

金属的超塑性及其应用

王 燕 文

(机械工业部北京机电研究所)

一、引 言

塑性是金属材料的重要属性之一。塑性的大小表示材料能承受永久变形而不破坏的能力。工程技术上为了能对各种材料的塑性进行比较,它一般是用拉伸试验的延伸率或断面收缩率来表示。对于工业用的金属和合金来说,延伸率或断面收缩率都不高,大都在百分之几十的范围内,即使在高温下也很少超过100%。然而有些金属或合金却能在一定的条件下表现出令人惊异的大延伸,同时变形抗力急剧减小,这就是本文将要介绍的超塑性。显然,这种现象无论从理论研究角度或实用角度来说都是非常有意义的。

金属的超塑性现象最早是由 Rosenhein 于 1921 年发现的。1934 年, Pearson 以慢速拉伸 Bi-Sn 共晶时获得了高达 1950% 的延伸率。四十年代左右,苏联和西德对这种现象开始了研究,并在 1945 年苏联学者 Бочвар 首次应用了“超塑性”这个词。到了六十年代, Underwood 的综述性文章和 Backofen 对超塑性力学特性的研究,引起了人们更大的兴趣和重视,掀起了超塑性研究的高潮。到了七十年代,以锌铝共析合金为开端,进入了工业应用阶段。目前,世界上各主要工业国家都在从事这方面的研究,其应用正在日益扩大,理论研究也正日益深化。我国起步较晚(七十年代中期),但已有一支不小的队伍在进行这方面的工作,并且在理论方面和实际应用方面取得了初步成就。

二、超塑性的定义和分类

虽然从发现超塑性到今天已有数十年的历

史,但是由于现象本身的复杂性(它与温度、变形速度以及材料组织结构等很多因素有关),超塑性至今尚未有严格的明确的定义。从超塑性变形的宏观特点来看,可以认为具有以下一些特征时,即属于超塑性范畴:(1) 拉伸试验时,试样变形均匀,无缩颈;(2) 延伸率急剧增加,流动应力(变形抗力)急剧下降;(3) 对于变形速度敏感,即具有较高的应变速率敏感性指数。

金属超塑性的类型主要有两种:(1) 恒温超塑性(或称第一类超塑性、超细晶粒超塑性);(2) 相变超塑性(或称第二类超塑性、环境超塑性)。前者指具有超细晶粒的材料在恒温条件下($T \geq 0.5T_m$, T_m 为材料熔化温度的绝对温标)以较慢的变形速度拉伸时(应变速率 $\dot{\epsilon} = 10^{-4} - 10^{-1}/s$)表现的超塑性,这方面的工作做得比较多,本文将重点介绍;后者指材料在一定应力作用下,在相变温度上下经多次循环后获得的大变形,由于研究得尚不多,仅作一简单介绍。

三、恒温超塑性

1. 超塑性的力学特征

一般金属拉伸变形时,往往在试样中部发生缩颈,并由于缩颈处的应力大于其它部位的应力,缩颈便会迅速发展,直至断裂。而超塑性变形时,试样变形均匀无缩颈,流动应力小,没有应变硬化(或很小的硬化),图 1 示出了试样超塑性变形的实物图。超塑性材料的应力-应变曲线和真应力-真应变曲线分别示于图 2 中的(a)和(b)。

众所周知,材料的应力、应变和应变速率之间的关系可用粘性-塑性物态方程表示:

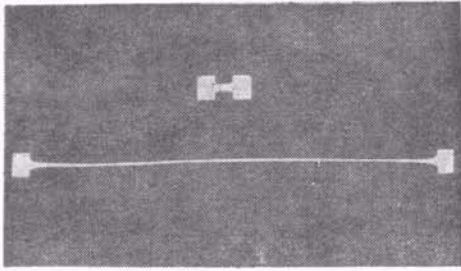


图1 超塑性 Al-6Cu-0.5Zr 合金的拉伸实物
[上为原始试样,下为拉伸后试样; $\delta = 3000\%$ (未断),
 $T = 430^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon}_0 = 3.3 \times 10^{-3}/\text{s}$]

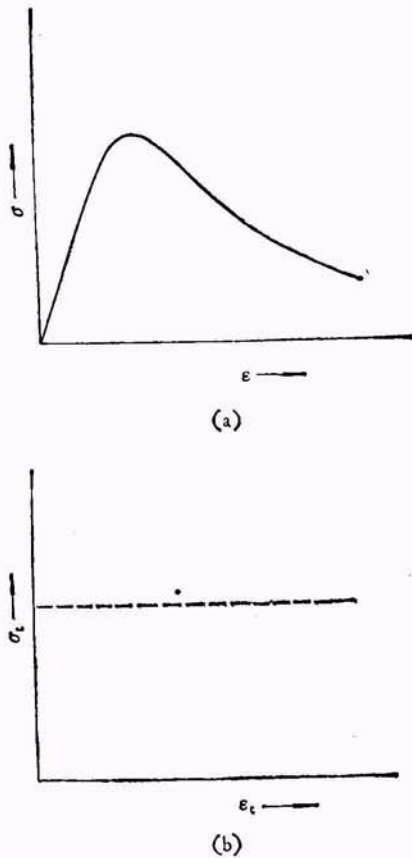


图2 (a)超塑性材料的应力 σ -应变 ϵ 曲线;
(b)真应力 σ_t -真应变 ϵ_t 曲线

$$\sigma = K \epsilon^n \dot{\epsilon}^m, \quad (1)$$

式中 σ 为流动应力, ϵ 为应变, $\dot{\epsilon}$ 为应变速率, n 为加工硬化系数, m 为应变速率敏感性指数, K 为常数。

对于超塑性材料, n 接近于零,则上式可简化为

$$\sigma = K \dot{\epsilon}^m. \quad (2)$$

在极限情况下,例如 $m = 1$;则(2)式为牛顿粘性流动方程,此时 $K = \mu$ (粘性系数)。

变换(2)式,可得

$$m = \frac{d \log \sigma}{d \log \dot{\epsilon}}. \quad (3)$$

设试样上受应力 $\sigma = P/A$, P 为载荷, A 为试样截面面积,则

$$\sigma = K \dot{\epsilon}^m = P/A.$$

而另一方面,

$$\epsilon = -dA/A, \quad \dot{\epsilon} = -\frac{1}{A} dA/dt,$$

则得

$$dA/dt = -(P/A)^{1/m} (1/A)^{1-m},$$

即

$$-dA/dt \propto 1/A^{1-m}. \quad (4)$$

此式可作图表示于图3。

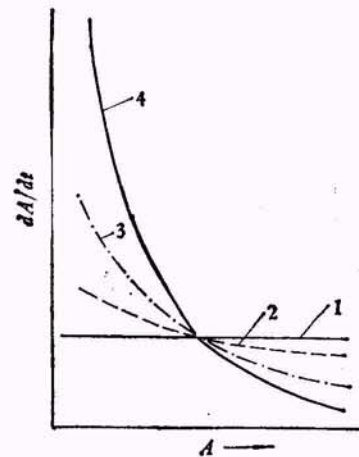


图3 不同 m 值时,截面变化速度与 A 值的关系
(曲线1为 $m = 1$; 2为 $m = 3/4$;
3为 $m = 1/2$; 4为 $m = 1/4$)

图3说明 $m = 1$ 时, dA/dt 与截面 A 无关,即牛顿粘性流动; $m < 1$ 时,截面收缩速度与 m 值有关; m 值越小,试样发生缩颈时,其截面收缩速度增长得非常快(见曲线4);若 m 值较大,则收缩速度较缓慢(见曲线2)。也就是说, m 值可以表示材料产生缩颈的倾向性。 m 值小的材料,其强化对于变形速度不敏感;而 m 值高的材料,其强化对于变形速度很敏感。当试样

一发生缩颈,该处材料显著强化,即对局部收缩的抗力增大,于是局部变形(缩颈)便在其他部位发生。换句话说,具有高 m 值的材料拉伸时,虽然也形成缩颈,但这种缩颈易于传播,最终表现为均匀的大延伸。因而 m 值是超塑性流动的一个重要参数,其数值较大, $m \geq 0.3-0.9$,而普通塑性材料的 m 值仅 $0.02-0.2$ 。

2. 超塑性变形的内在因素(组织结构)与外部条件(温度、速度)之间的关系

恒温超塑性材料具有微细的晶粒组织,其晶粒尺寸一般为 $0.5-5\mu\text{m}$ 左右。以不同速度变形时,根据相应的应力和应变速率关系,可在全对数坐标上绘制出类似 S 形的曲线,同时应用(3)式可得到相应的 m 值变化曲线(见图4)。根据曲线变化形状可划分出三个区。I区和III区为低 m 值区,I区的变形速度极低(应变速率 $\dot{\epsilon} < 10^{-2}/\text{s}$),III区的变形速度较高(应变速率 $\dot{\epsilon} > 10^{-2}/\text{s}$),在这两个区内,材料的变形行为与普通材料类似。II区为超塑性变形区, m 值在此区内有一极大值,超过此极大值后, m 值随着应变速率的增加而减小,相应地,超塑性效应

也逐步减小。 m 值随 $\dot{\epsilon}$ 的变化情况以及 S 形曲线的位置,对于同一种材料来说并不是一成不变的。随着晶粒尺寸细化程度的增加, S 曲线向右下方移动, m 的极大值向高应变速率方向移动;随着变形温度的增高, S 曲线也向右下方移动, m 的极大值在向高应变速率方向移动的同时,数值也有所增大。

3. 几种超塑性合金

(1) 锌铝合金: 锌铝共析合金是典型的超塑性合金,该合金在室温下的平衡态组织是富铝相 α 和富锌相 β 相间隔的层片状珠光体,此种组织没有超塑性。若将合金加热到高温单相区 α' ,然后快速冷却(淬于冰水),并经轧制变形,可获得优异性能的超塑性板材。合金在 250°C 下以初始应变速率 $\dot{\epsilon}_0 = 10^{-3}-10^{-2}/\text{s}$ 拉伸,可获得大于 1000% 的延伸率,该合金具有差不多等体积的 α 相和 β 相的微细晶粒,在热变形过程中互相制约,不易长大,这也可能是共析型或共晶型合金易于获得超塑性的原因。

超塑性锌铝合金具有中等的室温强度($\sim 26\text{kg}/\text{mm}^2$),并且可以通过热处理强化(达 $40\text{kg}/\text{mm}^2$)。合金的抗腐蚀能力较低,可通过钝化或电镀等表面处理加以改善^[1]。属于这类合金的还有添加少量Cu或Mg元素的改性合金,以提高强度和抗蠕变性能。

(2) 铝合金: 超塑性的铝合金品种较多(见表1),但得到较大规模应用的是Al-6Cu-0.5Zr合金。合金通过快速铸造和热机械加工后,在 430°C 左右的温度和 $10^{-3}/\text{s}$ 的初始应变速率下拉伸,可获得 1000% 的延伸率^[2]。合金在变形前是轧态组织,经过一定的变形后(约 $50-100\%$),产生了微细的等轴晶,合金中的化合物CuAl₂和弥散析出的ZrAl₃起到稳定细晶组织的作用。合金的抗拉强度 $\sigma_b \approx 24\text{kg}/\text{mm}^2$,强化处理后可达 $43\text{kg}/\text{mm}^2$ 。

(3) 钛合金: $\alpha + \beta$ 两相钛合金,如Ti-6Al-4V在 $900-950^\circ\text{C}$ 下具有优异的超塑性指标, $\delta \sim 1000\%$, $m = 0.85$ ^[3]。尤其可贵的是,该合金在正常市售状态下即具有这种组织,有时晶粒较大(达 $20\mu\text{m}$ 左右),但只要形态不是

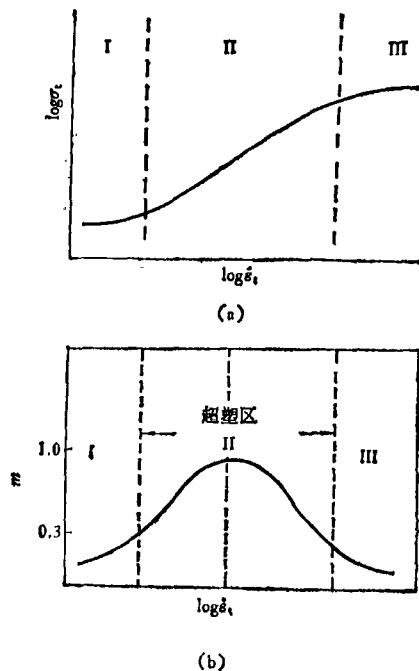


图4 (a) 超塑性变形时应力 σ 与应变速率 $\dot{\epsilon}$ 的关系;
(b) 超塑性变形时 m 值与应变速率 $\dot{\epsilon}$ 的关系

针片状而呈圆弧形的话,都能表现出超塑性。钛合金是一种难加工的材料,它的板材还具有严重的回弹性。而超型性的钛合金可以轻而易举地挤压成复杂和精密的制件,或将其板材吹塑成各种形状。

(4) 粉末合金: Ni 基高温粉末合金 (IN 100) 具有优异的超塑性能。粉末状原材料使合金易于获得微细晶粒组织,然后通过挤压使之致密。在 1040℃ 和 $\dot{\epsilon}_0 = 10^{-2} - 10^{-3}/\text{min}$ 条件下,延伸率达 800—1000%,流动应力 $\sigma = 1.0 - 1.5\text{kg}/\text{mm}^2$ 。此种热挤压粉末 IN100 合金的室温和 700℃ 的抗拉性能及持久性能都优于铸造 IN100 合金^[4]。

此外,铜合金和钢铁等都能获得超塑性,目前已有百多种超塑性材料,其中的部分合金列于表 1。

表 1 恒温超塑性材料(成分为重量百分数)

材 料	最大 m 值	延伸率 (%)	温度范围 (°C)
Al-33Cu (共晶)	0.9	1150	380—525
Al-6Cu-0.5Zr	0.5	2000	400—500
Al-10Zn-Mg-0.4Zr	0.9	1550	450
Al-Ca-Zn (共晶)		300—500	400—500
7475Al 合金	0.75	1200	516
Zn-22Al (共析)	0.5	1000	250
Cu-40Zn	0.75	> 525	630
Cu-10Al-4Fe	0.6	1000	750
Fe-26Cr-6.5Ni	0.62	> 1000	600—1000
Ni-15Co-9.5Cr-5.5Al-5Ti-3Mo (IN100)	0.5	1000	810—1040
Mg-Al (共晶)	0.8	2100	350—400
Sn-38Pb (共晶)	0.7	> 4850	20—170
Sn-5Bi	0.68	1000	20
Ti-6Al-4V	0.85	1000	800—1000
Zr-2	0.57	2500	800—1100

4. 超塑性变形机理

超塑性材料的低应力均匀大变形现象,很难简单地用经典的塑性变形机制或位错模型来解释,于是就产生了一些新的假设或理论。早期的有“溶解-沉淀”理论、“亚稳定理论”、“晶界非晶质流动”等。六十年代后,随着超塑性研究工作的发展,在变形机理的研究方面也有一些新的进展,主要有以下几种观点和理论。

(1) 扩散蠕变理论: Avery 和 Backofeu 根据超塑性变形行为与牛顿粘性流动相类似的特点,采用了 Nabarro-Herring 扩散蠕变理论。认为在拉伸应力作用下,垂直于拉伸轴的晶界空位(高能的)会流向平行于拉伸轴的晶界,从而引起物质向反方向的移动,结果使晶粒沿拉伸方向伸长。此时应变速率与应力的关系为

$$\dot{\epsilon} = \frac{\alpha Q D_b}{kT} \cdot \frac{\sigma}{d^2}, \quad (5)$$

式中 α 为常数 ($\alpha = 5 - 15$), Q 为原子体积, k 为玻耳兹曼常数, D_b 为体积扩散系数, d 为晶粒大小。

然而,按此公式计算的应变速率比实际的小。为此, Jones 和 Johnson 进行了修改,采用了 Coble 理论,得到

$$\dot{\epsilon} = \frac{\alpha' Q D_{gb} \lambda}{kT} \cdot \frac{\sigma}{d^3}. \quad (6)$$

这里引入了晶界宽度 λ 和晶界扩散系数 D_{gb} , 计算结果与实际相近。但仍有与事实不符之处: 式中的 $m = 1$, 而实际的 $m < 1$; 根据此模型晶粒会拉长, 而实际晶粒变形后仍基本保持等轴。

(2) 晶界滑动与扩散调节, 晶粒的转动和换位: 有人通过显微观察发现, 原先是直的划痕, 变形后划痕在相邻两晶粒间成一折线, 有时相邻晶粒内的线段并不平行。这个试验说明晶界参与了变形, 晶粒发生了转动与滑动。定量计算表明, m 最大值的出现条件与晶界滑动在总应变中的最大值的出现条件相一致。看来晶界滑动在超塑变形中起了重要作用。

为了解释这些现象, Ashby 和 Verrall 提出了扩散调节的晶粒换位模型, 如图 5 和图 6。这是一组四晶粒的二维模型, 图 5 中的 (a), (b), (c) 分别表示变形的初始、中间和终止状态。箭头表示应力的作用方向和晶粒移动的方向。图 6 为处于中间状态时保持材料连续性的晶界物质扩散调节的示意图。此模型适用于单相材料或结构相类似的晶粒组织。在多相材料情况下, 若发生相与相之间的化学元素相互作用, 其扩散物质的迁移就比较复杂了。

(3) 位错的滑移、攀移和相消: 电镜对细晶

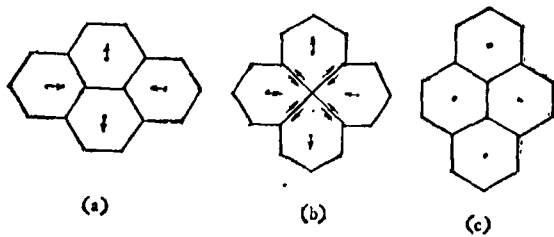


图5 Ashby 和 Verrall 晶粒换位模型示意图
(a) 为初始态; (b) 为中间态; (c) 为终止态

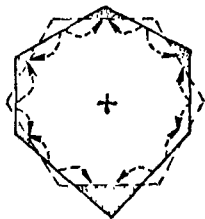


图6 在晶粒换位的中间状态时,物质扩散调节的示意图
(真应变为 0.275, 单位应变输送体积为 $0.14d^3$, 平均扩散通道长度为 $0.28d$, d 为晶粒直径)

粒不锈钢的研究表明,在低速拉伸时,可以在晶粒内看到均匀分布的位错,增加变形速度,位错密度也增大,并有不同滑移系的位错发生交互作用,产生塞积、弯曲和三线结点。但在晶界附近没有位错堆积,说明在这里发生了强烈的位错攀移和相消过程,这种过程阻碍亚结构的形成,从而使变形均匀进行,提高了塑性。但实际上,在大多数超塑性材料中很少观察到位错,也缺乏能进一步说明位错与超塑性变形关系的研究报道。

此外,还有 Gifkins 提出的关于晶粒换位过程中,在晶粒间隙处会有新晶粒涌出表面的三维模型^[5]; Ball 和 Hutchison 的晶界滑动和晶内滑移模型^[6]; 晶界滑动和位错在晶粒表层中的运动^[7]等理论和模型。但就目前情况来看,一些理论虽能解释这样或那样的实验结果,却尚未能建立起统一的完善的理论来说明超塑性的普遍规律。目前能得到比较一致的认识是,超塑性变形可能是几种机制综合作用的结果,对于 S 曲线(图 4)的三个区域来说, I 区是以扩散蠕变为主, II 区是以晶界滑动为主, III 区则是以位错滑移为主。

四、相变超塑性

相变超塑性的特点是不受晶粒尺寸的限制,而要求材料具有相变的特性,例如 $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ 转变, $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变, $\alpha \rightleftharpoons \beta$ 转变等。相变超塑性的效应还与材料的性质、相变类型、作用应力 σ 、最高加热温度、热循环幅度 ΔT 、加热冷却速度 $\Delta T/t$ 、循环次数 N 等因素有关。图 7 表示几种钢材经多次相变 ($\alpha \rightleftharpoons \gamma$) 后获得的大延伸。

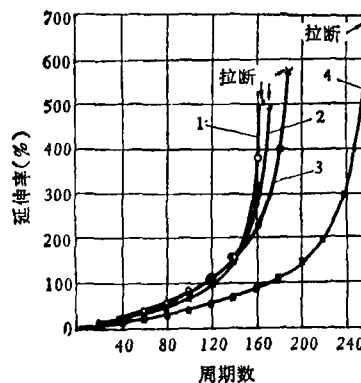


图7 几种钢在 536—816℃ 之间反复加热冷却的循环次数与变形量的关系
(恒定负荷 $\sigma_0 = 1.75 \text{ kg/mm}^2$; 1—C 0.18% 碳钢; 2—C 0.45% 碳钢; 3—C 0.95% 碳钢; 4—滚珠轴承钢)

有些高合金结构钢淬火后或变形后,钢中残留的奥氏体会在回火过程中发生 $\gamma \rightarrow \alpha$ 的无扩散马氏体转变,结果使塑性增加。这种现象称为相变诱发塑性。Fe-Ni 合金和 Fe-Ni-C 合金等有此种特点,并称为 TRIP (Transformation-Induced Plasticity) 钢。

关于相变超塑性的机理研究得尚不多,有人认为相变时,原子移向新的晶格,原子间的粘合作用消失,金属易于流动。也有人认为,由于相的比容变化,在加热的半周期中,高温相中产生过剩的空位浓度,而在冷却的半周期中产生过剩的结点原子密度,这两种情况都能促进位错的相消和攀移过程。然而这些论点尚未得到实验的充分验证。

五、超塑性的应用

1. 成形加工

超塑性的小流动应力和大变形的特点已在压力加工技术中获得了成功的应用。可以一次模压成形状复杂棱角清晰的零件，一般可以不必加工或少加工，也可以将超塑性板材一次吹塑成所需形状。这些工艺与塑料制品的成形工艺类似，技术经济效益显著。

2. 无模拉丝

根据超塑性材料对于应变速率的敏感性，可将轴类坯料进行局部加热，然后控制拉拔速度来获得不同的截面。若坯料的拉拔速度为 v_1 ，局部加热的感应器速度为 v_2 ，则拉拔后的截面收缩率为 $\frac{100 v_1}{v_1 + v_2} \%$ 。

3. 提高材料热处理渗层效率

金属在相变超塑性状态下的渗碳速度比普通热处理的方法快好几倍。例如软钢在 $\sigma < 2\text{kg/mm}^2$ 和 $650\text{—}850^\circ\text{C}$ 的温度循环条件下，渗碳 1mm 厚时，仅需1分钟左右^[8]。

4. 用于材料的固相压焊和焊接

利用超塑性材料的活化性能和良好的流动性，可将条状或颗粒状材料通过挤压方法使之压焊成形，制件的材料质量致密均匀。也可利用相变超塑性使同种或异种金属进行固相焊接，例如铸铁之间的焊接，铸铁与钢以及钢与铜之间的焊接等。焊接区接合良好，显微组织上看不到焊缝^[9]。

此外，超塑性材料可作为纤维复合材的骨体，或作为双金属材料的主导层或覆盖层，以得到强化的复合材或双金属，还可应用超塑性工艺改进铸造合金的机械性能，或改善脆性材料的切削性能等。

参 考 文 献

- [1] 王燕文等, 金属热处理, 11(1980), 18.
- [2] B. M. Watts et al., *Metal Sci.*, 10 (1976), 189.
- [3] D. Lee et al., *Trans. AIME*, 239 (1967), 1034.
- [4] 李力等, 钢铁研究总院学报, 1(1981), 59.
- [5] R. C. Gifkins, *Superplastic Forming of Structural Alloys*, The Metall. Soc. of AIME, New York, (1982), 3—26.
- [6] A. Ball et al., *Mater. Sci. Eng.*, 8 (1971), 83.
- [7] R. C. Gifkins, *J. Mater. Sci.*, 13 (1978), 1926.
- [8] 押田良機, 告昭, 55—49153.
- [9] A. C. 季霍诺夫著, 刘春林译, 金属与合金的超塑性效应, 科学出版社, (1983).

(上接第 419 页)

方法的分辨率和信噪比都不如缀饰 X 射线形貌术。如果此技术进一步改进和提高, 可望为硅单晶原生微缺陷的观察提供一种新的方法。

参 考 文 献

- [1] 井上直久, 日本结晶学, 21(1979), 11.

- [2] A. J. R. de Kock et al., *J. Crystal Growth*, 49 (1980), 718.
- [3] B. Jakbwlew et al., *Kristall und Technik*, 13 (1978), 553.
- [4] M. Renninger, *J. Appl. Cryst.*, 9 (1976), 178.
- [5] R. Kohler et al., *Phys. Status Solidi (a)*, 53 (1979), 509.
- [6] 郑师海、麦振洪, 科学通报, 27(1982), 1231 .

(上接第 437 页)

- [17] A. W. Lohman et al., *J. Opt. Soc. Am.*, 66 (1976), 170.
- [18] A. W. Lohman et al., *Proceeding Electro-Optics/International Laser Conference*, (1975), 16.

- [19] H. K. Liu et al., *Appl. Opt.*, 15 (1976), 2394.
- [20] 戴建华、张洪钧, 激光, 8(1981), 24.
- [21] 仇维礼、戴建华、张洪钧, 遥感文选, 科学出版社, (1981), 259.
- [22] 张洪钧等, 中华医学杂志, 62(1982), 144.