

# 断裂力学在蠕变裂纹扩展中的应用

六二一所 周洪范

## 摘 要

本文简要介绍研究蠕变裂纹扩展的现状以及两种铁镍基高温合金蠕变裂纹扩展试验的初步结果。试验表明:两种合金在  $600^{\circ}\text{C}$ , 300 小时内存在一个不致产生蠕变开裂的应力强度因子门槛值  $K_{Icc}$ 。试验过程中,试样加载点裂纹张开位移和直流电位随时间的变化以及宏观断口的观察均证实了上述结果。

## 一、引 言

高温构件材料由于组织不均匀或加工过程中形成的内部微观缺陷,或构件经一定使用期限后,截面过渡区在应力集中作用下形成微裂纹等等,都会使材料在运行中就带有不同尺度的裂纹。此外,不少高温构件,在其运行过程中一般都有一个稳定的工况,处于恒温恒载的高温蠕变条件。从大量的高温故障分析中可以看到,断口往往具有沿晶或混合型特征<sup>[1]</sup>,这说明蠕变裂纹扩展既不同于疲劳裂纹扩展,也不同于应力腐蚀裂纹扩展,而具有本身的特点<sup>[2]</sup>。因此,研究材料在蠕变条件下裂纹扩展的规律,对于合理选材,改进工艺,确保安全,延长寿命都有一定的实际意义。

## 二、现状简介

七十年代以来,用断裂力学方法已成功地研究了疲劳断裂问题,至今已作出了有效的定量分析,在大量高温断裂故障中,人们又注意到高温蠕变条件下断裂问题的研究<sup>[3]</sup>。这是断裂学科中的一个新课题。目前国内外在这方面已发表了许多文献<sup>[4]</sup>。从文献来看,大体上从三个方面研究高温断裂问题,其一是有关断裂判据的研究,二是测试技术的研究,三是有关断裂理论及微观机制的研究。

### 1. 蠕变裂纹扩展的几种判据

有些作者<sup>[5]</sup>从实验和理论的角度,用线弹性断裂力学中的应力强度因子  $K$  来描述蠕变裂纹扩展速率  $da/dt$ , 并得到如下的关系:

$$da/dt = AK^m$$

式中:  $A$ 、 $m$  为与材料有关的常数,  $K$  为应力强度因子。

由于高温下裂纹尖端应力场逐渐弛豫,范性区逐渐扩大,有些人对于用线弹性断裂力学判据评定蠕变裂纹扩展提出疑问,于是又相继提出了一些弹-塑性断裂力学判据和其他判据。Nicholson<sup>[6-7]</sup>等人提出用净截面应力  $\sigma_{net}$  来评定蠕变裂纹扩展。其关系式为:

$$da/dt = N \cdot \sigma_{net}^P$$

式中:  $N$ 、 $P$  在规定的温度下为常数。

Haigh<sup>[8-9]</sup>等人认为裂纹张开位移  $COD$  ( $\delta$ ) 是描述蠕变裂纹扩展的较好参量,他们用  $\text{Cr-Mo-V}$  钢楔形张开加载试样 ( $\text{WOL}$ ) 在  $550^{\circ}\text{C}$  下实验指出,当  $\delta$  达到临界值  $\delta_i$  前,裂纹不扩展;当  $\delta$  超过  $\delta_i$  后,裂纹扩展速率  $da/dt$  与  $\delta$  的变化率  $d\delta/dt$  有如下的关系:

$$da/dt = 2 (d\delta/dt)^{0.8}$$

Landes 和 Begley<sup>[10]</sup>指出,  $C^*$  (或  $J^*$ ) 是描述蠕变裂纹扩展的较好参量,  $C^*$  表征裂纹尖端附近的应力-应变速率场。已经确定的  $J$  和应变能  $u$  的关系为:

$$J = -\frac{1}{B} \left( \frac{\partial u}{\partial a} \right)$$

因而 $C^*$ 与应变能变化率 $\dot{u}$  ( $du/dt$ ) 的关系为:

$$C^* = -\frac{1}{B} \left( \frac{\partial \dot{u}}{\partial a} \right)$$

式中:  $B$ 为试样厚度。

Sadananda及Shahinian<sup>[11]</sup>得到718合金在538℃及649℃的蠕变裂纹扩展速率与 $J$ 及 $C^*$ 的关系式为:

$$da/dt = 0.0114 \lg J - 0.015$$

$$da/dt = 0.00335 \lg C^* \quad (538^\circ\text{C})$$

$$\text{及 } da/dt = 0.66 \lg J - 0.58$$

$$da/dt = 0.29 \lg C^* \quad (649^\circ\text{C})$$

从上式可以看出 $J$ 有一门坎值, 低于这个数值时 $da/dt=0$ , 即不发生蠕变裂纹扩展。

概括起来看, 目前从三种情况来研究蠕变裂纹扩展问题, 在不发生显著蠕变(即蠕变脆性)时, 由于塑性应变受到高度约束, 具有平面应变条件, 裂纹尖端应力重新分布较小, 仅在局部区域破坏, 因而可用线弹性的应力强度因子 $K$ 来评定。在发生显著蠕变(即蠕变延性)的情况下, 变形约束程度低, 具有平面应力条件, 裂纹尖端附近应力将迅速重新分布, 因而可用常规蠕变分析方法, 如净截面应力来评定。第三种情况属于中间状态, 称为“准脆性状态”, 一般用弹塑性断裂力学中的 $\delta$ 、 $J$ 或 $C^*$ 等参量来评定更为合适。

## 2. 蠕变裂纹扩展测试技术

由于蠕变裂纹扩展前沿成弓形, 文献<sup>[12]</sup>推荐用裂纹两侧开V形槽的试样, 使裂纹前端平直向前扩展。为了在整个试验过程中保持 $K$ 值不变, Kenyon及Webster<sup>[13]</sup>提出用双悬臂梁试样(即DCB试样)。

蠕变裂纹扩展的测量是测试技术中的一个难题, 目前国外大都用电位法(分交流和直流两种)和直接观测法。为了得到有效的裂纹测定, 有人建议用40安培的高输入直流<sup>[12]</sup>, 引线用直径0.71毫米的纯铁丝或纯镍丝。国内有的单位<sup>[14]</sup>用直径为0.5毫米的镍铬丝。直接观察法<sup>[13]</sup>是用光学读数显微镜从开有窗口的炉子外面直接测量试样上的裂纹长度。国外有人用直接观察法测量了800℃下的裂纹扩展。

## 3. 断裂理论及微观机制

Kachanov<sup>[15]</sup>提出的断裂理论是一种描述连续体内蠕变累积损伤的方法, 它基于连续性函数 $\varphi$ 的概念, 当累积损伤造成断裂时,  $\varphi$ 从1降至零。最近有人提出用有限元法<sup>[16]</sup>计算静载荷下裂纹尖端蠕变第三阶段的进展。

Pilkington<sup>[17]</sup>研究了经热处理后处于脆性状态的 $\frac{1}{2}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}-\frac{1}{4}\text{V}$ 钢在真空及550℃时的蠕变裂纹扩展, 试验表明, 裂纹扩展与晶粒度有关, 当产生足够的蠕变空穴时, 主裂纹向前移动, 从一个晶界移向另一晶界, 在主裂纹前沿奥氏体晶界上可看到空穴; 当铁素体-贝氏体混合组织中铁素体含量从5%增加至25%时, 空穴大致从200微米增大至350微米。

近年来, 国内在蠕变断裂研究方面也取得了一些可喜的进展, 科学院金属所<sup>[18]</sup>研究了GH135合金在650℃下的蠕变裂纹扩展行为。西安热工所<sup>[19]</sup>提出 $J$ 积分在蠕变破坏分析中的应用报告, 还进行了30Cr2MoV钢在540℃下的蠕变裂纹扩展试验<sup>[15]</sup>, 讨论了断裂力学参量与裂纹扩展速率的关系。

# 三、两种铁镍基高温合金的试验结果

## 1. 材料及试验方法

GH36及GH132是两种被广泛使用的涡轮盘材料, 工作温度600℃左右, 为了更接近于使用状态, 我们从盘坯上取样, 材料的热处理工艺及机械性能见表1及表2。

表1 GH36及GH132热处理制度

GH36	1140°C $\pm 10$ × 1小时20分水冷 + 670°C $\pm 10$ × 8小时 + 780°C $\pm 10$ × 16小时空冷
GH132	980°C $\pm 10$ × 2小时油冷 + 720°C $\pm 10$ × 16小时空冷

表2 GH36及GH132机械性能

材 料	代号	炉号	$\sigma_b$	$\sigma_{0.2}$	$\delta$	$\psi$	$H_B$	$a_K$	650°C高拉			650°C持久			
			公斤 /毫米 <sup>2</sup>	公斤 /毫米 <sup>2</sup>	%	%	压痕 直径 毫米	公斤·米 /厘米 <sup>2</sup>	$\sigma_b$	$\delta$	$\psi$	$\sigma$	t 小时	$\delta$	$\psi$
GH36	7A3	1F-154	98~98.5	60.5~62	28~30	33.5 ~37	3.6	3.94 ~4.7	55.3	22.6	43.6	38	72.7	9	17
GH132	5A5	24-194	100~101	73.1 ~74.0	26.8 ~27.2	31.5 ~39.5	3.5 ~3.7	9.5 ~9.8	74.7	15	44.7	45	175	7	12

蠕变裂纹扩展试样为标准型紧凑拉伸试样, 尺寸符合ASTM E399-74。试样厚度B=10毫米, 宽度W=30毫米, 预制裂纹长度 $a_0=15$ 毫米, 应力强度因子 $K_I$ 按下式计算:

$$K_I = \frac{P}{B\sqrt{W}} \cdot Y$$

式中:  $Y = 29.6(a/w)^{1/2} - 185.5(a/w)^{3/2} + 655.7(a/w)^{5/2} - 1017(a/w)^{7/2} + 638.9(a/w)^{9/2}$

试验过程中用百分表测试样加载点位移, 同时用直流电位法测试样裂纹张开位移, 直流源用JWL-30型稳流器供电, 用UJ-31型微伏计测输出电位, 测量时采用三伏恒压。为了获得较大的输入直流电流, 我们选用了Ni-Cr及Ni-Al两种材料的引线, 直径分别为0.5, 1, 1.5及2

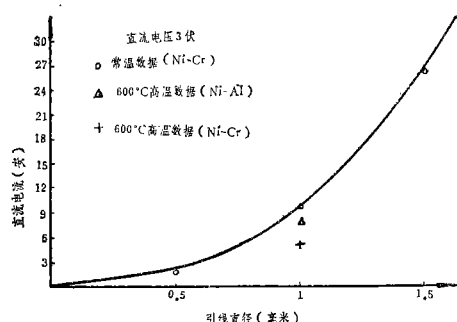


图1 引线直径与输出电流的关系

毫米, 引线直径与直流电流的关系见图1, 从图可见作为高温断裂电位测量的引线可采用直

径1毫米以上的Ni-Al丝。引线用氩弧焊点焊在试样端部, 实验证明这种焊接方法经600°C 300小时以上未见松动。

## 2. 试验结果及讨论

GH36及GH132蠕变裂纹扩展试验结果见表3及图2~6。

表3 GH36及GH132蠕变裂纹扩展试验结果 (试验温度600°C)

材料	试样号	$K_I$ (兆牛顿/米 <sup>3/2</sup> )	$K_I$ (公斤/毫米 <sup>3/2</sup> )	断裂时间 (小时)
GH 36	7-2	30	96	>313 : 00
	7-5	35	112	45 : 30
	7-4	40	128	37 : 00
GH132	5-1	15	48	>200 : 00
	5-2	20	64	>200 : 00
	5-6	20	64	>313 : 00
	5-5	25	80	92 : 00
	5-4	30	96	42 : 00
	5-3	40	128	47 : 00

从表3及图2可见, 两种材料在600°C时断裂时间随初始应力强度因子 $K_I$ 的减小而增长, 当 $K_I$ 减小至某一定值后, 试样不再断裂。从图7中可见5-4号试样经42小时30分产生断裂, 断口上在预制疲劳裂纹前沿产生了明显的蠕变裂纹扩展弓形区, 这是由于试样中心处在平面应变状态而边缘处在平面应力状态, 中心裂纹扩展快而形成的。而5-6号试样持续315小时未断, 从断口上看, 疲劳区和静断区紧密相联, 没有发现蠕变裂纹扩展弓形区。同样在图8中

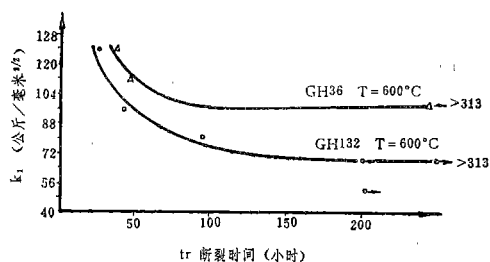


图 2 GH36及GH132应力强度因子 ( $K_I$ ) 与断裂时间 ( $t$ ) 的关系

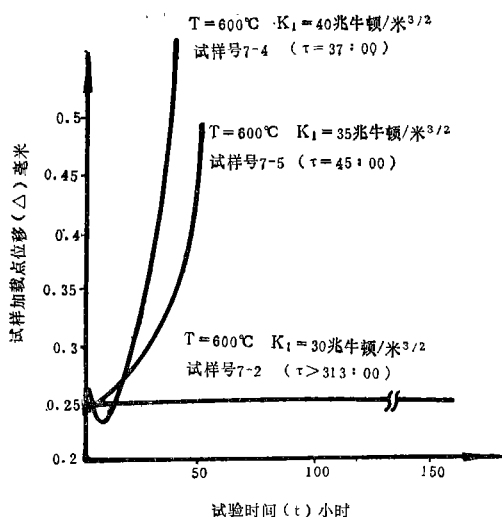


图 3 GH36试样加载点位移 ( $\Delta$ ) 与试验时间 ( $t$ ) 的关系

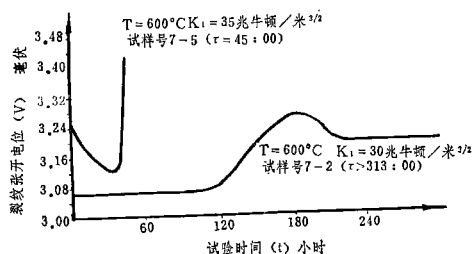


图 4 GH36裂纹张开电位 (V) 与试验时间 ( $t$ ) 的关系

也可见到类似情况。7-5号试样经45小时30分断裂，断口上有弓形区，7-2号试样 $>313$ 小时未断，断口上没有弓形区。由此，我们可以确定在一定的温度及规定的时间间隔内不致产生蠕变裂纹扩展的应力强度因子门坎值 $K_{Icc}$ 。

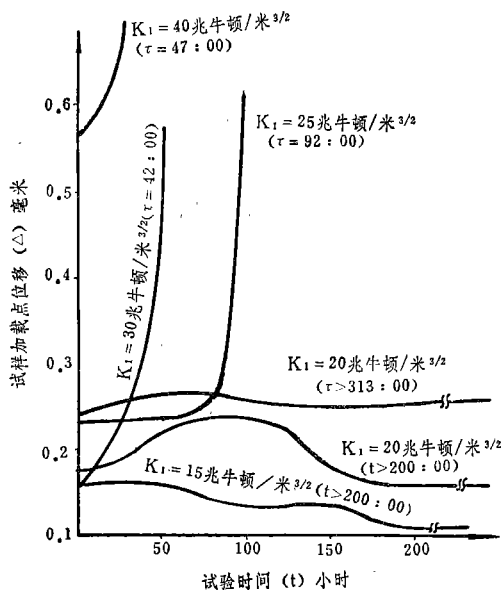


图 5 GH132试样加载点位移 ( $\Delta$ ) 与试验时间 ( $t$ ) 的关系

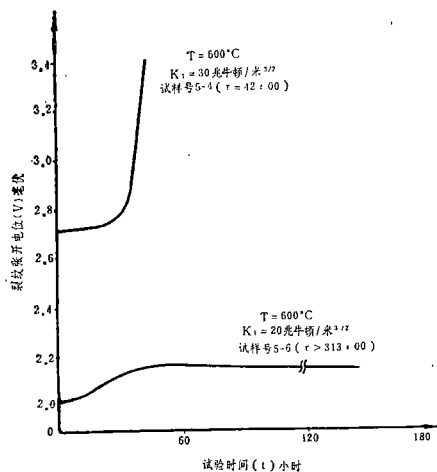


图 6 GH132裂纹张开电位 (V) 与试验时间 ( $t$ ) 的关系

符号中 1 表示 I 型加载，cc 表示蠕变开裂，t 表示门坎值。试验表明：用线弹性断裂力学中的应力强度因子  $K_I$  来评定两种材料在试验温度下的蠕变裂纹扩展特征是可行的。

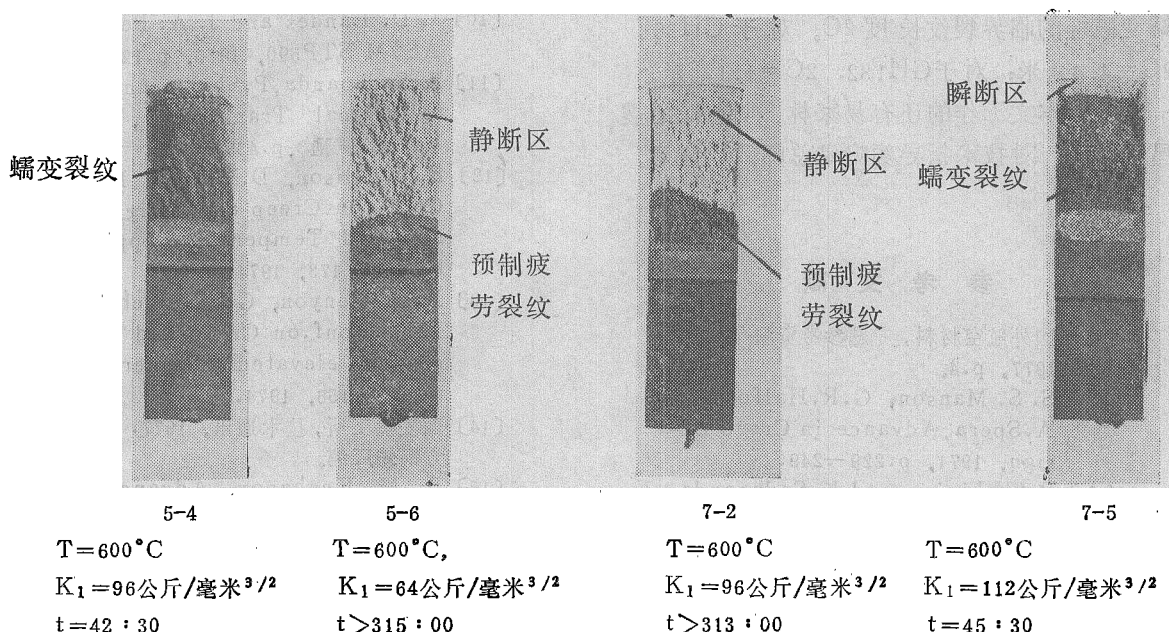


图 7 GH132蠕变断裂断口形貌

从图 2 中可以见到当  $K_I = K_{I_{cc}}$  时, 曲线渐近平行时间轴, 由此可以确定 GH36 及 GH132 在  $600^{\circ}\text{C}$ , 300 小时内的  $K_{I_{cc}}$  分别为 96 公斤/毫米<sup>3/2</sup> 及 64 公斤/毫米<sup>3/2</sup>, 这里值得指出的是 GH132 的高温拉伸及常规持久强度都比 GH36 好 (见表 2), 而两者的  $K_{I_{cc}}$  值却正好相反。是否 GH132 的抗蠕变裂纹扩展能力低于 GH36, 尚待进一步查明。

从 GH36 及 GH132 试样加载点位移 ( $\Delta$ ) 和试验时间 ( $t$ ) 曲线 (图 3、5) 中可以看到, 经 300 小时以上未断的试样, 其曲线近似平行于时间轴, 蠕变裂纹也未扩展。在 40 小时以下断裂的试样, 其曲线斜率较大, 试样产生了蠕变裂纹扩展。由此可见, 加载点位移随时间的变化反映了是否产生蠕变裂纹扩展的情形。在 GH36 及 GH132 的裂纹张开电位 ( $V$ ) 和试验时间 ( $t$ ) 的关系曲线 (图 4、6) 中, 可以见到: 长时未断的试样电位曲线近似平行时间轴, 短时断裂试样的电位曲线斜率较大, 也表明蠕变裂纹扩展的情形。试验过程中电位曲线产生起伏的原因可能与促使裂纹扩展的能量累积过程

图 8 GH36蠕变断裂断口形貌

有关。Floreen<sup>[5]</sup> 指出: 高温下裂纹扩展须有一段时间来累积充份的蠕变量, 这就是蠕变裂纹扩展的孕育期。当外部温度、应力和时间所提供的裂纹扩展能量与材料的裂纹扩展抗力相平衡时, 裂纹不会扩展。只有在外部能量累积至一个临界量级, 裂纹才会向前扩展一段, 在新的部位又达到新的平衡。这时裂纹前沿已处于应力强度门坎值以下, 在这个应力强度下保持一段时间, 将会使材料的裂纹扩展抗力随时间提高, 因此裂纹扩展暂时中止。裂纹扩展并不是只与应力有关, 而与裂纹尖端区的应力应变二者的综合作用有关。当尖端区形成了应力集中和应变集中使应力强度充份增大, 就导致了快速穿晶断裂。

P. F. Packman<sup>[20]</sup> 提出半圆形表面裂纹长度  $C=a$  时, 为了保证含裂纹零件直至屈服应力时还能继续使用, 其最小临界裂纹长度由下式给出:

$$2C = \frac{(2)(2.2)\left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{0.2}}\right)^2}{1.2\pi}$$

将本试验得到的  $K_{I_{cc}}$  代入上式  $K_{Ic}$  中,

可粗略估算GH36及GH132在600℃时不致产生蠕变破坏的临界裂纹长度2C。对于GH36，2C=4.4毫米；对于GH132，2C=1.1毫米。

参加本文工作的还有易家林、刘宜如、潘震昌等同志，对技术指导颜鸣皋总师致以谢意。

参 考 文 献

[1] 国外航空材料，专题参考资料〔47〕，1977，p.4。  
 [2] S. S. Manson, G.R.Halford, D. A.Spera, Advance in Creep Design, 1971, p.229—249。  
 [3] P.Shahinian and K.Sadananda, Symposium on Creep-Fatigue interaction, 1976, p.439—449。  
 [4] E. G. Ellison, M. P. Harper, Strain Analysis, 1978, Vol. 13, No1。  
 [5] S.Floreen, Metallurgical Transaction, Vol. 6A, No9, 1975, p. 1741—1749。  
 [6] R.D. Nicholson, Mat. Sci. and Engineering, No22, 1976。  
 [7] R.D. Nicholson and C.L. For- mby, Inter.J.Fracture, 11, 1975, p.595。  
 [8] J.R.Haigh, Mat.Sci. and Engi- neering, No20, 1975, p.213。

[9] 同文献〔8〕，p.225。  
 [10] J. D. Landes and J. A. Begley, ASTM STP590, 1976, p.128。  
 [11] K.Sadananda, P.Shahinian, Me- tallurgical Transaction, 1977, Vol.8A, No3, p.439—449。  
 [12] E.G.Ellison, D.Walton, Inter. Conf, on Creep and fatigue in elevated Temperature applica- tion, C 173, 1974。  
 [13] J. L. Kenyon, G. A. Webster, Inter.Conf.on Creep and Fati- gue in elevated Temperature app. C 156, 1974。  
 [14] 西安热工所，技术通讯，1977. 6，东 方锅炉厂编。  
 [15] L. M. Kcahanov, Advance in Creep Design 1971. p.21。  
 [16] I.W.Goodall and E.J.Chubb, Inter. J. of Fracture, Vol. 12, No2, 1976, p.289—303。  
 [17] R. Pilkington, D. Hutchinson and C.L.Jones, Metal Science, 1974, 8, p.237—241。  
 [18] 孔庆平，金情77—007，1978。  
 [19] 西安热工所资料，1976，3。  
 [20] P.F.Packman, Non-destructive testing Research and Practice, 1973, 12, Vol.6, No6. p.314—324。

× × × × × × ×

勘 误 表

1979年	页	行	误	正
第4期	19			图3与图4的金相图位置对调
第6期	7	表1第2栏	1000	>1000
	8	表2第2栏	$K = \frac{m^2}{N} \times 10^{-5}$	$K = \frac{m^2}{N} \times 10^{-15}$
	29		$\begin{bmatrix} h_1' \\ K_1' \\ I_1' \end{bmatrix}^T = B_{11} \begin{bmatrix} 1 \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix} \approx 0.448 \begin{bmatrix} 0 \\ 1 \\ 1 \end{bmatrix}$	$\begin{bmatrix} h_1 \\ k_1 \\ I_1 \end{bmatrix} = B_{11} \begin{bmatrix} 1 \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix} \approx 0.448 \begin{bmatrix} 0 \\ 1 \\ 1 \end{bmatrix}$
	30		$(2\bar{1}\bar{1})\alpha // (001)Fe_3C$ $(11\bar{1})\alpha // [100]Fe_3C$	$(01\bar{1})\alpha // (100)Fe_3C$ $(111)\alpha // [010]Fe_3C$
	30	参考文献〔3〕中的	1978	1979