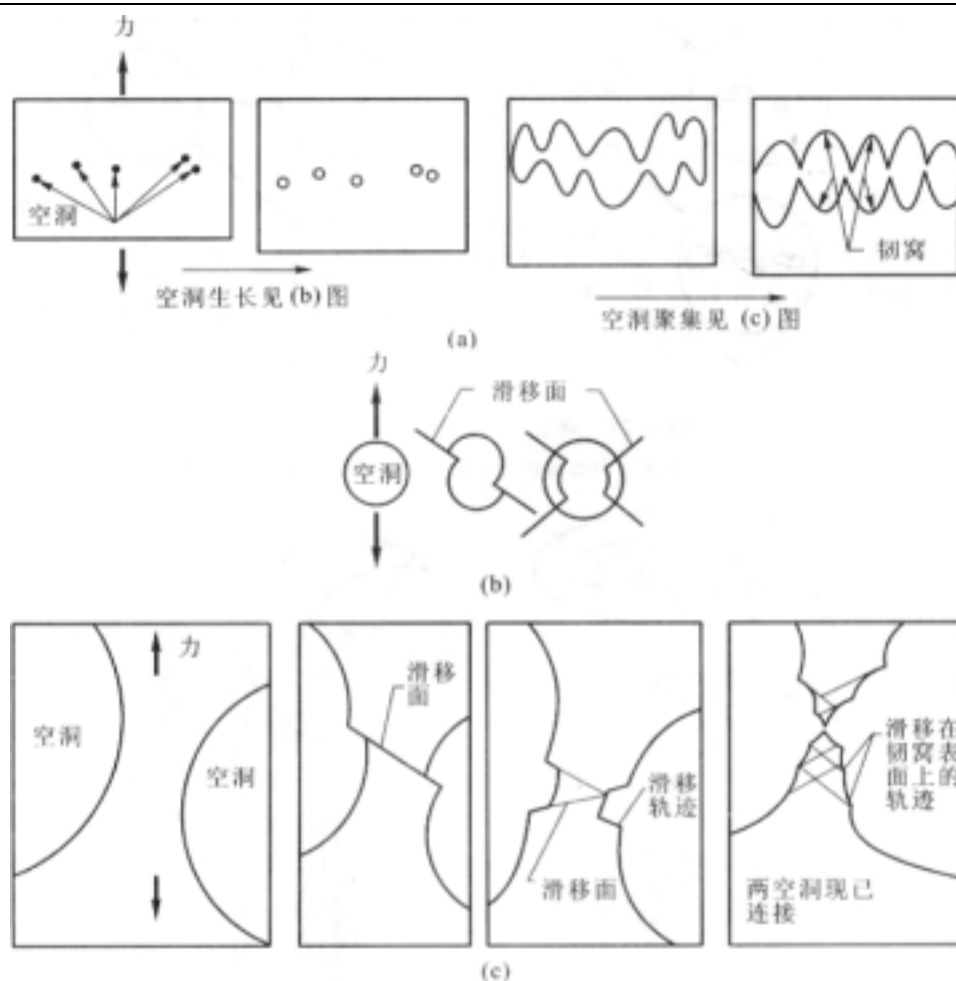


图 3.28 空洞聚集形成韧窝而断裂的示意图

超塑性试样在拉伸断裂后，其断口及其附近的组织有两个特点，其特点之一是晶粒粗大，且沿拉伸方向伸长；另一个特点是空洞沿晶界大范围扩展和连接。晶粒和空洞的长大都是在超塑性变形过程中逐渐进行的，通常，细小等轴的晶粒有利于晶界滑动的充分进行。若在超塑性变形过程中始终保持细小等轴晶粒组织，合金会呈现异常优异的超塑性，可事实上超塑性变形会促使晶界迁移，引起晶粒长大。合金必须有一定量的第二相粒子阻碍晶界迁移，使晶粒粗化速率降低。晶粒长大和等轴性降低的直接结果增加了合金超塑性变形时的晶界滑动阻力。三角界是空洞形核的主要场所，晶界滑动在三角界处易于受阻，从而产生应力集中，当应力集中不能及时得到位错或扩散蠕变的松弛时，便在三角晶界处产生空洞。随着变形的进行，晶粒长大，并沿拉伸方向伸长，晶界滑动在更多的三角界处产生应力集中，继而产生更多的空洞，所以在合金拉伸试样断裂时，其表面仍有为数较多的小空洞。当降低变形温度时，晶粒的等轴性较之最佳变形温度时的等轴性更差，与之相对应，晶界滑动的阻力就更大，故而产生较多的空洞。空洞形核后，随变形的进行不断长大。究其原因，空洞周围的晶粒之间易于沿纵向相对滑动或

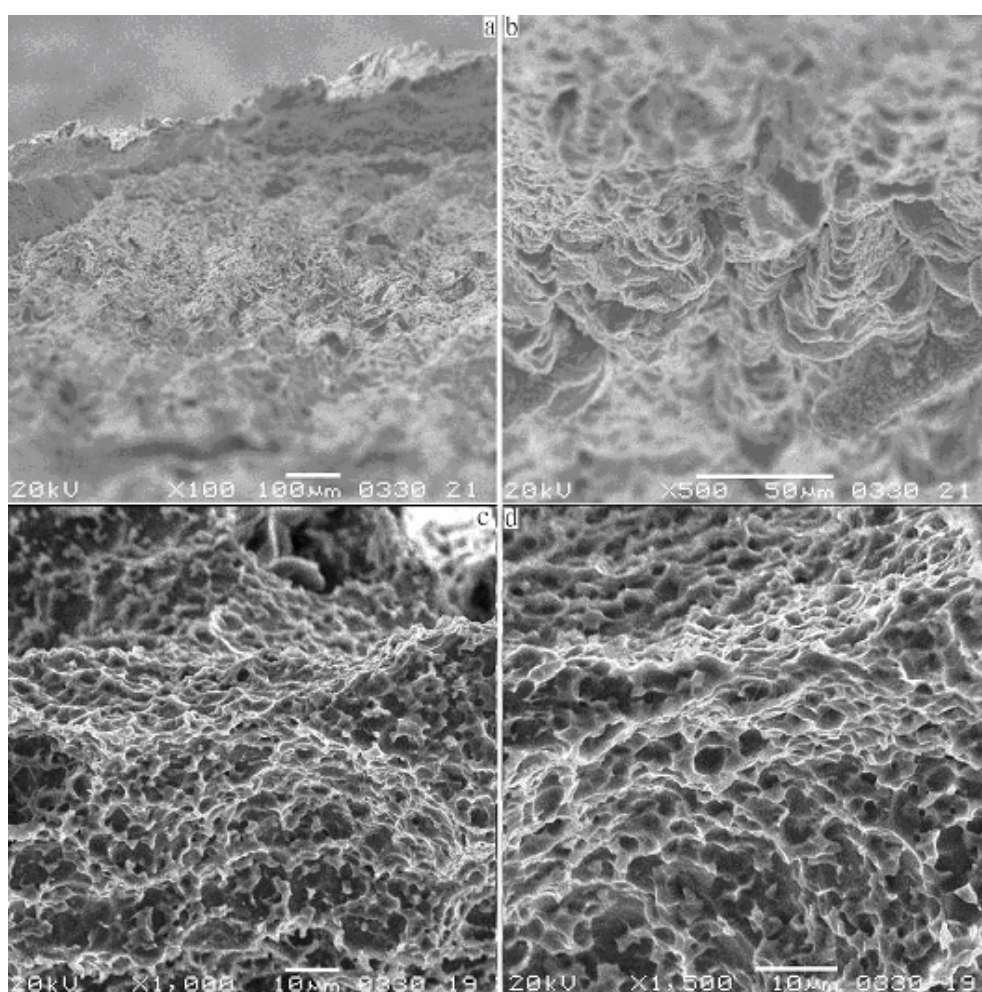
转动, 应变量愈大, 晶粒相对滑动的总量也愈大, 由此引起空洞的长大和伸长。降低变形温度, 晶界滑动量减少, 空洞尺寸也相应减少。临近断裂时, 晶粒粗化, 且等轴性很差, 合金的晶界滑动已是非常困难, 变形就集中在空洞体积百分比较大的薄弱处, 使其局部应变速率增加, 应力升高, 空洞快速失稳, 沿晶界大范围扩展连接, 导致试样在未出现明显缩颈的情况下突然断裂, 材料空洞的长大限制了材料塑性的充分发挥^[47]。

利用扫描电镜对拉伸试样断口进行观察, 如图3.30和3.31所示(图3.29为宏观的断口形貌), 拉伸试样在820°C不同的初始应变速率下拉伸, 断口的形貌各不相同。从断裂机制分析, 该TC21合金断口属于高温韧性断裂的蠕变断口, 其宏观断口表面粗糙、不平整, 覆盖一层厚的氧化膜。蠕变即缓慢变形, 又试样 β 锻造TC21合金属于 $(\alpha+\beta)$ 两相的网篮组织, 蠕变在网篮组织中转移易在晶界处产生严重的位错塞积, 从而促进了蠕变空洞的形核与发展, 但是混乱交织的片状 α 给蠕变转移增加了困难。尽管空洞形核较早, 但扩展困难, 形成晶内损伤而呈现明显的解理特征。网篮组织的稳态蠕变速率较低, 它比双态组织、等轴组织表现出更好的抗蠕变能力。FentimanWP^[48,49]等指出显微组织中条状 α 比等轴 α 有较好的抗蠕变能力, 在蠕变应力作用下, 晶界 α 产生应力集中, 使晶界承受更高的剪切应力, 加大了晶界滑动和在 α 处的应变局域化。而网篮组织是一束束平行排列的条状结构, 有些条束的取向平行于载荷方向, 因而, 有较少的晶界承受高的剪切应力。一般而言, 蠕变空洞在各种界面上的形成、长大, 在高温蠕变断裂中扮演重要角色。和网篮组织的条束间界面相比, 晶界 α 与基体之间的界面更易滑动和产生蠕变空洞, 甚至沿晶开裂。因此, 宏观上表现出网篮组织有更低的蠕变速率。

图 3.30 为 820°C 初始应变速率 $\dot{\epsilon}=5.3\text{e-}4/\text{s}$ ($\delta=225\%$) 拉伸后断口形貌。其中图 (a) (b) 为试样低倍断口形貌, 从中可以看到断口凹凸不平, 起伏很大, 有“沟壑”、“山峰”存在。图 (c) ~ (h) 为不同放大倍数的断口形貌, 它们为大量的深浅不一的韧窝。不同变形量的韧窝大小、深浅及形状各不相同。韧窝的形状主要取决于应力状态, 与构成韧窝源的第二相质点或母体材料的塑性变形特征几乎没有关系。本实验所用试样是在单轴拉伸的正应力作用下进行, 所形成的韧窝为等轴韧窝, 这时显微空洞沿空间三个方向的长大速率相同。在相匹配的断口表面上, 韧窝的形状是相同的。韧窝尺寸包括其平均直径和深度, 它的主要影响因素为第二相质点的尺寸、形状、分布, 材料本身的相对塑性、变形硬化指数, 外加应力、温度等。变形量大, 韧窝深度大, 尺寸大, 同时随着温度、应变速率的增加, 韧窝深度、直径增加。如图 3.31 为 820°C 初始应变速率 $\dot{\epsilon}=6.6\text{e-}4/\text{s}$ ($\delta=187.7\%$) 拉伸后断口形貌, 应变速率由 $\dot{\epsilon}=5.3\text{e-}4/\text{s}$ 增加到 $\dot{\epsilon}=6.6\text{e-}4/\text{s}$, 放大同等倍数, 韧窝尺寸和深度均增大; 断口表面起伏程度加剧, 更加得凹凸不平, 并且有明显的山脊状花样, 如图 (a') (b') 所示, 其断裂过程是首先在分散质点处形成裂纹核, 然后沿晶界向四周扩散, 与周围相邻晶粒脱开, 最后造成晶间拉开而断裂。



图 3.29 断口的宏观形貌



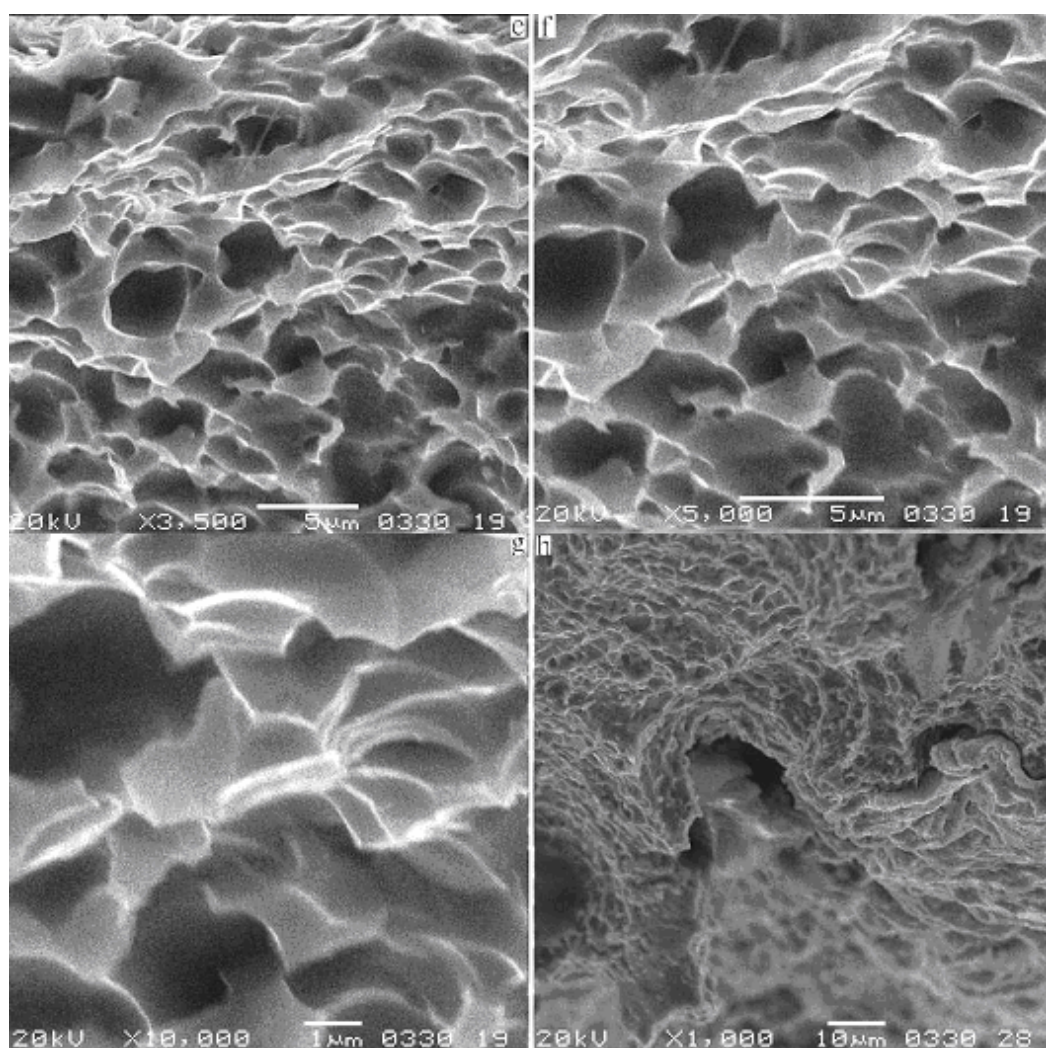
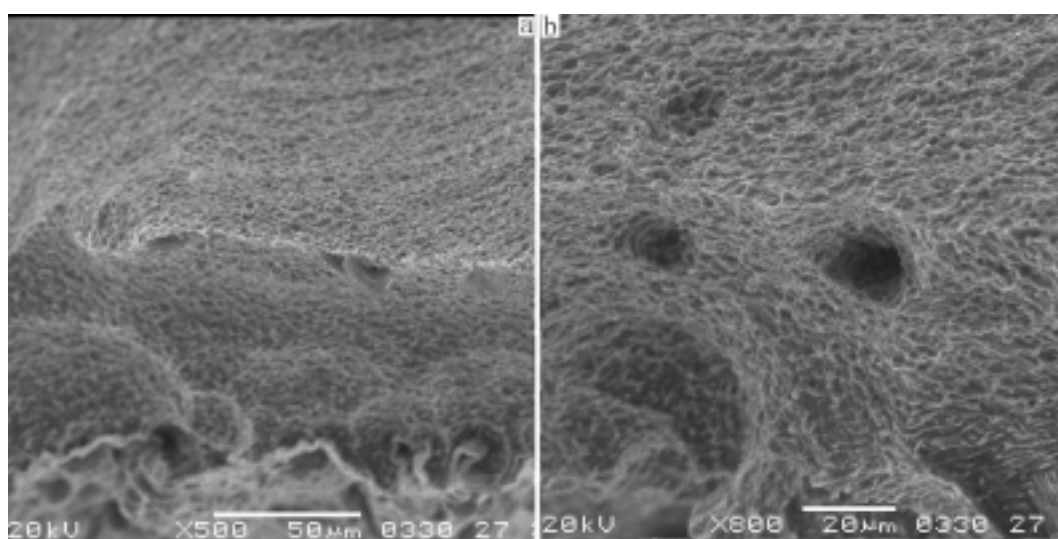


图 3.30 820°C初始应变速率 $\dot{\epsilon}=5.3\text{e-}4/\text{s}$ 拉伸后断口形貌



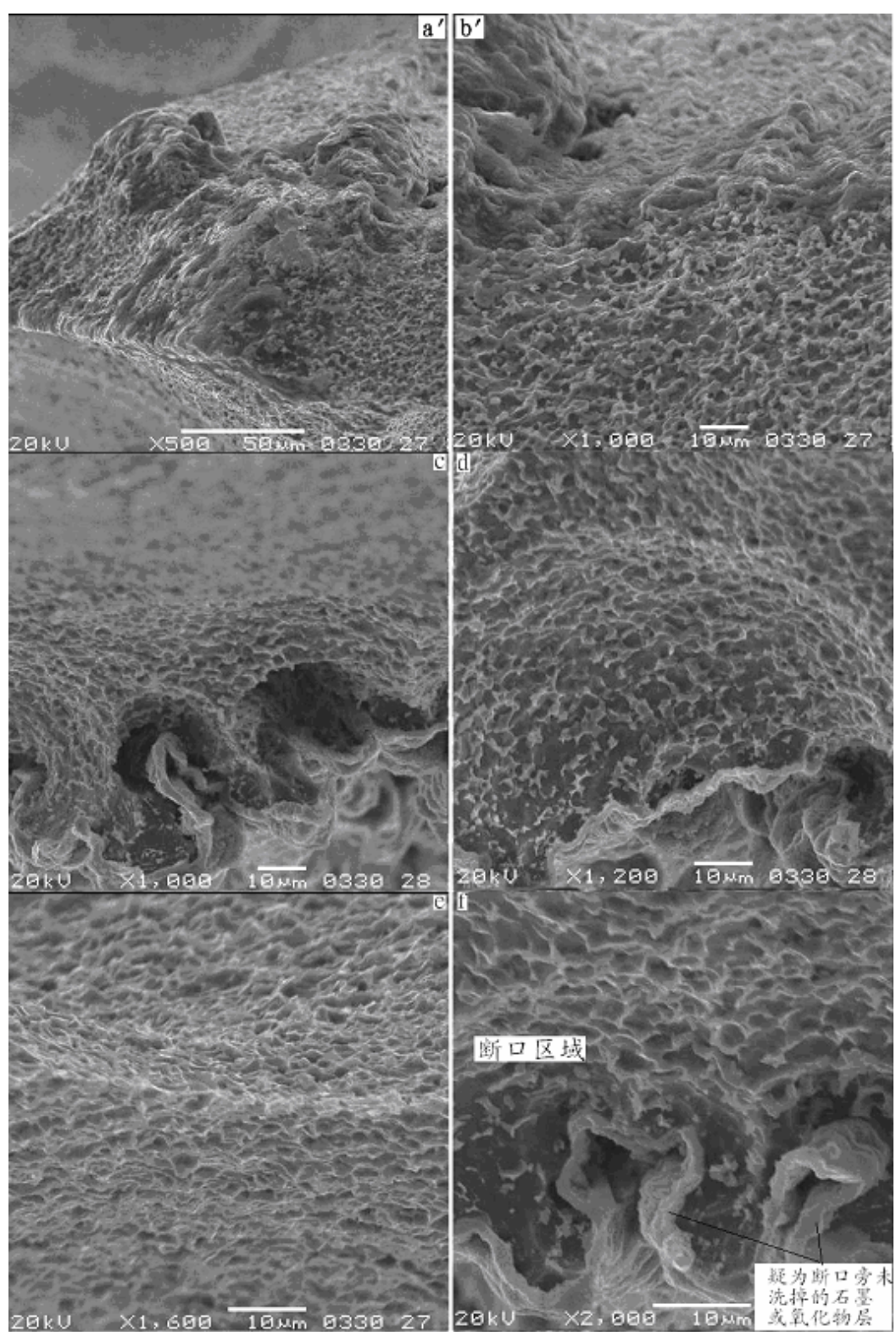


图 3.31 820°C 初始应变速率 $\dot{\epsilon}=6.6\text{e-}4/\text{s}$ 拉伸后断口形貌

3.6 本章小结

本章对 β 锻造 TC21 钛合金进行超塑性拉伸试验, 测定延伸率 δ 值和应变速率敏感指数 m 值, 并重点分析了拉伸温度、应变速率对合金显微组织及超塑性能的影响。实验得到的结论具体如下:

1、本试验采用多台阶速度突变法测定 m 值, 在所采用的应变速率范围内, 试样的 m 值均大于 0.3, 最大值达 0.573 (820°C), 对应的超塑性也最好。用 m 值表示试样超塑性优劣次序的结果同延伸率表示的结果基本一致。

2、在超塑性变形过程中, 随着拉伸温度的提高和变形量的加大, 试样中部变形区将发生明显的变形再结晶, 使原始条状初生 α 相破碎、消失。在最佳超塑性条件, 试样中部变形区由于高温长时间停留和特大变形量的作用, 引起聚集再结晶, 再结晶 α 相合并长大成不规则的大片状, 显微组织明显粗化。试样夹头部分由于高温长时间保温, 显微组织中的球状 α 相发生长大, 条状 α 相变短变粗, 但组织粗化程度明显低于中部变形区。

3、在最佳应变速率条件下, 试样在不同温度下超塑性拉伸后, 断口形貌不同, 拉伸温度较低时, 断口平齐, 细小等轴韧窝较多, 随着拉伸温度的提高和超塑性变形程度的增大, 再结晶晶粒长大, 断口表面起伏增加, 在最佳超塑性温度时, 形成大而深的孔洞, 因晶间拉开而造成晶间断裂的特征非常明显, 其断裂方式为高温韧性蠕变断裂。

第四章 β 锻造 TC21 钛合金的微观组织裂纹扩展模拟

4.1 引言

本章利用有限元软件 FRANC2D/L 模拟 β 锻造 TC21 钛合金疲劳裂纹扩展过程, 分析其网篮组织晶粒尺寸对疲劳裂纹扩展速率 da/dN 、疲劳裂纹扩展门槛值 ΔK_{th} 以及断裂韧性 K_{IC} 的影响, 为提高钛合金的损伤容限性能及改善热处理工艺提供依据。

4.2 FRANC2D/L 软件简介

对弹性体进行裂纹扩展模拟, 有限元法是目前主要采用的数值方法。在模拟裂纹扩展时, 有限元网格的划分对整个计算过程有重要的影响, 它不仅严重影响计算精度和速率, 而且还决定一个计算过程能否正常进行下去。裂纹问题的关键是计算裂纹尖端处的应力场, 为了保证计算精度, 裂纹尖端单元应设计为奇异性单元, 并在此周围区域局部加密, 此计算网格应随着裂纹扩展而不断变化, 以保证奇异性单元和加密网格始终处于裂纹尖端, 因此有限元法模拟裂纹扩展过程中网格的重新划分是问题的关键。一个完善的网格再划分处理系统应包括: (1) 畸变网格的判别及再划分准则; (2) 合理的新网格系统生成; (3) 新旧网格系统之间的有关信息的传递。

裂纹扩展过程模拟一直是学者们研究的热点, 但由于裂纹尖端奇异性的存在, 在网格划分时遇到一些困难, 虽已有不少新的数值方法出现, 但各有优缺点, 有待于深入研究以改进算法、提高模拟的精确性。目前对弹性体裂纹扩展的理论已相当成熟, 而对弹塑性断裂问题、裂纹动力扩展及非线性断裂问题等的数值计算方法的研究还需要进一步深入研究。

4.2.1 FRANC2D/L 功能及应用

FRANC2D (Fracture Analysis Code) 裂纹分析软件是一个具有较好用户交互环境的有限元软件, 最初由康奈尔大学 (Cornell) 的 Pall Wawrzynek 研制开发, 采用拓扑数据结构及模块化的设计, 具有较强的建模及裂纹扩展分析能力。FRANC2D/L 软件在 FRANC2D 的基础上增加了模拟分层结构中裂纹扩展的功能, 主要用于模拟线弹性体的裂纹扩展, 真实的体现裂纹扩展状态。FRANC2D/L 采用三种不同方法自动计算应力强度因子: 位移相关方法、改进的裂纹闭合积分、等效区域的弹性 J 积分。经康奈尔大学裂纹研究人员不断改进, 目前已发展了用于三维裂纹分析的软件 FRANC3D。FRANC2D/L 软件和其他有限元软件一样包括三个部分: 前处理

模块、分析模块和后处理模块，其界面由主窗口、信息窗口、辅助窗口及程序控制窗口等组成。

在应用 FRANC2D/L 分析裂纹问题之前，可用 CASCA 网格生成器建模及进行网格划分。CASCA 是一个简单的网格划分程序，用于产生 FRANC2D/L 所用的初始网格，又是一个独立的程序，不属于 FRANC2D/L 软件。断裂模型中最重要的区域是围绕裂纹尖端的区域，这里的裂尖区域在二维断裂模型中是指裂纹尖端，如图 4.1 所示。由线弹性断裂力学可知，裂纹尖端周围各点的应力具有 $r^{-1/2}$ 的奇异性， r 是指到裂纹尖端的距离，所以在裂纹尖端 $r=0$ 处应力具有奇异解。要模拟这种应力应变的奇异性，围绕裂纹尖端（或裂纹前沿）的单元必须是二次单元。另外，Henshell 和 Barsoum 指出，可不必采用特殊的裂尖奇异单元，只要把裂尖尖端周围的等参单元各边的节点移至靠裂纹尖端的 $1/4$ 分点处，就可以使裂尖角点的应力具有这种奇异性，这样的单元叫做奇异单元（如图 4.2）。CASCA 程序所使用的网格单元正是标准的具有二次形函数、能有效地模拟裂纹尖端的应力奇异性问题的六节点三角形单元和八节点四边形单元。

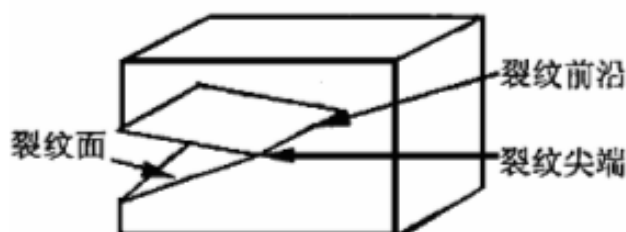


图 4.1 裂纹示意图

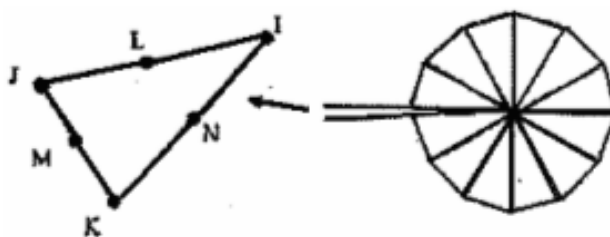


图 4.2 二维模型裂尖奇异单元

与其他有限元软件不同的是，FRANC2D/L 软件模拟裂纹扩展时要根据分析结果进行裂纹初始化。首先设置裂纹萌生点，即在前处理的模型中添加初始裂纹，软件就会自动将裂纹尖端单元奇异化，然后程序会自动判断裂纹扩展方向，奇异化单元会随着裂纹尖端一起扩展，从而进行裂纹扩展的数值模拟。FRANC2D/L 软件采用三个裂纹扩展理论预测裂纹的扩展方向：最大周向拉应力理论、最大能量释放率理论（G判据）和最小应变能密度理论（S判据）。在裂纹扩展的过程中，FRANC2D/L 软件采用自动网格划分方法将删除裂尖单元、移动裂尖及插入试验网格、连接裂纹和旧网格这一系列过程连续完成（其中可靠的三角测量计算法则用来生成连接延长的裂纹路径和未变形的旧网格之间的过渡网格），裂纹尖端自动加密，从而克服了其他有限元软件在计算过程中要不断重新划分网格，数据准备工作量大的缺点。在每次模拟之初，用户需要提

供一个比较合理的裂纹扩展递增量，并且可以根据需要，用户自主修改网格，这个技术充分体现了该软件的交互特性，分析人员可以决定网格的适用性。

4.2.2 FRANC2D/L 疲劳裂纹分析的理论基础

在疲劳裂纹扩展速率预测中最著名的是Paris公式，即：

$$da/dN = C(\Delta K)^m \quad (4.1)$$

式中 a 为初始裂纹长度， N 为应力循环次数， da/dN 为每循环中疲劳裂纹的扩展速率， $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$ 为循环内应力强度因子范围， C 和 m 是取决于材料、环境、频率、温度及应力比的参数。FRANC2D/L 疲劳裂纹分析是以公式 (4.1) 为裂纹扩展的理论依据，对疲劳裂纹扩展进行模拟计算的。(4.1)式称为“帕里斯(Paris)准则”，由该式可得与图 4.3 相似的曲线。

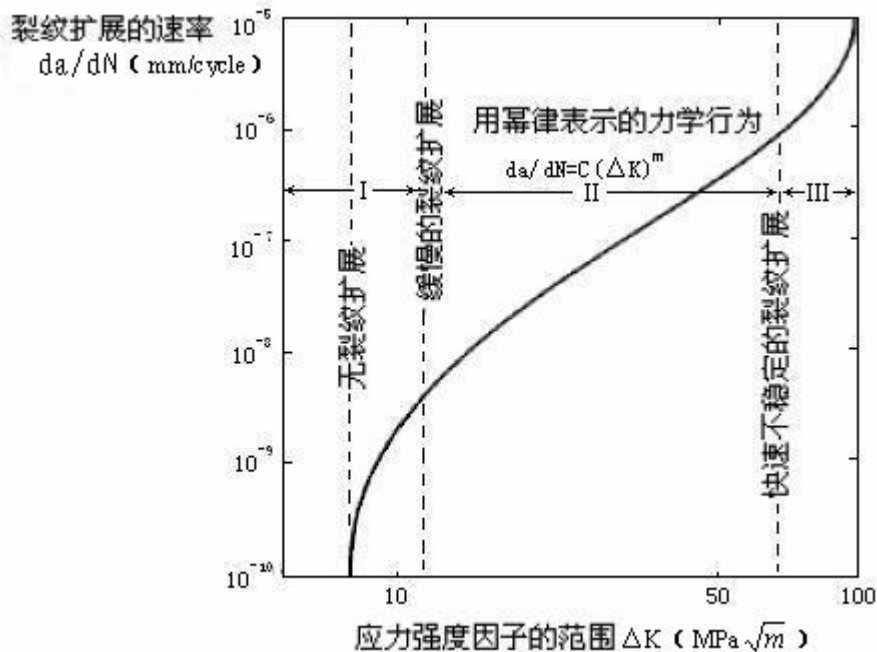


图 4.3 疲劳裂纹扩展速率的帕里斯准则

几乎所有固体材料的完整的疲劳裂纹扩展曲线均分三个部分^[50,51]：I 近门槛区，带有一定晶体学取向的裂纹扩展，在此区域裂纹扩展速率随着 ΔK 的降低而迅速降低，以致 $da/dN \rightarrow 0$ 。此时的 ΔK 值称为疲劳裂纹扩展门槛值，记作 ΔK_{th} 。II 中部稳定扩展区，非晶体学取向的裂纹，在该区域，裂纹扩展速率在 $\log da/dN - \log \Delta K$ 双对数坐标上呈现一直线。III 高速率区，随着 ΔK 的增大，裂纹扩展速率迅速升高。当 $K_{\max} = \Delta K / (1-R) = K_{IC}$ 时，试样或零件断裂。不同材料在各个过渡区的速率各不同，但一般在 I 区，裂纹扩展速率 (da/dN) 在 $10 \times 10^{-7} \sim 10 \times 10^{-5} \text{ mm/cycle}$ 之间，在 II 区为 $10 \times 10^{-5} \sim 10 \times 10^{-3} \text{ mm/cycle}$ ，在 III 区，裂纹扩展速率一般超过 $10 \times 10^{-3} \text{ mm/cycle}$ 。

4.2.3 数值模拟的分析过程

一个完整的 FRANC2D/L 的模拟裂纹扩展过程一般可以分为 3 个步骤：前处理、模拟计算和后处理，如图 4.4 所示为其模拟分析过程。其中，CASCA 是 Cornell 大学断裂力学小组为 FRANC2D/L 开发的前处理建模工具，也可从 ANSYS、ABAQUS 等软件中建好模型，再通过它提供的接口导入到 FRANC2D/L 中，但模型要求就更高，所以一般推荐用 CASCA 进行建模，尤其是一些复杂模型。



图 4.4 FRANC2D/L 的模拟分析过程

4.3 β 锻造 TC21 合金网篮组织裂纹扩展模拟

4.3.1 前处理

利用 MatlabR2008a 的图形图像处理功能，提取超塑性拉伸 β 锻造 TC21 钛合金网篮组织金相图片的多晶体晶粒边界，其基本思路：原始图像读入→图像预处理（直方图均衡化、图像增强、平滑滤波）→图像二值化→二值图像形态学处理（腐蚀、膨胀、开运算、闭运算）→图像分割及特征提取（边缘检测、面积提取），其简单程序如下：

```
i=imread('E:\TC21\Tc21Yuan.jpg');      g=rgb2gray(i); %转变为灰度图
```

```
figure, imshow(g); %显示图像;           im=imadjust(g, [0.51],[],1.4); %对比度增强
m=medfilt2(im); %中值滤波处理           figure, imshow(m); %显示图像
bw=im2bw(m); %图像二值化                figure, imshow(bw); %显示图像
BW1=bwperim(bw); %提取边界              figure, imshow(BW1); %显示图像
```

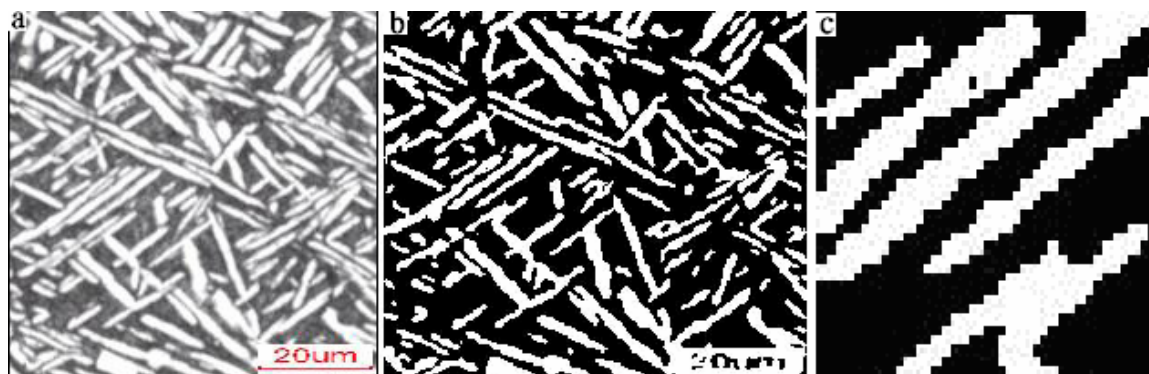


图 4.5 TC21 合金 β 锻造网篮组织晶界图

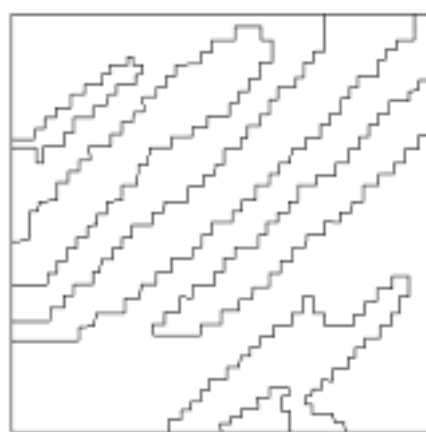


图 4.6 多晶体晶粒模型

图 4.5 (a) 为 β 锻造 TC21 钛合金原始材料的网篮组织金相照片, (b) 图为通过 Matlab 提取的图 (a) 的网篮组织晶粒边界, 其中白色为条状 α 相, 黑色为 β 相。为了建模方便, 取其中一部分如图 (c) 所示, 通过 FARANC2D/L 的前处理建模工具 CASCA, 建立多晶体晶粒模型如图 4.6 所示。表 4.1、4.2 为 TC21 合金网篮组织的材料参数, 对晶粒模型进行材料参数赋值和网格划分, 用 write mesh 命令将文件保存成*.inp 格式, 导入 Franc2D/L 后如图 4.7 所示。

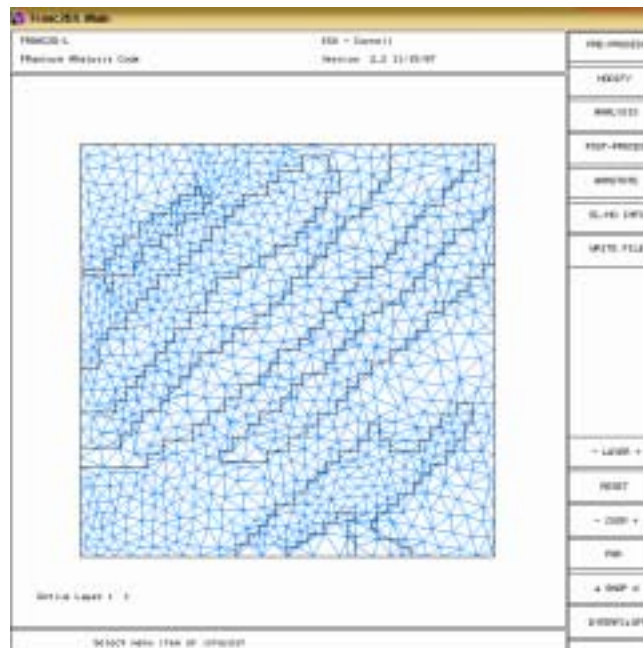


图 4.7 初始有限元网格

表 4.1 材料参数

弹性模量 E (GPa)	泊松比 μ	密度 ρ (kg/ m ³)
115	0.33	4620

表 4.2 TC21 合金力学性能

抗拉强度 σ_b (MPa)	屈服强度 $\sigma_{0.2}$ (MPa)	延伸率 δ (%)	断面收缩率 ψ (%)	断裂韧性 K_{IC} (MPa·m ^{1/2})
1117	1020	13.3	23.0	97.2/95.2/96.7

4.3.2 求解

在FRANC2D/L的前处理PREPROCESS中，首先将问题的类型设定为平面应变，然后对该模型进行边界位移的设定：将模型左右两边的x方向位移固定为0，对模型上下两边y方向施加位移（Ydisp=5E-5inch），使整个多晶体模型处于双向受拉的应力状态。加载结束后FRANC2D/L中有两个求解方法可以选择：直接线性方程求解器和动态松弛求解器，前者可以用于求解除了非线性接触单元之外几乎所有的问题，后者对非线性接触单元问题求解是收敛的，但是速度比较慢。本文选择非线性方程求解器进行求解，结果如图4.8所示。求解完后进入后处理，可以得到试样启裂前的变形图，位移、应力应变等线图，以确定边界条件及加载是否得当，结果是否符合要求，从而确定方法是否可行，并根据应力分布图确定应力集中的交点处为裂纹萌生点。

图 4.8 加载后的非线性分析结果

```

*****
NONLINEAR INCREMENTAL ANALYSIS
*****

EMPLOYED PARAMETERS:
  Load Sub-Steps =          10
  Equilib.Tolerance = 1.0000000E-07
  Solver Max Iterations =          200

  Load Factor 1 : 0.00000
  Load Factor 2 : 0.00000
  Load Factor 3 : 0.00000
  Load Factor 4 : 0.00000
  Load Factor 5 : 0.00000
  Load Factor 6 : 0.00000
  Appl Disp Fac : 1.00000
*****

FRANC Analysis Report

      11522   Equations      2145126   Stiffness coefficients

Total Time (inc overhead) : 13171233
Renumber equations Time   : 19088743
Bandwidth reduction Time  : 16702650
Assembly Time             : 14746054
Decomposition Time        : -2004318
Backsubstitution Time     : 4772185:

Total X Applied Force     : 0.782360E-14
Total Y Applied Force     : 0.245154E-14
Fixity X Reaction         : 0.680705E-14
Fixity Y Reaction         : 0.00000
Applied Disp X Force      : 0.00000
Applied Disp Y Force      : 0.659195E-14

*****

Load Step Complete:      10
*****

```

4.3.3 裂纹萌生及扩展

首先在裂纹萌生点添加初始裂纹，内裂纹有上下两个裂尖，指定沿着内裂纹扩展的最小单元数为 0.1。裂纹尖端自动转化为奇异单元，并和其他单元之间生成辅助的六节点平面三角形单元，如图 4.9 (b) 所示，设置完后继续求解，裂纹开始扩展。模拟裂纹扩展过程时，FARANC2D/L

自动分步进行，每一步不仅裂纹的几何形状要表达出来，而且网格要不断更新以反映当前裂纹的结构。在裂尖附近区域的网格会被自动删去，软件自动在空白区域重新划分网格，如图 4.9 (a) → (b) → (c) → (d) → (e) 所示，预置的初始裂纹如图 (f) 所示。

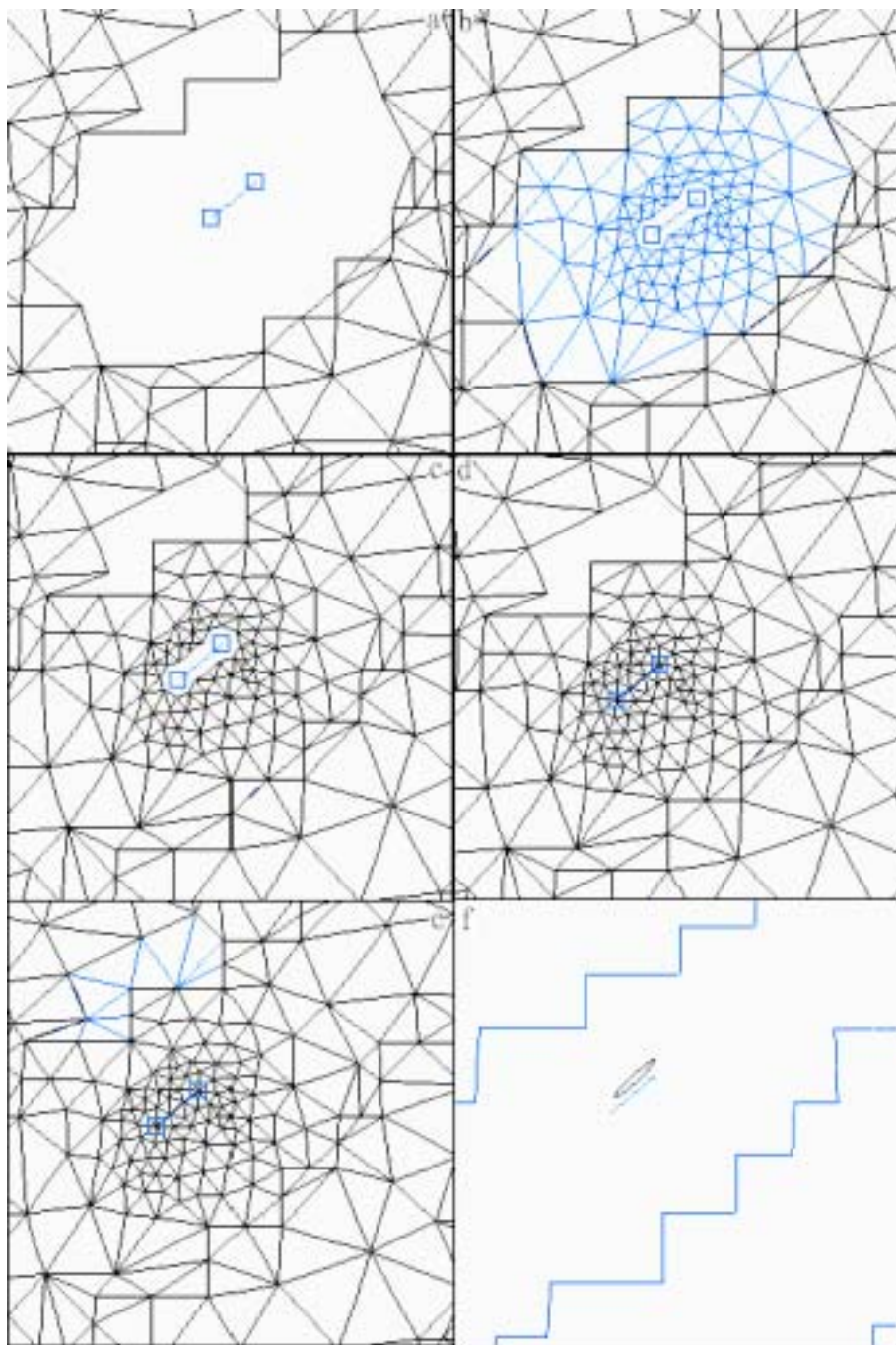


图 4.9 预置初始裂纹

4.3.4 后处理

进入后处理器阶段，可以得到裂纹扩展过程中试样的变形图，x 和 y 方向的应力应变分布图，x 和 y 方向的位移分布图等。根据裂纹每一步扩展的显示图，可以直观的表达裂纹的扩展路径。图 4.10~图 4.15 为设置的初始裂纹的应力云图。接着，对初始裂纹采用自动扩展方法进行模拟，设置扩展 15 步，每步扩展增量为 1E-6inch ，扩展结束后如图 4.16 所示，图 4.17 为裂纹自动扩展完成提示。

图 4.18~4.23 所示为裂纹自动扩展后所得的应力云图，图 4.24 所示为 Y 方向位移分布图。继续对该裂纹进行扩展，指定裂纹自动扩展步长增量= 3E-6 ，设定扩展 15 步。当裂纹扩展到晶界处，如图 4.25 (a) 所示，右上角的裂尖部分 Tip 会出现鳞状斑点，裂纹扩展停止，此时裂纹的自动扩展只进行了 8 步，在控制窗口会出现图 4.26 所示的裂纹自动扩展完成提示。

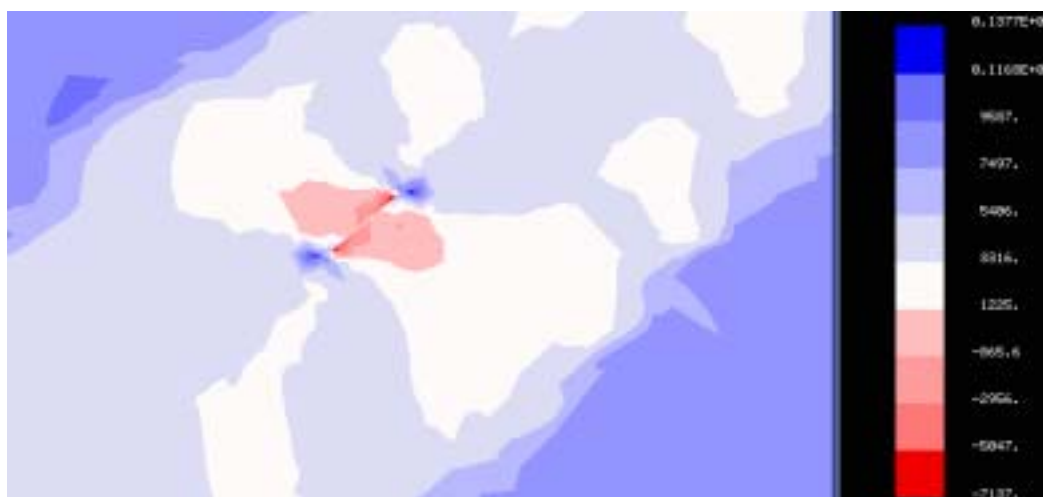


图 4.10 σ_x 应力云图



图 4.11 σ_y 应力云图



图 4.12 σ_{xy} 应力云图

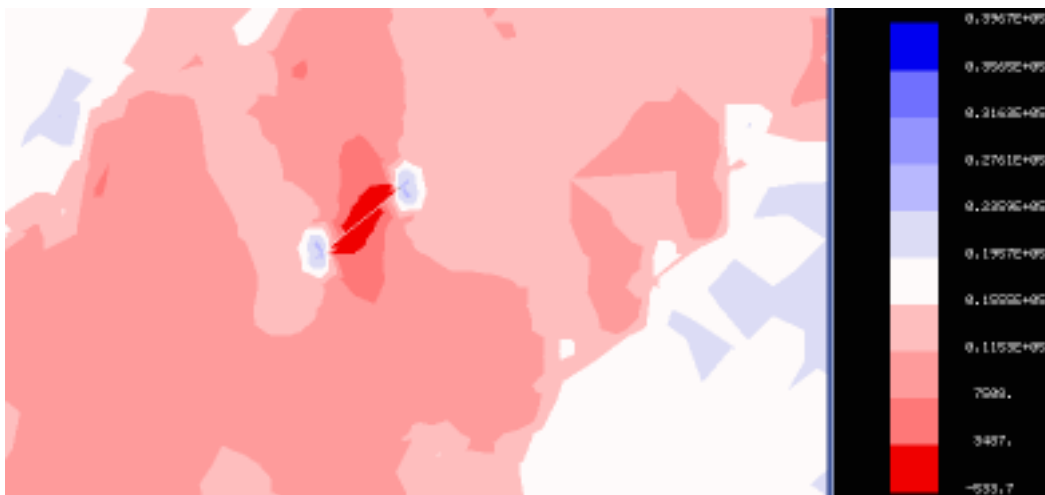


图 4.13 σ_1 应力云图

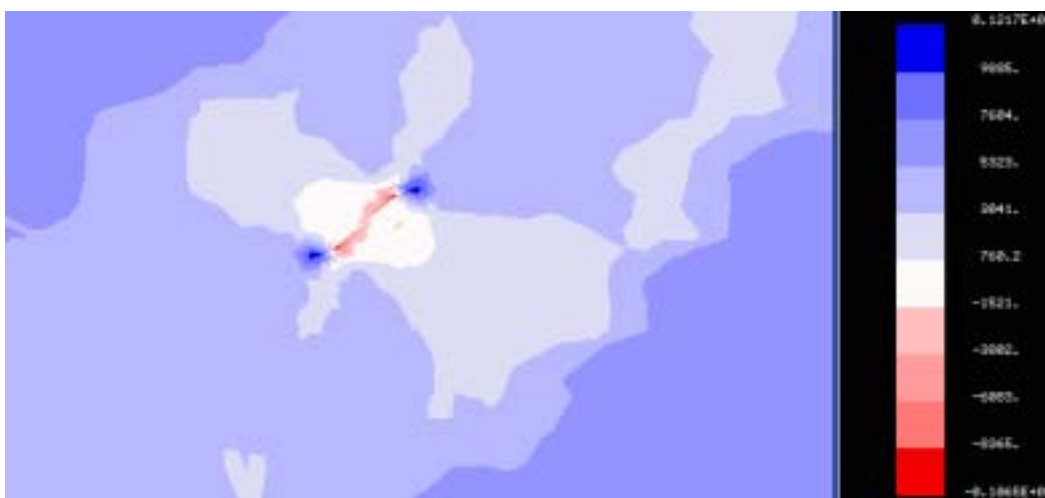


图 4.14 σ_2 应力云图



图 4.15 $\tau_{\max}$ 应力云图

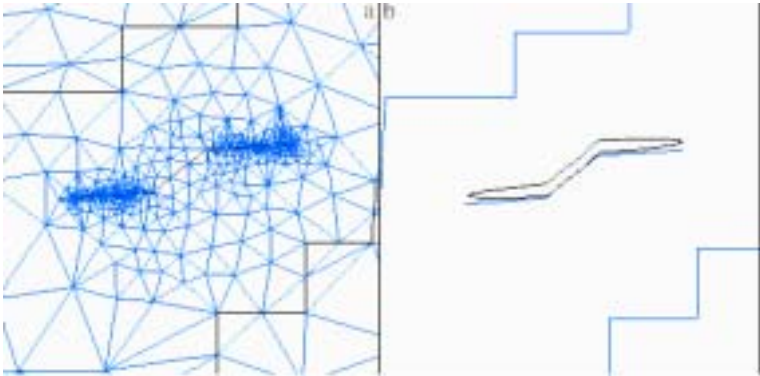


图 4.16 自动扩展后的裂纹

图 4.17 裂纹自动扩展完成提示

```
Step: 15
Defining stability and direction of propagation
Pst_show_angle: 1.044934
Defining stability and direction of propagation
Pst_show_angle: 0.7148627
PERFORMING LINEAR ELASTIC ANALYSIS:
Reduce bandwidth:
Zero Gctf:
Assemble:
Backsubstitution:

FRANC Analysis Report

15212 Equations 4896953 Stiffness coefficients

Total Time (inc overhead) : 96875373
Renumber equations Time : 0:00
Bandwidth reduction Time : 18253611
Assembly Time : 36587222
Decomposition Time : 13171233
Backsubstitution Time : 5965232:

Total Work : .33834E-01

ANALYSIS DONE
Automatic Propagation done
```



图 4.18 裂纹自动扩展后的 σ_x 应力云图



图 4.19 裂纹自动扩展后的 σ_y 应力云图



图 4.20 裂纹自动扩展后的 σ_{xy} 应力云图

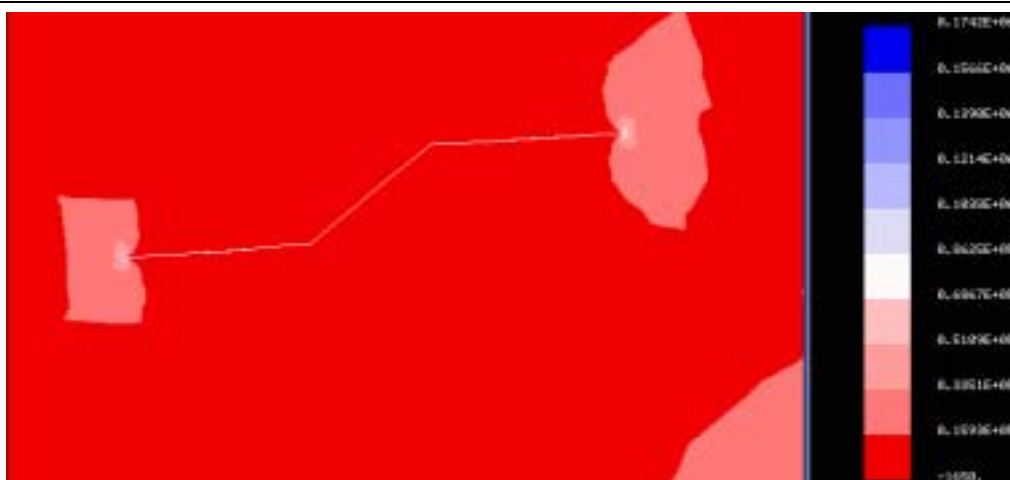


图 4.21 σ_1 应力云图

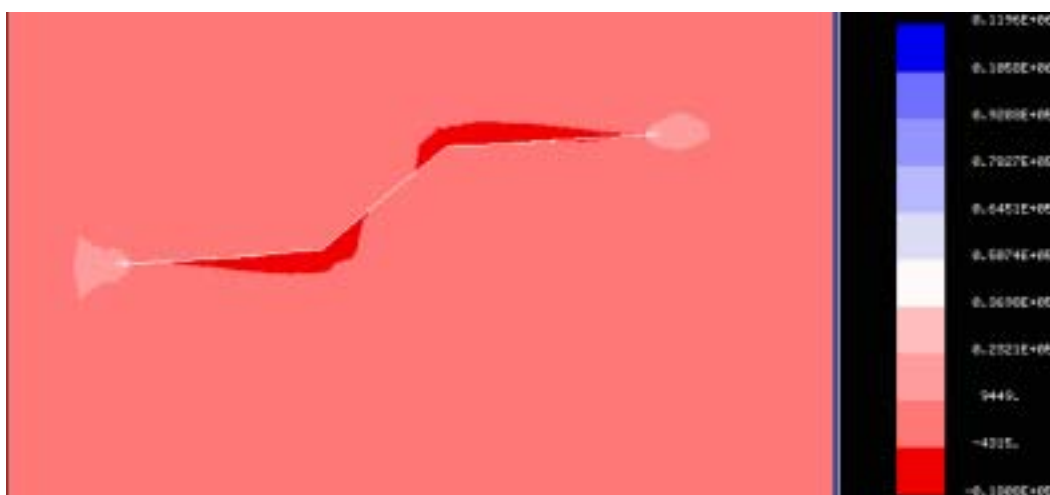


图 4.22 σ_2 应力云图



图 4.23 $\tau_{\max}$ 应力云图

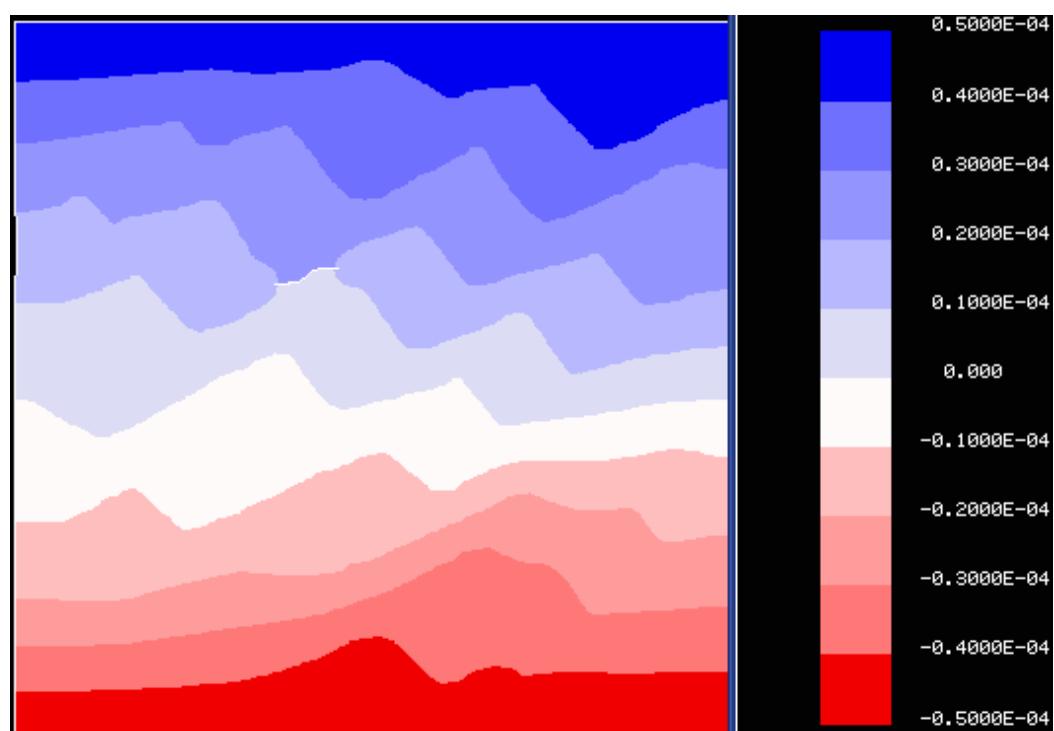
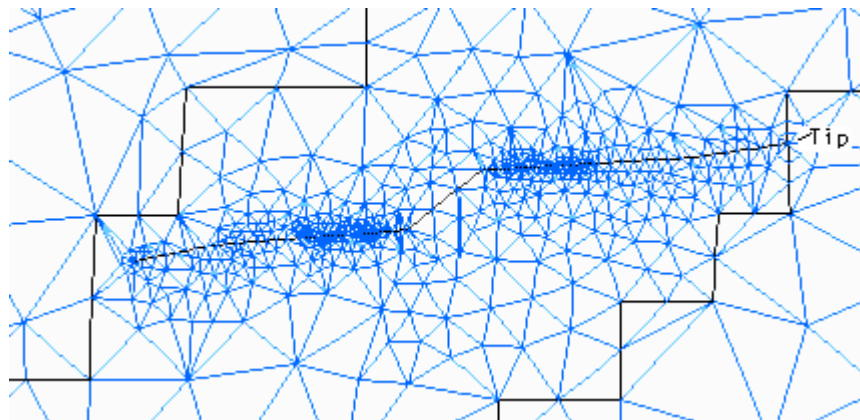
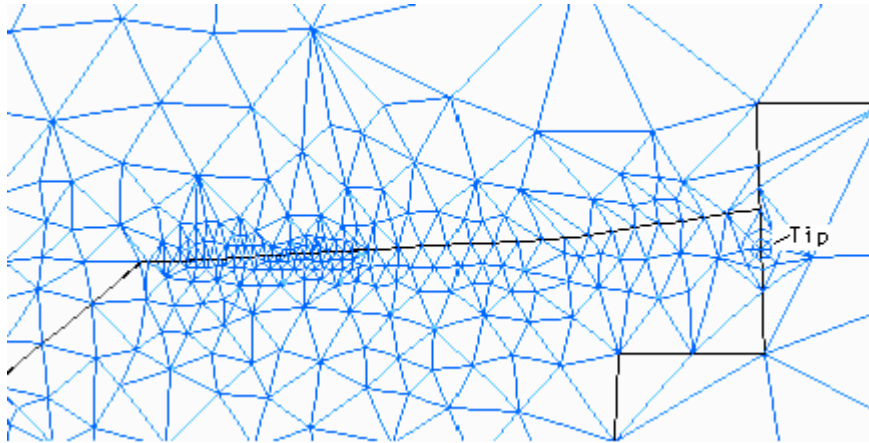


图 4.24 Y 方向位移分布图



(a)



(b)

图 4.25 裂纹自动至晶界

图 4.26 裂纹自动扩展完成提示

```

Step:                8
  Defining stability and direction of propagation
Pst_show_angle:    3.228808
  Defining stability and direction of propagation
Pst_show_angle:    2.375312
  PERFORMING LINEAR ELASTIC ANALYSIS:
Reduce bandwidth:
Zero Gstf:
Assemble:
Backsubstitution:

*****

                        FRANC Analysis Report

                16012  Equations                4009367  Stiffness coefficients

Total Time <inc overhead> : 19231909
Renumber equations Time   :    0:00
Bandwidth reduction Time  : -9305762
Assembly Time             : 18301332
Decomposition Time        : 13171233
Backsubstitution Time     : 5965232:

Total Work                 : .33851E-01

*****

ANALYSIS DONE
Crack is close to a boundary: go step by step
Automatic Propagation done
    
```

由上述图示可知，裂纹扩展方式属于穿晶扩展之后遇到晶界，再沿晶扩展。也可采用标准方法进行裂纹扩展，如图 4.27 所示。

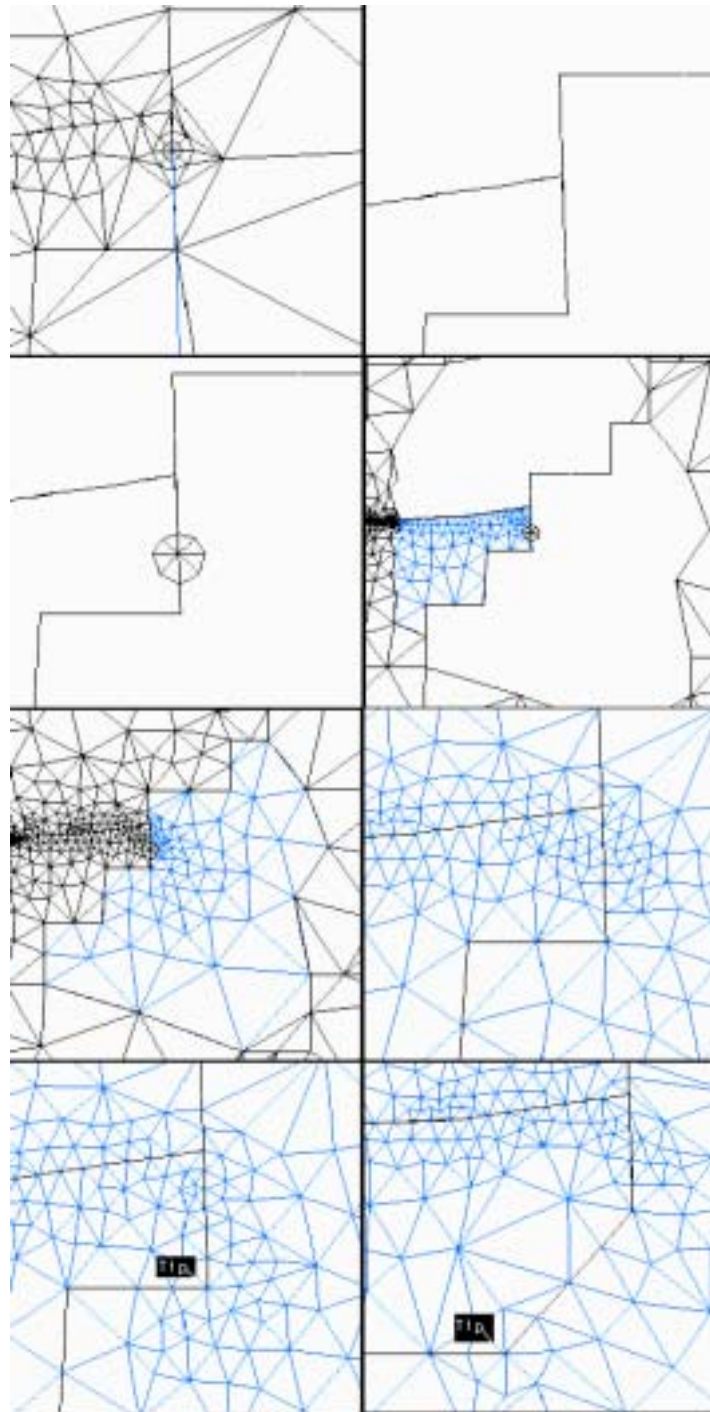


图 4.27 裂纹标准方式扩展

4.3.5 网篮组织模拟结果分析

图 4.28、4.29 所示为上述裂纹扩展过程中右上角裂尖 Tip 应力强度因子 K_I 、 K_{II} 与裂纹长度的关系曲线，图 4.30 所示为应力强度因子 K_I 、 K_{II} 与断裂韧性 K_{IC} 之间关系，图 4.31 所示为计算机模拟晶内疲劳裂纹扩展曲线，其中帕里斯(Paris)公式 $da/dN = D' \times 1.34 \times 10^{-12} (\Delta K)^2$ ， D' 为修正

系数, $D' = D \times (2/(1-R))^m / ((1-R) \times KIC - \Delta K) \times C)^{[52]}$, D 为材料常数, R 为应力循环比。图 4.32 所示为裂纹扩展过程中裂尖的扩展角与裂纹长度关系曲线, 图 4.33 所示为疲劳裂纹扩展速率曲线, 表 4.3 为左下角裂尖点相应参数。

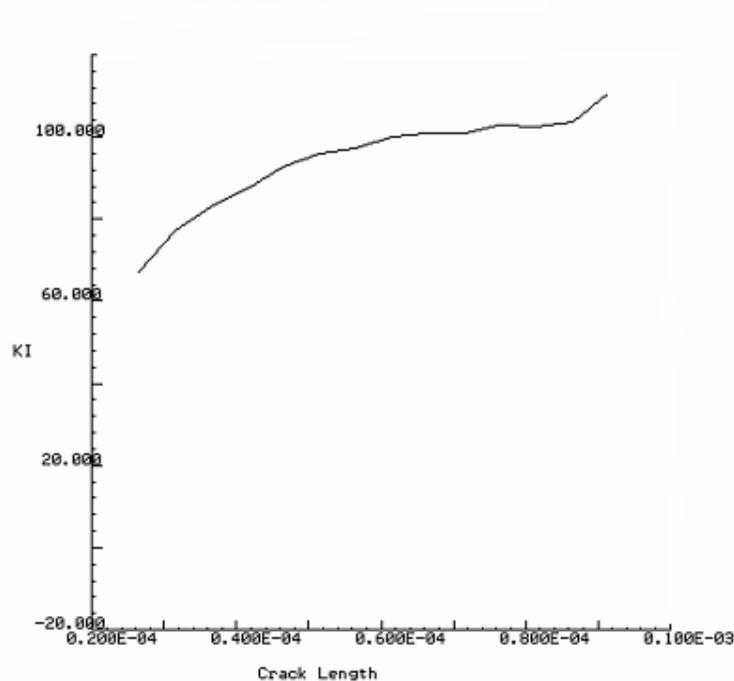


图 4.28 裂纹扩展过程中裂尖的应力强度因子 K_I 与裂纹长度关系

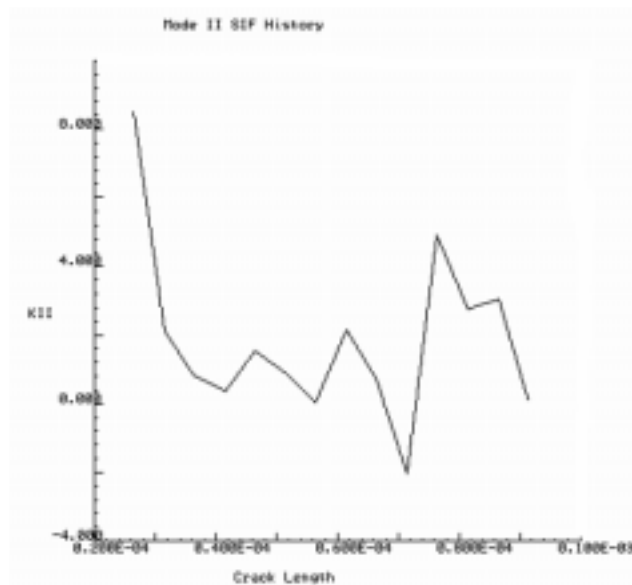


图 4.29 裂纹扩展过程中裂尖的应力强度因子 K_{II} 与裂纹长度关系

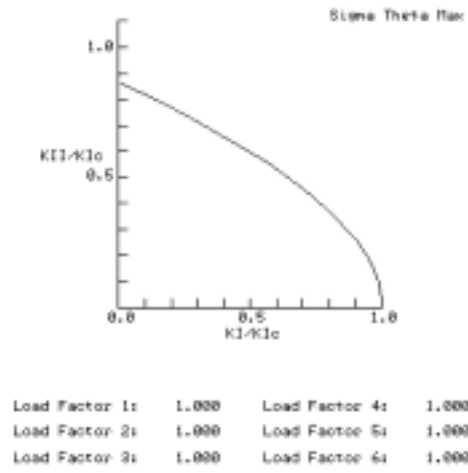


图 4.30 应力强度因子 K_I 、 K_{II} 与断裂韧性 K_{IC} 之间的关系

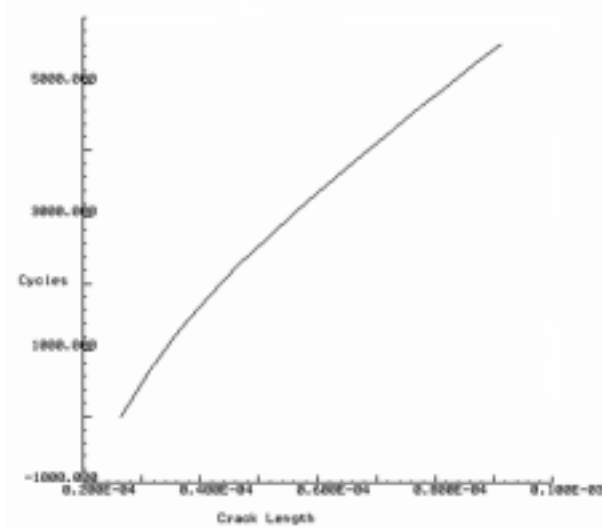


图 4.31 计算机模拟晶内疲劳裂纹扩展曲线

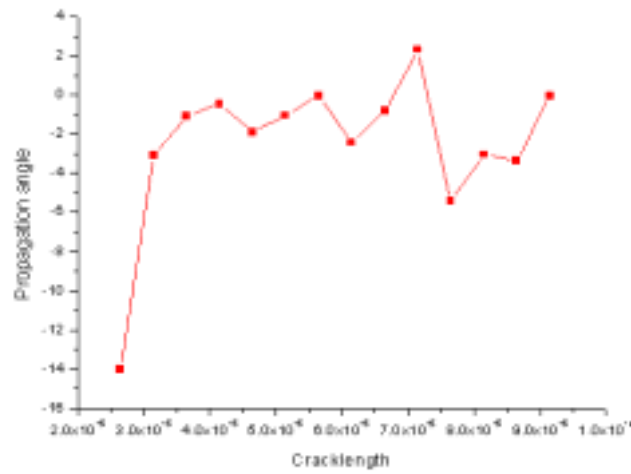


图 4.32 裂纹扩展过程中裂尖的扩展角与裂纹长度关系

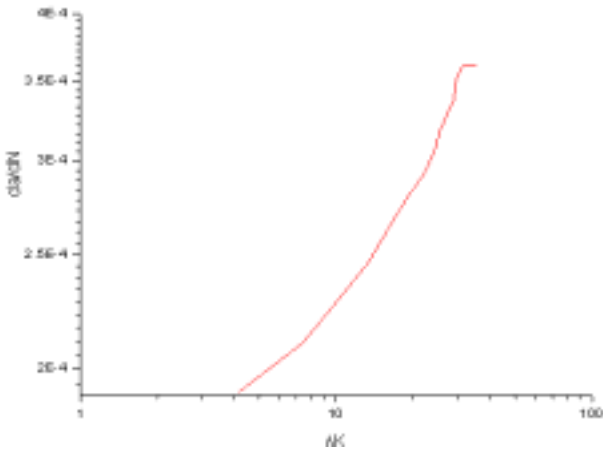


图 4.33 疲劳裂纹扩展速率曲线

表 4.3 左下角裂尖点的参数

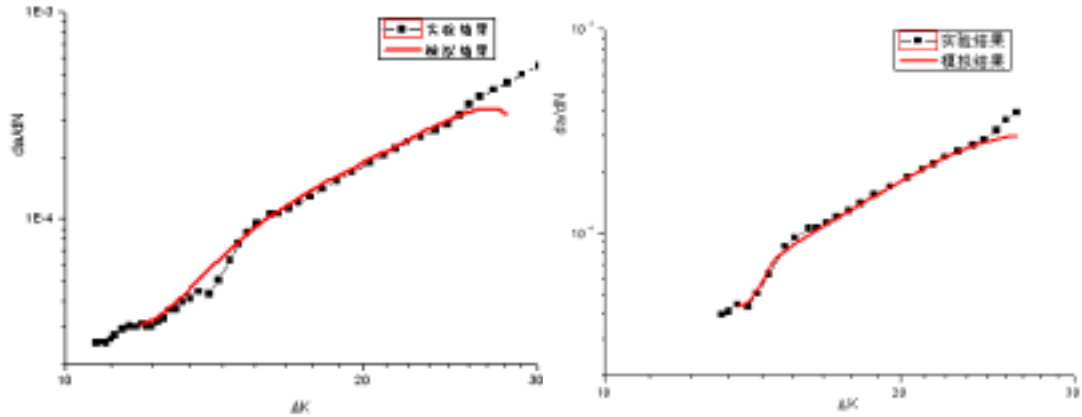
Step	扩展角 Θ_c	cracklength	K_I	K_{II}	G_I	G_{II}
1	-16.55	0.265E-04	57.83	8.784	0.108	0.249E-2
2	-2.967	0.302E-04	67.27	1.744	0.146	0.984E-4
3	-9.243	0.340E-04	74.77	6.124	0.181	0.121E-2
4	-0.464	0.380E-04	78.34	0.317	0.198	0.325E-5
5	-0.247	0.421E-04	78.65	0.169	0.200	0.926E-6
6	2.378	0.457E-04	84.47	-1.755	0.231	0.995E-4
7	-3.013	0.495E-04	84.24	2.219	0.229	0.159E-3
8	-0.902	0.533E-04	84.06	0.662	0.228	0.142E-4
9	-1.984	0.568E-04	77.99	1.351	0.197	0.590E-4
10	-3.947	0.598E-04	76.42	2.640	0.189	0.225E-3
11	-2.930	0.627E-04	80.47	2.061	0.209	0.137E-3
12	1.719	0.657E-04	79.94	-1.20	0.207	0.465E-4
13	-0.186	0.688E-04	77.06	0.125	0.192	0.506E-6
14	-22.43	0.760E-04	39.28	8.452	0	0

由于 Paris 公式仅适用于裂纹扩展的 II 区，为了保证模拟的准确性，对实验数据进行必要的取舍，去掉 I、III 区的有关数据，分段对实验数据进行模拟。图 4.34 (a) 为网篮组织的模拟结果，用线性回归的方法求得它们的相关系数 $r=0.982$ ；根据模拟结果，得出门槛值 $\Delta K_{th}=11.87\text{Mpa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ，其模拟结果与实验值的比较及相对误差见表 4.4。

Paris 公式表达式：II 区： $da/dN=D'\times 0.8\times 10^{-12}(\Delta K)^2$

II-1 段（接近 I 区线段）： $da/dN=D' \times 0.5 \times 10^{-12}(\Delta K)^2$

II-2 段（接近 III 区线段）： $da/dN=D' \times 1.34 \times 10^{-12}(\Delta K)^2$



(a) 原材料 1

(b) 原材料 2

图 4.34 疲劳裂纹扩展模拟结果与实验结果对比

表 4.4 钛合金裂纹扩展速率实验值与模拟值比较及相对误差

实验结果		模拟结果	相对误差	实验结果		模拟结果	相对误差
ΔK	da/dN	da/dN	$r, \%$	ΔK	da/dN	da/dN	$r, \%$
11.229	2.73E-5	3.32E-5	21.586	15.608	9.47E-5	8.42E-5	-11.053
11.413	2.93E-5	3.33E-5	13.762	17.699	1.28E-4	1.62E-4	26.263
11.599	3.03E-5	3.35E-5	10.458	18.216	1.39E-4	1.63E-4	17.507
11.799	3E-5	3.36E-5	12.074	18.813	1.53E-4	1.65E-4	7.978
11.952	3.11E-5	3.37E-5	8.469	19.501	1.68E-4	1.67E-4	-0.319
12.101	3.01E-5	3.38E-5	12.433	20.325	1.86E-4	1.70E-4	-8.661
12.245	3E-5	3.39E-5	13.138	21.031	2.04E-4	1.72E-4	-15.762
12.408	3.16E-5	3.40E-5	7.451	21.591	2.18E-4	1.73E-4	-20.476
12.567	3.31E-5	3.42E-5	3.263	22.180	2.35E-4	2.93E-4	24.756
12.739	3.63E-5	3.43E-5	-5.390	22.878	2.51E-4	2.98E-4	18.554
12.938	3.66E-5	3.45E-5	-5.772	23.673	2.68E-4	3.03E-4	12.877
13.149	3.96E-5	3.46E-5	-12.545	24.338	2.86E-4	3.07E-4	7.401
13.372	4.11E-5	3.48E-5	-15.359	25.065	3.19E-4	3.14E-4	-1.654
14.687	6.28E-5	8.25E-5	31.379	25.604	3.57E-4	3.19E-4	-10.757
14.961	7.58E-5	8.30E-5	9.509	26.250	3.89E-4	3.23E-4	-17.037
15.256	8.56E-5	8.36E-5	-2.304	27.078	4.21E-4	3.28E-4	-22.059

由上表的实验结果可以看出，最大的相对误差达 31.379%，在允许误差范围之内，模拟结

果和实验结果基本相符，该方法可行。按照上述方法，选择尺寸稍大些 $d_2=1.48\mu\text{m}$ 原材料 2 的晶粒进行模拟，其结果见图 4.34 (b) 所示，其相关系数 $r=0.986$ ，门槛值 $\Delta K_{th}=13.62\text{Mpa}\sqrt{\text{m}}^{1/2}$ 。晶粒尺寸与门槛值有着本质的联系，即晶粒尺寸 d 大，则 ΔK_{th} 就高，这与很多实验规律是相符合的，该模拟结果也符合晶粒尺寸 d 与门槛值 ΔK_{th} 之间的关系，其关系公式见式 (4.2) [53]。而原材料 1 与原材料 2 的疲劳裂纹扩展曲线见图 4.35 所示，可知大片层厚度晶粒的 da/dN 开始和小片层厚度的 da/dN 差不多，之后大于小片层厚度的 da/dN ，并迅速提高，裂纹快速扩展，当裂纹尺寸达到临界值时，试样断裂。

$$\Delta K_{th}=A+B\times d^{1/2} \quad (4.2)$$

其中， $A=0.518\left(\frac{G}{1-\mu}\right)\sqrt{\frac{b}{\xi_0}}$ ， $B=2.597\tau_s\sqrt{2\pi}$ ，

G 剪切模量， μ 泊松比， b 为相氏矢量， ξ_0 位错宽度， τ_s 材料常数。

Paris 公式表达式：

II 区： $da/dN=D'\times 0.8\times 10^{-12}(\Delta K)^2$

II-1 段（接近 I 区线段）： $da/dN=D'\times 1.34\times 10^{-11}(\Delta K)^{2.07}$

II-2 段（接近 III 区线段）： $da/dN=D'\times 1.34\times 10^{-12}(\Delta K)^2$

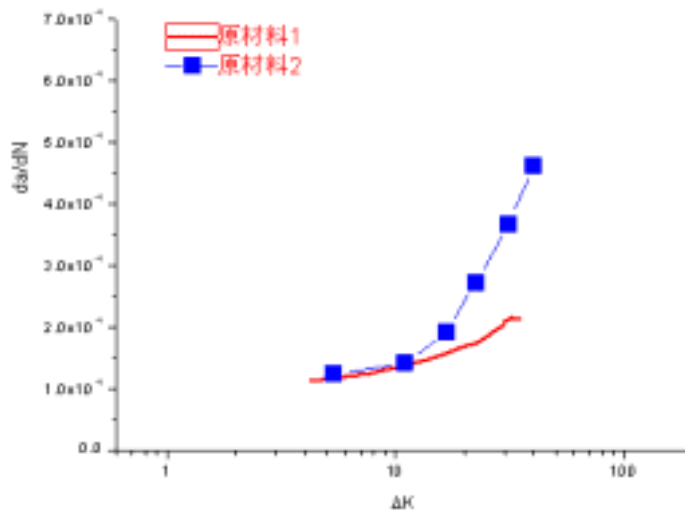


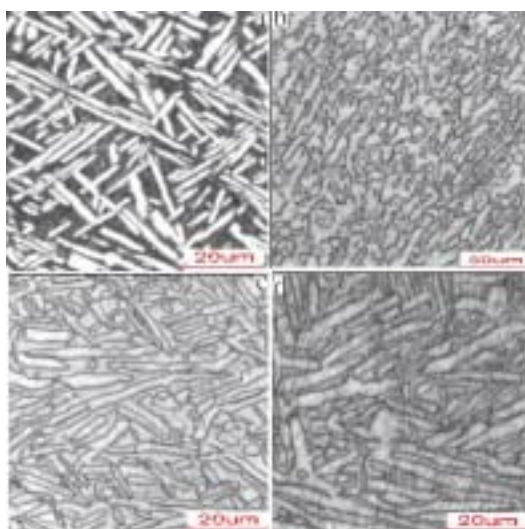
图 4.35 疲劳裂纹扩展速率曲线

4.4 超塑拉伸后网篮组织裂纹扩展模拟

上述多晶体晶粒模型所采用的网篮组织见图 4.36 中的 (a) 原材料 1，为了比较超塑成形过程中不同温度下晶粒尺寸对裂纹扩展速率 da/dN 、裂纹扩展门槛值 ΔK_{th} 以及断裂韧性 K_{IC} 的影响，分别选用 800°C 、 820°C 、 850°C 超塑性拉伸后的组织进行模拟，随着温度的不断升高，晶粒逐渐长大，如图 4.35 中的 (b)、(c)、(d) 所示，其组织尺寸参数见表 4.5 所示。

表 4.5 TC21 钛合金网篮组织参数

图片编号	α 相宽度均值及 95%置信区间		α 束域宽度均值及 95%置信区间	
	α 相均值 (μm)	95%置信区间	α 束域均值	95%置信区间
原材料	1.37	[1.30, 1.45]	16.64	[13.42,19.96]
800°C	2.49	[2.41,2.56]	14.46	[11.12,17.59]
820°C	3.39	[3.32,3.47]	17.49	[8.46,26.7]
850°C	4.47	[4.36,4.59]	24.21	[17.03,31.5]



(a)原材料 1 (b) 800°C (c) 820°C (d) 850°C

图 4.36TC21 合金 β 锻造网篮组织图片

按上述方法，选择超塑拉伸后长大的晶粒进行模拟，如图 4.37 (a) 为超塑性温度 800°C 时的模拟结果，其相关系数 $r=0.967$ ，门槛值 $\Delta K_{th}=13.56\text{Mpa}^{1/2}$ ，(b) 为 820°C 的模拟结果，其相关系数 $r=0.959$ ，门槛值 $\Delta K_{th}=13.74\text{Mpa}^{1/2}$ ，(c) 为 850°C 的模拟结果，其相关系数 $r=0.941$ ，门槛值 $\Delta K_{th}=13.83\text{Mpa}^{1/2}$ 。随着晶粒的长大，4 个相关系数 r 逐渐降低，可以清楚地看到模拟结果和实验结果有一定的出入，而门槛值 ΔK_{th} 逐渐增大，符合晶粒尺寸 d 与门槛值 ΔK_{th} 之间的关系式 (4.2)。

800°C Paris 公式表达式：

$$\text{II 区} : da/dN = D' \times 1.34 \times 10^{-11} (\Delta K)^{2.07}$$

$$\text{II-1 段 (接近 I 区线段)} : da/dN = D' \times 1.34 \times 10^{-12} (\Delta K)^{2.07}$$

$$\text{II-2 段 (接近 III 区线段)} : da/dN = D' \times 1.34 \times 10^{-12} (\Delta K)^{2.2}$$

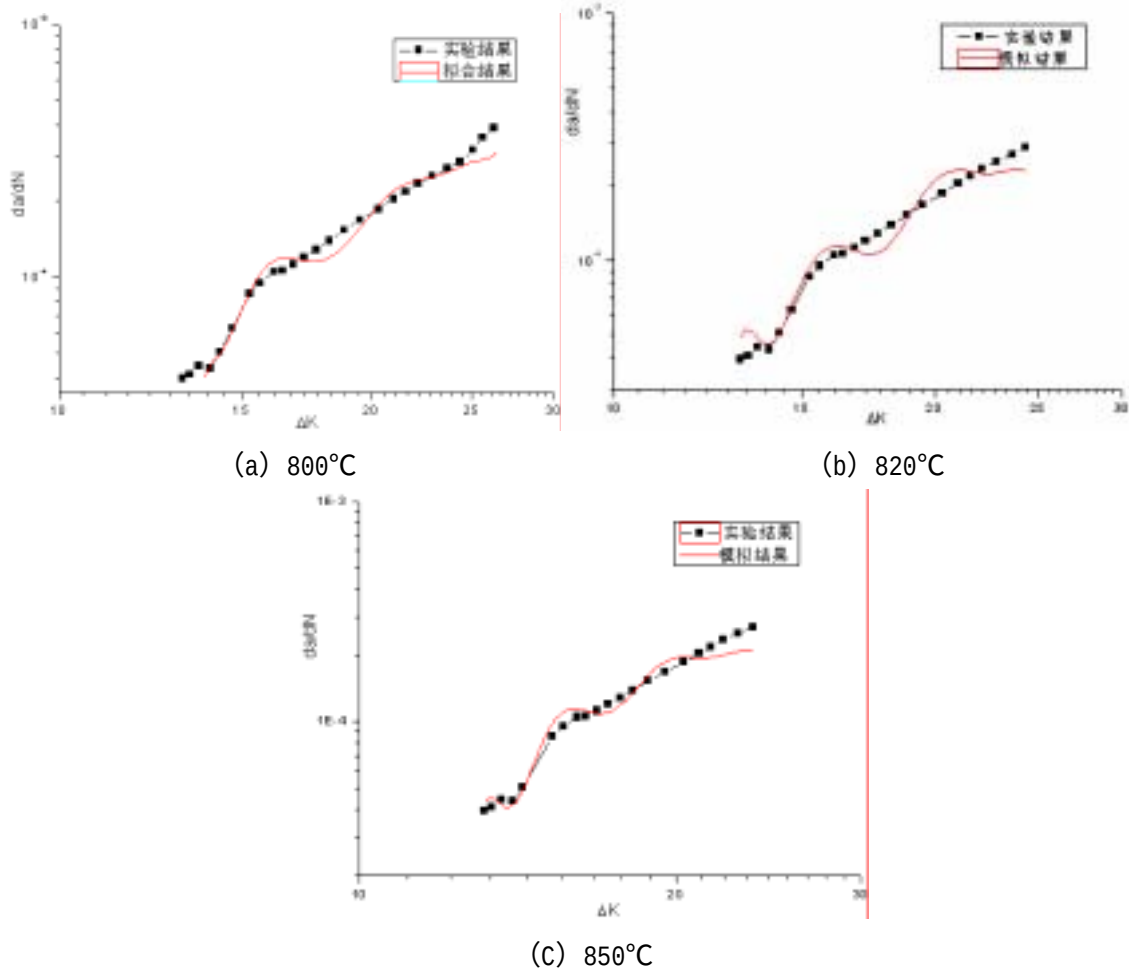


图 4.37 TC21 合金疲劳裂纹扩展速率实验与模拟结果

820°C Paris 公式表达式：

$$\text{II 区} : da/dN = D' \times 1.0 \times 10^{-12} (\Delta K)^2$$

$$\text{II-1 段 (接近 I 区线段)} : da/dN = D' \times 0.5 \times 10^{-12} (\Delta K)^2$$

$$\text{II-2 段 (接近 III 区线段)} : da/dN = D' \times 1.34 \times 10^{-12} (\Delta K)^{2.07}$$

850°C Paris 公式表达式：

$$\text{II 区} : da/dN = D' \times 1.25 \times 10^{-11} (\Delta K)^2$$

$$\text{II-1 段 (接近 I 区线段)} : da/dN = D' \times 0.8 \times 10^{-11} (\Delta K)^2$$

$$\text{II-2 段 (接近 III 区线段)} : da/dN = D' \times 1.34 \times 10^{-11} (\Delta K)^{2.07}$$

采取相同的加载、边界约束及裂纹扩展步长对上述晶粒模型进行疲劳裂纹扩展模拟，选取 Paris 公式适用的表达式为：TC21 合金原材料时， $da/dN = D' \times 1.34 \times 10^{-11} (\Delta K)^{2.07}$ ；温度为 800°C 时， $da/dN = D' \times 1.34 \times 10^{-11} (\Delta K)^2$ ；温度为 820 度时， $da/dN = D' \times 1.3 \times 10^{-12} (\Delta K)^{2.2}$ ；温度为 850°C 时， $da/dN = D' \times 1.25 \times 10^{-11} (\Delta K)^2$ 进行模拟，得到的一组疲劳裂纹扩展速率曲线如图 4.37 所示。

由表 4.5 参数可知原材料的晶粒 α 相尺寸最小, 850°C 超塑性拉伸晶粒 α 相尺寸最大, 所以图 4.37 所示的 4 条疲劳裂纹扩展速率曲线清楚的表明, 原材料的裂纹扩展速率较 800°C、820°C、850°C 晶粒慢的多, 800°C 晶粒的裂纹生长行为优于 820°C, 850°C 的裂纹扩展速率最快。当温度超过 850°C 后, 显微组织明显粗化, 与原材料的片层厚度之比大于 3.26, 晶界密度降低, 裂纹迅速长大到临界尺寸, 试样断裂。

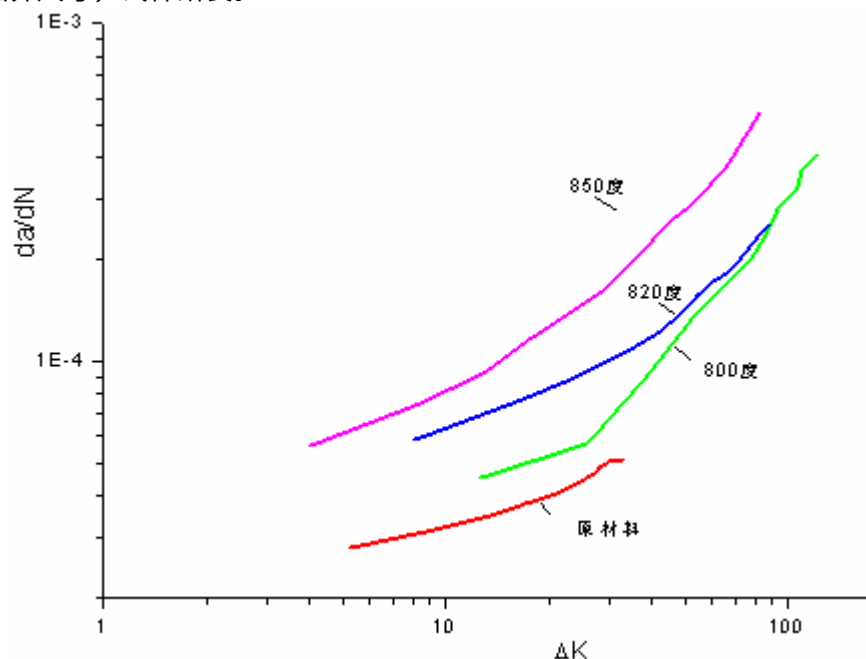


图 4.37 疲劳裂纹扩展速率曲线

对于网篮组织的片层结构, 疲劳裂纹扩展路径比较曲折, 主要以垂直和平行于片状 α 相的长轴方向扩展。Jin 和 Mall^[54]在研究 Ti6Al2Sn4Zr2Mo0.1Si 合金时, 也发现了类似情况。由于 α 相和 β 相之间存在着 Burgers 关系, 滑移可以顺利地穿过, 但由于这种组织中有不同位向分布的 α 集束存在, 妨碍滑移穿过, 降低了滑移长度, 使得裂纹扩展路径比较曲折^[55-56]。

Yoder 等人研究了晶粒尺寸对钛合金疲劳裂纹扩展行为的影响, 结果表明^[57]: 对疲劳裂纹扩展产生重要影响的不是单个晶粒的大小, 而是平均有效晶粒尺寸。并且, 不同尺寸的晶粒抗疲劳裂纹萌生的能力差别不大, 但是抗疲劳裂纹扩展的能力差别较大。同时还发现, 不同性质的疲劳, 晶粒尺寸对其裂纹扩展行为的影响也存在一定差别。而且, 晶粒尺寸对钛合金疲劳裂纹生长的不同阶段产生 (微裂纹生长阶段和宏观裂纹生长阶段) 的影响也不同。Wagner 等人在研究 Ti-8Al 的裂纹扩展行为时发现^[58], 在给定的 ΔK 值时, 微观裂纹在粗片层晶粒组织中的扩展速率比在细片层晶粒材料中的快。这时因为后者中的晶界密度更高的结果, 穿越晶界的裂纹扩展要消耗大量的能量, 其能有效地阻碍微裂纹的生长。此结论恰如其分的解释了图 4.37 中不同尺寸晶粒的疲劳裂纹扩展速率曲线的分布。然而, 细片层晶粒材料中这种优异的微观裂纹生长行为不同于宏观裂纹的生长行为, 同样, 在 ΔK 值相似的情况下, 粗片层晶粒组织中宏观裂

纹扩展的速率要比细片层晶粒组织中的慢得多。产生这种差异的主要原因是宏观裂纹而言，附加的裂纹延缓因子更有效，例如裂纹前沿的几何特征（即与理想裂纹前沿的所有偏差）和裂纹闭合，这种闭合在低 R 值时尤为重要。且增加含氧量或时效强化处理经常会通过影响裂纹闭合行为来提高晶粒尺寸对宏观裂纹扩展的影响程度。

在相同频率、应力比 ($R=0.1$) 条件下，裂纹扩展速率 da/dN 主要是由合金组织特性（包括束域尺寸、方向）所决定，网篮组织的不同片层组织结构特征影响 da/dN 的大小，它随着片层尺寸的减小而降低。细片层组织结构具有较细的片层尺寸和任意取向，不断改变裂纹走向，增加了裂纹扩展的曲折性^[59]，降低了裂纹长大速率。这种裂纹扩展速率的降低被解释为是由于裂纹扩展的组织依赖模式所决定的，与结晶位向分枝有关^[60]。从图 4.37 可以看出，裂纹扩展速率随着应力强度因子的增加出现一定的波动台阶，这主要是受裂纹扩展路径影响所致。

综上所述，网篮组织片层结构的断裂韧性较高的原因主要如下：(1) 由于晶界 α 的存在，使得晶间断裂比例减小；(2) 在片层组织中，裂纹往往沿着 α/β 界面扩展，因各个 α 集束取向不同，使得裂纹扩展至集束边界后，继续扩展受到另一位向 α 集束的阻碍而被迫改变方向或分枝^[61]。这样裂纹扩展遇到不同位向的 α 集束时，常改变方向，使得裂纹路径曲折，增加了分枝及裂纹总长度，从而使断裂时吸收的能量变大，提高了合金的断裂韧性。在双态组织中含有较多的 β 转变组织，使得其断裂韧性高于完全等轴组织。在拉伸时， α/β 界面上容易产生空洞，使得片层组织中的空洞在较低应变下，即可达到临界尺寸，表现为其塑性低于双态组织的塑性。另外，裂尖钝化也是有效增加表面能的方法，对提高断裂韧性有利。

由于片层组织具有较高的平面断裂韧性，因此 TC21 钛合金 β 区热处理后得到的片层组织具有较好的损伤容限性能，这与目前国内外采用的 β 热处理可以作为提高合金损伤容限性能的重要途径的结论一致。

根据合金的种类，可能影响钛合金疲劳寿命的因素包括晶粒尺寸（或相的尺寸和形貌）、时效硬化条件、加工硬化程度、弹性常数和晶体学织构。 $\alpha+\beta$ 两相合金的疲劳性能还受到 α 和 β 两相的形貌和排列状态的强烈影响。疲劳强度与晶粒尺寸有直接关系，依赖与屈服应力。因此，可以通过热处理来改变晶体学织构和晶粒尺寸，提高合金的断裂韧性、裂纹扩展门槛值、减小疲劳裂纹扩展速率即提高合金的损伤容限性能，达到延长疲劳寿命的目的。

4.5 本章小结

本章介绍了裂纹扩展断裂分析专用软件 FRANC2D/L 的功能、应用及其理论分析基础，并采用此仿真软件模拟、分析了 TC21 合金典型微观组织网篮组织的不同片层厚度晶粒模型在外载荷作用下的斜裂纹扩展情况过程。得出具体结果如下：

(1) 参照 FRANC2D/L 软件的宏观裂纹扩展模式，建立 β 锻造 TC21 钛合金网篮组织不同

片层厚度的晶粒模型，模拟微观裂纹的扩展。它们的裂纹扩展方式属于穿晶扩展之后遇到晶界，再沿晶扩展。

(2) 对模拟结果进行分析表明：晶粒尺寸 d 在 $[1.18 \sim 2.08] \mu\text{m}$ 之间增大， ΔK_{th} 变大， da/dN 变快，损伤容限性能变差；采用分段模拟的方法得到疲劳裂纹扩展速率曲线，与实验结果进行对比，并进行误差和相关系数比较，吻合性较好。

(3) 考虑到对于 β 锻造 TC21 合金的工件可能会通过超塑成型的方法进行加工，所以建立不同温度下超塑性拉伸试样的晶粒模型并进行模拟，分析超塑性晶粒的片层厚度对损伤容限性能的影响：随着温度的升高，晶粒发生聚集再结晶长大， da/dN 随着片层尺寸的长大而升高， ΔK_{th} 亦变大，损伤容限性能降低；当加热温度超过 850°C ，由第三章的超塑性拉伸实验可知，显微组织明显粗化，与原材料的片层厚度之比大于 3.26，晶界密度降低，裂纹快速长大到临界尺寸，试样断裂。同时，将模拟结果与实验结果进行对比，有一些出入，相关系数逐渐降低，因为实验结果是在非超塑变形的条件下获得。

第五章 总结与展望

5.1 总结

飞机工业是钛合金材料的最大用户，其钛合金用量占世界钛合金总量的 40% 以上。随着破坏—安全设计概念和损伤容限设计准则的建立，飞机和发动机选材判据发生了变化。为适应现代航空飞行器迅速发展，对材料性能提出越来越高的要求，具有损伤容限性能的钛合金应运而生，并得到了日益广泛的应用。近年来，由我国西北有色金属研究院设计的新型两相钛合金 TC21 合金，因具有良好强度、塑性、断裂韧性和较低的裂纹扩展速率，已成为非常有应用前景的高强度高韧损伤容限型结构钛合金。并且，热塑性变形是其主要的加工方式，当它的加热温度使其达到超塑性状态时，TC21 合金流动性能好，易于填充模具型槽，因此钛合金的超塑性成形技术是复杂形状零件成形的一条有效途径。

本文采用宏微观相结合的方式，针对高温超塑性拉伸钛合金 TC21 合金的损伤容限性能方面作了相关的基础性研究，主要工作如下：

第一、探索研究方法。损伤容限性能研究的传统方法为实验的方法，要耗费大量的人力、物力，并且周期长，而理论分析一直难有实质性的进展，数值模拟应运而生，采用该方法模拟材料破坏或裂纹扩展的研究已成为当今该领域的研究热点之一。本文采用有限元软件 FRANC2D/L 模拟 β 锻造 TC21 钛合金疲劳裂纹扩展过程。

第二，断裂韧性 K_{IC} 是钛合金损伤容限设计的主要性能指标之一，其大小受到很多因素的影响，尤其是微观组织参数对断裂韧性影响非常明显。因此，通过 Matlab 提取晶粒边界，利用该软件建立 β 锻造 TC21 钛合金网篮组织的晶粒模型，对疲劳裂纹的扩展过程进行模拟、分析在该过程中表征损伤容限性能的三个指标：微裂纹扩展速率 da/dN 与扩展门槛值 ΔK_{th} 、断裂韧性 K_{IC} 之间的关系。对 FRANC2D/L 的基础模型 Paris 模型采用分段模拟的方法得到疲劳裂纹扩展速率曲线，与实验结果进行对比，并进行误差和相关系数分析，吻合性较好。

第三，可能要对 β 锻造 TC21 合金的复杂零件进行超塑成形加工，因此有必要研究该合金超塑成形的微观组织对损伤容限性能的影响。建立其不同温度下超塑性拉伸后的晶粒模型，模拟模型在外载荷作用下的裂纹扩展情况，分析片层厚度对损伤容限性能的影响。随着温度的升高，晶粒发生聚集再结晶长大， da/dN 随着片层尺寸的长大而升高， ΔK_{th} 亦变大，损伤容限性能降低；同时，将模拟结果与实验结果进行对比，有一些出入，相关系数逐渐降低。

5.2 展望

虽然本文针对 TC21 钛合金超塑性和损伤容限方面做了一些相关的研究，但在理论上和在实践中还有一些问题有待于进一步的研究与探索，因此作者在本论文的基础上，对今后的工作提出如下建议：

在速度突变测应变速率敏感指数 m 方面：采用更多台阶进行速度突变拉伸，可以拟合出流变应力曲线；改进实验方法，提高超塑性变形的延伸率 δ 。

在微观组织模型建立方面：对本论文提出的网篮组织模型的建立需要进一步研究，通过 Matlab 提取多晶体晶粒边界来建立模型，直接导入 FRANC2D/L 进行疲劳裂纹扩展模拟。

在疲劳裂纹扩展方面：包括 Paris 公式在内的关系式主要基于线弹性断裂力学，多年来许多学者指出过其局限性和修正公式，但得到公认的很少，并且许多内在的微观机制如：位错塞积、裂纹闭合等影响因素都没有考虑，所以微观组织裂纹扩展模型存在一定的局限性。此外，再模拟不同晶粒的长径比对损伤容相性能的影响。做一些超塑性疲劳断裂的相关实验，比较模拟结果与实验结果的相对误差；采用不同的有限元软件模拟，比较其精确度，为三维微裂纹扩展过程及其行为的模拟奠定了基础。

参考文献

- [1] 程敏, 赵克德译, 金属钛及其应用[M], 冶金工业出版社, 1989.8
- [2] 钱九红, 航空航天用新型钛合金的研究发展及应用[J], 稀有金属, 2000.5, 24 (3)
- [3] 李明怡, 航空用钛合金结构材料[J], 世界有色金属, 2000, 6
- [4] J.C.Williams., Alternate Materials Choices--Some Challenges to the Increased Use of Ti Alloys, Materials Science and Engineering A263(1999)107-111
- [5] 颜鸣皋, 吴学仁, 朱知寿, 航空材料技术的发展现状与展望[J], 航空制造技术, 2003, 12 : 19-25
- [6] 张颖楠, 李辉, 曲恒磊等, Ti-6-22-22S 合金的研究进展[J], 金属热处理, 2002, 27 (12) : 14-16
- [7] 张维, TC21 和粗晶 LC4 的超塑性及微观组织演化, [硕士学位论文], 西安: 西北工业大学
- [8] 赵永庆, 曲恒磊, 冯亮等, 高强高韧损伤容限型钛合金 TC21 研制[J], 钛工业进展, 2004 , 21 (1) : 22-24
- [9] 郭鸿镇, 合金钢与有色合金锻造[M], 西安, 西北工业大学出版社, 1999
- [10] J. D.列克山大等, 宇航材料的锻造和性能 (贺开运, 孙荣科等译), 北京, 工业出版社
- [11] 吴富民, 贾国荣, 国际航空, 1983, 11 : 22
- [12] 何文治, 陈一坚, 何庆芝编审, 飞机结构耐久性及损伤容限设计手册, 北京, 航空航天工业部科学技术研究院, 1989
- [13] 吴学仁主编, 飞机结构金属材料力学性能手册, 第二卷 (损伤容限), 北京, 航空工业出版社, 1996
- [14] Pearson H S, Pachman P F, Fracture Prevention and Control, Calif, Los Angeles, 1972 : 21
- [15] C. 莱茵斯 M.皮特尔斯, 钛与钛合金[M], 北京, 化学工业出版社, 2005 : 27~28
- [16] 朱知寿, 马少俊, TC4-DT 损伤容限型钛合金疲劳裂纹扩展特性的研究[J], 钛工业进展, 2005, 22 (6)
- [17] 郭鸿镇, 张维, 等, TC21 新型钛合金的超塑性拉伸行为及组织演化[J], 稀有金属材料与工程, 2005, 34 (12) : 1935~1938
- [18] 周义刚, 曾卫东等, 钛合金高温形变强韧化机理[J], 金属学报, 1999, 35 (1) : 45~48
- [19] 马少俊, 吴学仁等, TC21 钛合金的微观组织对力学性能的影响[J], 航空材料学报, 2006, 26 (5) : 22~25

- [20] Lawn B R, Wilshaw T R. Fracture of Brittle Solids [M], London: Cambridge University Press, 1975
- [21] Griffith, The phenomena of rupture and flow in solids, Phil. R. Soc. A221, 1921 : 163-198P
- [22] H. L. Ewalds, R. J. H. Wanhill 著, 断裂力学 (朱永昌、浦素云等译) [M], 北京航空航天大学出版社, 1988 : 9-11
- [23] Wells, A. A. Application of fracture mechanics at beyond general yielding, British Welding Journal, Vol. 10, 1963: 563-570
- [24] 赵建生, 断裂力学及断裂物理[M], 武汉, 华中科技大学出版社, 2003
- [25] Rice. J. R. A path independent integral and approximate analysis of strain Concentration by notches and cracks. Journal of Applied Mechanics, Vol. 35, 1968: 379-386P
- [26] Klesnil M, Lukas P, Polak J. Cyclic Deformation and Fatigue of Metals, Amsterdam, 1993: 40~45
- [27] Miller K J. Materials science perspective of metal fatigue resistance, *Mat SciTech*, 1993, 9: 453~462
- [28] Suresh S. Fatigue of Materials. London: Cambridge University Press, 1991
- [29] Hong Youshi, Lu Yonghua, Zheng Zhemin. Initiation and propagation of short fatigue crack in a weld metal. *Fatigue Fract Eng Mat Struct*, 1989, 12: 323~331
- [30] Hong Youshi, Lu Yonghua, Zheng Zhemin. Short fatigue crack behaviour in iso-stress specimens, *Acta Metall Sinica (English Edition) Ser A*, 1990, 3: 276~281
- [31] 洪友士, 方刚, 疲劳短裂纹萌生及发展的细观过程和理论[J], 力学进展, 1993, 23 (25) : 468-4855
- [32] Laird C, Smith G C. Crack propagation in high stress fatigue. *Phil Mag*, 1962, 8: 847~857
- [33] Wang R, Mughrabi H. Fatigue of copper single crystals in vacuum and in air II: Fatigue crack propagation, *Sci Eng*, 1984, 65: 235~243
- [34] Miller K J. The two thresholds of fatigue behavior, *Fatigue Fract Eng Mat Struct*, 1993, 16(9): 931~939
- [35] 王卫英, 超塑成形过程数值模拟技术研究及应用, [博士学位论文], 江苏, 南京航空航天大学, 1998
- [36] 陈慧琴, 林好转, 郭灵等, 钛合金热变形机制及微观组织演变规律的研究进展[J], 材料工程, 2007, (01) : 60-64
- [37] 查利. R. 布鲁克斯, 阿肖克. 考霍莱, 工程材料的失效分析 (谢斐娟等译) [M], 北京, 机械工业出版社, 2002
- [38] 汪守朴, 金相分析基础[M], 机械工业出版社, 1986
- [39] T. G. Langdon, Fracture processes in superplastic flow, *Metal Science*, 1982, 16(4) : 175-183。

- [40] 陈积伟, 郭威等, 超塑性变形中的孔洞长大模型, 吉林工业大学学报, 1991, (3)
- [41] 李秀清, 赵友昌, 超塑变形锰黄铜的空洞, 华中师范大学学报(自然科学版), 1993, 9(27)
- [42] Hancock JW. Met Sci, 1976, (10): 319
- [43] Miller DA, Landon TG, Scr Metall, 1980, (14): 143
- [44] Stowell MJ, Met Sci, 1980, (14): 267
- [45] 刘腾, 刘冰等, Al-Mg 合金动态再结晶诱发超塑性时的空洞行为[J], 中国有色金属学报, 2000, 10 (6)
- [46] 林兆荣, 金属超塑性成形原理及应用[M], 北京, 航空工业出版社, 1990
- [47] 刘马宝, 吴诗淳, 黄铜超塑变形时的空洞演变及工艺因素的影响[J], 西北工业大学学报, 1994, 12 (3)
- [48] Fent iman W Petal, The Science Technology and Application of Titanium [M], London : PergomanPress, 1970 : 87
- [49] Zhou Yigang (周义刚) , Zeng W eidong (曾卫东), Acta Metallurgica Sinica (金属学报) [J], 2000, 36 (9) : 897~ 901
- [50] P.C. Pairs, F.A. Erdogan, Critica Analysis of Crack ProPagation Laws. Journal of basies Engineering, 1963, 13:9~14
- [51] P. C. Pairs, M. P. Gomez, W. P. Anderson. A Rational Analytie Theory of Fatigue The Trendin Engineering, 1961, 13:15~19
- [52] 赵永翔, 杨冰, 张卫华, 一种疲劳长裂纹扩展率新模型[J], 机械工程学报, 2006, 42 (11) : 120~124
- [53] 凌超, 李国彬, 孟宪玲, 疲劳裂纹扩展门槛值与晶粒尺寸关系的研究一位错理论的应用[J], 河北工学院学报, 1992, 21 (3) : 67-72
- [54] Jin O, Mall S. Effects of microstructure on short crack growth behavior of Ti6Al2Sn4Zr2Mo0.1Si alloy[J]. Mater Sci Eng A, 200, A359:356-367.
- [55] Suri S, Viswanathan B, Neeraj T, Hou D H, Mills M J. Room temperature deformation and mechanisms of slip transmission in oriented single-colony crystals of an α/β titanium[J]. Acta Materialia, 1999, 47:1019-1034.
- [56] Savage F, Tatalovich J, Zupan M, Hemker K J, Mills M J. Defprmtion mechanisms and microtensile behavior of single colony Ti-6242Si[J]. Mater Sci Eng A, 2001, A319/321:398-403.
- [57] Yonder G R, Cooley Y A and Crooker T W. Quantitative analysis of microstructural eddects on fatigue crack growth in Widmanstatter Ti6Al4V and Ti8Al1Mo1V. Engineering Fracture Mechanics, 1979(11). 805~816
- [58] Wagner L, Gregory J K, Gysler A and Lutjering R. In small fatigue cracks. R.O. Ritchie and J. Lankford(eds), TMS, 1986. 117

- [59] 周义刚, 曾卫东, 李晓芹, 钛合金高温强化机理[J], 金属学报, 1999, 35(1): 45-48
- [60] JIN O, MALLS. Effects of microstructure on short crack growth behavior of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si alloy materials [J]. Science and Engineering, 2003, (359)A:356-367.
- [61] Hall A. Fatigue crack initiation in alpha-beta titanium alloys[J]. Int J Fatigue, 1997, 19:S23-37.

致 谢

本论文是在导师陈明和教授的精心指导下完成的。

在我近三年的研究生学习期间，陈老师不仅在科研上严格要求、精心指导，而且在生活上给予了许多关心，教会了我很多为人处事的道理，使我终生受益。每次课题遇到困难的时候，陈老师都及时地给予帮助和鼓励，我才得以顺利完成论文，谨向陈老师致以深深的敬意和衷心的感谢！

本课题的研究得到了508教研室全体教职员工以及师兄弟的鼎力相助，感谢我的师兄陈伟、范平、陈国亮及同学王荣华、周兆峰、李枫、林尧、卢万云等对我学习的帮助和支持。

此外，还要特别感谢我的父母、亲友在精神上和生活上对我的支持和鼓励，感谢所有关心、帮助我的老师和同学！

最后，衷心感谢学术界各位前辈给予中肯的批评和指正。

在学期间的研究成果及发表的学术论文

- 1、朱丽英，陈明和，陈伟，TC21 钛合金的疲劳裂纹扩展研究，机械制造与自动化，已录用，待刊