

# 动态载荷下剪切变形局部化、微结构演化与 剪切断裂研究进展\*

徐永波<sup>1,†</sup> 白以龙<sup>2</sup>

<sup>1</sup> 中国科学院金属研究所沈阳材料科学国家实验室, 110016 沈阳

<sup>2</sup> 中国科学院力学研究所非线性力学国家重点实验室, 100080 北京

**摘要** 总结和评述了近年来金属与合金变形局部化的形成、微结构演化与剪切断裂方面作者和相关的研究工作成果. 材料包括低碳钢, SS304 不锈钢, Fe-15%Ni-15%Cr 单晶, Al-Li 合金,  $\alpha$ -Ti 和 Ti-6Al-4V, Al/SiCp 复合材料等. 综述内容主要包括: 采用改进的 Hopkinson 扭杆装置, 对剪切变形局部化形成、发展和演化过程进行了实验观察与数值模拟; 采用“侧剖”与“对接”等定点方法制备电子显微镜薄膜试样, 对剪切带内相变与再结晶、非晶转变、旋涡结构等动态变形现象, 以及与宏观动力学行为对应的位错胞的形成、发展和坍塌等微结构特征进行了观测; 提出了应变和应变率同时作为剪切带形成的两个必要条件的直接实验证据; 在剪切带内发现了  $\alpha'$ -马氏体相变现象, 以及相变产物与母体之间的晶体学关系; 通过位错单滑移或交滑移等微观剪切最后发展成为宏观剪切的机制; 对剪切带内再结晶结构的观测和对再结晶动力学本构关系的定量描述; 对剪切带特别是“白色”腐蚀带(或相变带)的形成机制的分析和新的解释, 指出“白色”是带内亚结构取向趋于一致, 其在光学或扫描显微镜下很难辨认这些亚结构的取向差所致, 并非表明剪切带内一定发生了相变; 通过截断实验和实时跟踪观测发现, 剪切带内微裂纹的萌生与聚合是材料承载能力骤然下降并导致最后断裂的主控因素. 此外, 本文对近年来在准静态和循环加载下材料的局部化形变与剪切断裂的实验结果予以简要评述, 指出其微观机制与动态载荷下的截然不同, 是由位错的平面滑移所控制的, 与热效应无关的等温变形.

**关键词** 动态载荷, 剪切变形局部化, 微结构演化, 相变与再结晶, 非晶化, 位错平面滑移

## 1 引言

高应变率载荷下材料的变形高度集中于很窄(其宽度一般在微米量级)的条带内即所谓剪切带. 文献上有多种称谓, 即剪切带 (shear bands), 剪切变形局部化 (shear deformation localization), 白色剪切带 (white shear bands), 绝热剪切带 (adiabatic shear bands), 突发性剪切带 (catastrophic shear bands). 其中以剪切带和绝热剪切带被广泛采用. 这里所采用的“绝热”一词不够确切, 实际上应以热塑剪切带更为合适. 它的产生基于下面两个事实: 首先, 假设绝大部分 (>90%) 的塑性功转化为热; 其次, 多数金属的流变应力对温度敏感, 随温度升高而下降即所谓热软化

效应. 研究还发现另一种即与热效应无关的所谓等温剪切带, 它是在准静态和循环疲劳载荷下产生的, 其机制与前者截然不同的由位错平面滑移所控制的局部化变形现象. 本文主要着眼于前者, 对于后者, 也将作简要总结和介绍.

变形局部化现象的早期研究可追溯到 19 世纪中叶. Tresca 和 Massey 用重锤击打钢丝时在其表面所发现的白色条带<sup>[1,2]</sup>. 其后又被 Trent 和 Andrew 等相继发现, 并称之为“白带”<sup>[3,4]</sup>. Zener 和 Hollomon 对这种条带进行了广泛的实验与分析. 他们在研究高速冲击低碳钢时发现了这种“白色”腐蚀带 (white-etching bands), 并估计带内温升可能超过奥氏体相变温度<sup>[5]</sup>. 早期, 对这种变形现象并未引起

收稿日期: 2006-10-08, 修回日期: 2007-10-26

\* 国家自然科学基金 (19891180-2, 19392300, 18972072), 中国科学院重点基金项目 (KM85-33) 和重大基金 (K89-52), 以及国家面上基金 (50071064) 项目资助

† E-mail: ybxu@imr.ac.cn

人们太多的关注. 二战后军事工业的迅猛发展以及工程构件设计和安全运行的需要, 对这种变形现象逐步开展了研究. 就材料微结构研究层面上说, 限于当时的研究环境和条件, 显微分析手段例如电子显微镜尚处于定型阶段, 其性能尚不完善, 单凭当时性能不高的光学显微镜对这种现象的产生以及微结构等很难予以深入研究. 真正开始系统而深入工作则是近 30 年的事. 研究主要集中在如下两个方面:

在理论层面上, 其研究起步较早也比较活跃. 学者们根据连续介质力学的基本假设, 采用经验准则和稳定性分析等方法, 对材料塑性失稳的力学条件, 本构模型及数值模拟等方面进行了深入和系统研究<sup>[6~16]</sup>, 其研究进展成果丰富, 深化了对变形局部化本质的认识. 然而在进行理论处理时, 由于对起关键作用的微细观结构对宏观变形局部化的控制和影响的重视与研究不够, 很难对其机制进行深入和有效分析. 主要原因在于对局部化过程中的动态力学响应参数及其与之对应的微结构演化缺少实时观测和记录的方法和手段, 因此难于将二者(即宏观与微观)有机结合起来进行分析. 致使对许多重要问题例如哪些微细结构及其演化对局部化的形成、发展直到最后断裂起关键作用? 是在哪一结构层次上又是通过什么具体过程起到这种关键作用? 连续介质力学对此是难于进行有效的和机制性的分析. 显然, 对上述关键问题的深入认识需要材料科学家和力学家的密切合作, 并在不同结构层次上对动态变形过程中所发生的微结构及其演化规律进行系统研究, 进而为理论工作提供足够的微结构方面的信息和清晰的物理图像.

在材料科学方面, 科学家们主要结合实际应用背景研究局部化剪切形成的力学条件、演化规律和微结构特征以及冶金和材料参数对其形成和发展的影响, 进而为预测、预防甚至控制变形局部化的发生与发展, 为材料优化设计与选择、改善构件的服役寿命提供实验依据和理论支持<sup>[17~35]</sup>. 与力学理论工作相比, 后者的研究相对滞后, 也欠系统和深入. 总之, 无论在理论上, 还是在材料与实验观测上, 在变形剪切局部化的研究方面虽已经取得了不少成果和进展, 但对其中不少关键问题, 仍然需要继续系统和深入的工作, 其中包括:

(1) 剪切变形局部化的形成与微结构演化过程.

截止目前, 不少研究成果多是在 Hopkinson 扭杆 (split Hopkinson bar) 上取得的. 由于通用的 Hopkinson 杆装置本身设计上的缺陷限制了对材料动态变形研究的深入开展. 有些学者试图测量剪切带内的温度场的变化, 探讨其形成与演化过程. 由于不能准确地测试剪切带内温升, 所获数据分散, 更不能研究微结

构的演化过程, 因此很难将宏观动态力学参量的测试与微观上的结构观察有机结合起来进行分析;

(2) 剪切局部化带产生的力学条件. 不少学者提出最大应力(最大应变)判据, 有人则认为应以最大应变率作为判据. 存在的分歧需要充分和直接的实验数据予以判断和验证, 进而为材料塑性不稳定性的本构模型的建立提供实验依据;

(3) 关于剪切带内微结构演化. 受到试样制备的困扰和观察手段的限制, 使其研究很难深入开展;

(4) 宏观上的剪切带是如何通过微观剪切发展而成的, 它的形成机制需要进一步深入研究;

(5) 剪切带特别是“白色”剪切带内是否发生了相变! 它的形成机制是人们所关注的, 但一直没有得到很好解决;

(6) 剪切带内再结晶及其动力学描述, 需要实验上取得直接和准确证据与深入分析;

(7) 剪切带与材料损伤断裂的关系, 沿剪切带断裂的主要控制因素等等, 需要在实验上深入探讨.

对上述诸多关键问题看法和结论上的分歧甚至相悖的主要原因首先是, 动载下材料力学行为比起静态时要复杂的多, 它涉及到应变、应变率、惯性和温升甚至伴生光、声、电等次生效应, 分析和处理起来较为困难; 其次, 剪切局部化形成过程十分短暂, 一般几微秒甚至更短的时间内结束, 而剪切带内材料又经历了大应变(1~100)和超高应变率( $10^5 \sim 10^6$ ). 可以预期, 在如此短暂时间内经历超高应变率变形的材料的结构及其演化将十分复杂, 这无疑为局部化过程中力学响应的实时测试及其与对应的微结构演化的观察带来较大困难; 第 3, 剪切带空间尺度很小, 通常很难准确对其施行定点高倍, 例如透射电镜观察与分析. 总之, 动态变形研究涉及到力学、材料、化学、甚至物理学等诸多交叉学科的理论实验, 需从宏观到微观等多层次上的结合进行研究与分析.

在材料动态力学行为及其微结构演化研究方面, 美国军方和国家宇航局等多年来一直资助几所大学, 如加州大学、德州大学、布朗大学以及国家实验室 (Los Alamos 和 Livermore) 等进行研究. 国内的研究主要集中在中国科学院力学研究所、宁波大学、中国科技大学、大连理工大学、中南工业大学、中国工程物理研究院以及中国科学院金属研究所等单位也开展不少的工作. 中国科学院较早地鼓励和支持力学与材料结合, 宏观与微观结合开展对材料动态力学行为的研究. 国家自然科学基金委从“七五”开始连续多年资助的国家重大基金项目中包括了材料动态行为的宏-微观理论和实验研究. 本文即为中国科学院力学所和中国科学院金属所以及美国加州大学等单位在局部化实验观察与理论分析方面的多

年合作所取得的研究成果与进展。

变形局部化普遍存在于包括金属、合金、块体金属玻璃与工程塑料等材料的弹丸着靶、动态冲孔、爆炸破碎、高速冲压与成型、机械加工等动态变形过程中。它是材料在动态载荷下经常发生的一种重要的变形方式，常常是材料断裂的先兆。一旦发生，将出现低韧性和低延性断裂，甚至发生突发性断裂事故。美国学者 Needleman 曾指出“现在人人都关注局部化”<sup>[36]</sup>。空间碎片高速撞击导致航天器构件的损伤与破坏则是一个典型和突出的例子。据报道，1957 年人类发射第一颗人造地球卫星以来，在空天中运行的空间碎片已超过几千万个，尺寸较大的低轨道运行的空间碎片近万个。这些碎片是航天器安全运行的主要威胁。由此导致航天器的损伤与破坏的例子也屡见不鲜。法国 Cerise 侦察卫星与后来发射的阿里安 4 火箭的一块碎片相撞导致卫星失控；俄罗斯和平号空间站多次受到空间碎片的撞击；美国的长期暴露装置在轨运行 5 年回收后检查发现表面损伤严重，各种尺寸的撞击坑多达上万个。英国哈勃望远镜太阳翼上穿透性的撞击孔达百处。由此可见，世界各军事大国，特别是美国长期来高度重视和高强度的投入，其对材

料动态变形和损伤断裂进行研究意义不言而喻。

## 2 变形局部化的产生

本研究采用高速冲击或高速扭转以及爆炸坍塌两种试验方法产生剪切变形。前者是在 Hopkinson 杆上进行高速冲击压缩或扭转试验来实现如图 1 所示。试样的变形由具有不同厚度的“阻挡环”来控制，调整其厚度来控制试样的应变。后者则是如图 2(a) 所示的爆炸坍塌试验方法，图 2(b) 是试验中产生的纯剪切变形分析，图 2(c) 则是试验后的试样截面上剪切带的分布示意。可以看出，剪切带由内表面产生并沿径向向外扩展，应变速率高达  $10^4 \text{s}^{-1}$ <sup>[37]</sup>。

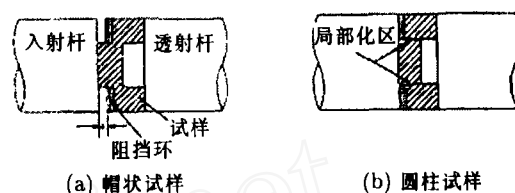


图 1 用于动态试验的试样<sup>[31,33]</sup>

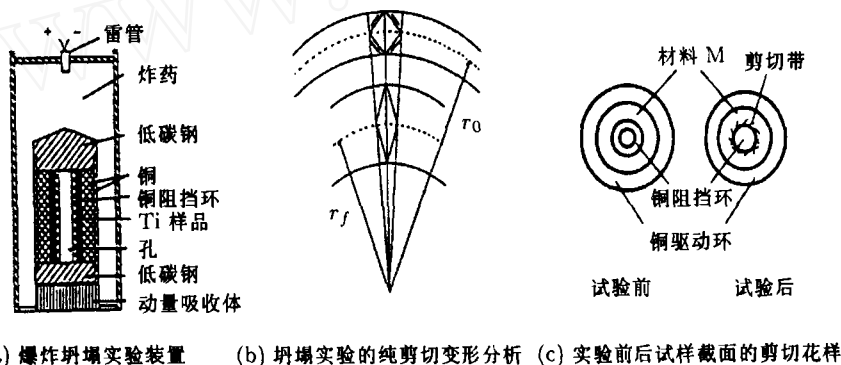


图 2<sup>[37]</sup>

## 3 微观结构观察试样的制备

剪切带空间尺度很小(微米量级),采用一般的制样方法如电解双喷或离子束薄化通常很难对如此之薄的剪切带区域予以定点减薄。人们对剪切局部化微观结构研究难于深入并取得实质性进展的一个主要原因也在于此。采用定点减薄方法制备透射电镜试样成功率较大,从而使其微结构研究得以深入开展<sup>[38,39]</sup>。

## 4 剪切带的形成与演化过程

剪切带的形成与演化一直是理论与实验研究的重要课题<sup>[38~48]</sup>。然而,由于缺少理论和实验的直接比较,限制了局部化塑性剪切的深入分析。Hartley

和 Duffy 采用红外技术测量剪切带内的温度分布<sup>[49]</sup>。Marchan 和 Duffy<sup>[50]</sup>, Giovanola<sup>[51]</sup> 采用高速摄像机和网栅方法观测剪切过程中形变场的变化,他们试图以此来研究剪切局部化的演化过程。这些工作无疑开启了局部化理论分析与实验研究的新思路。但这些方法很难准确测定带内温度,更不能揭露局部化过程中微结构的演化,从而难以研究材料力学响应与微结构演化间的直接对应关系。通用的 Hopkinson 扭杆装置存在应力波对试样的反复和多次加载,对结构观察造成严重干扰,保证不了宏-微观对应研究的准确性。为此, Xue 和 Shen 等对 Hopkinson 扭杆进行了改造,即在输入杆前和输出杆后各加一声阻抗相同的所谓卸载杆,实现了单调单脉冲加载试验,消除了二次和多次加载对动态变形的影响,实现了对剪切变形局部

化的形成、发展和微结构演化过程施行追踪和观察, 可将宏观力学响应(应力-应变)参数测试与其对应的微结构观察有机结合起来进行分析<sup>[52~54]</sup>.

图3则是采用改进的Hopkinson扭杆对Ti-6Al-4V合金动态变形过程中宏观力学参量的测试与对应的结构演化关系研究的一个典型例子. 实验中按照4种不同的加载持续时间进行截断试验(对应于曲线上1, 2, 3, 4点), 测量每一停载点的应力和应变, 同时对与之对应的截断试样的微结构进行观察. 结果发现,  $\tau$ - $\gamma$ 曲线的最高点对应加载时间为468 $\mu$ s(此时对应平均应变为0.166); 在加载450 $\mu$ s(曲线上1点)时, 最大应变为0.160, 此时试样表面的割线仍然是一条直线, 表明试样仍处于均匀变形阶段而没有出现局部化; 当加载到550 $\mu$ s(曲线上2)时, 试样表面的割线出现了扭曲, 在金相剖面上显示出局部化变形, 并在带内产生了很小的空洞, 剪切带的宽度为44 $\mu$ m, 最大剪切应变为1.07, 为平均应变的5倍(图4(a)); 当加载到650 $\mu$ s时(对应于点3, 此时名义应变为0.219, 最大剪切应变为2.14), 出现了严重

的局部化变形, 带内裂纹已经长大, 剪切带的宽度为20 $\mu$ m; 当加载到660 $\mu$ s(对应于曲线上点4), 此时的最大应力已降到临界点的1/3, 带内已出现长直裂纹(图4(b)). 可以看出, 局部化过程虽然短暂, 但它有一个发生和发展的过程. 材料承载能力的骤然下降决定于带内裂纹的生长与连结; 而局部化变形则将进一步促进带内裂纹的萌生、扩展和聚合过程<sup>[30]</sup>, 并非一旦出现局部化变形, 便立即导致材料突发性断裂<sup>[49]</sup>. 图5是对Al-Li合金动态变形过程中进行截断实验所得到的剪切变形演化的一个观察实例. 当平均动态应变为0.10(对应加载时间为40 $\mu$ s), 试样处于均匀变形阶段(图5(a)); 当加载到100 $\mu$ s时(平均应变达0.22)(图5(b)), 开始出现变形局部化; 之后试样开始出现软化并随加载时间的增加, 局部化变得明显, 当平均应变达到0.28时, 剪切带已经形成(对应加载时间为120 $\mu$ s, 局部应变为0.8, 带宽为25 $\mu$ m)(图5(d)). 不难看出, 尽管剪切带的形成过程十分短暂, 但确是一个可以跟踪与记录的演化过程<sup>[44]</sup>.

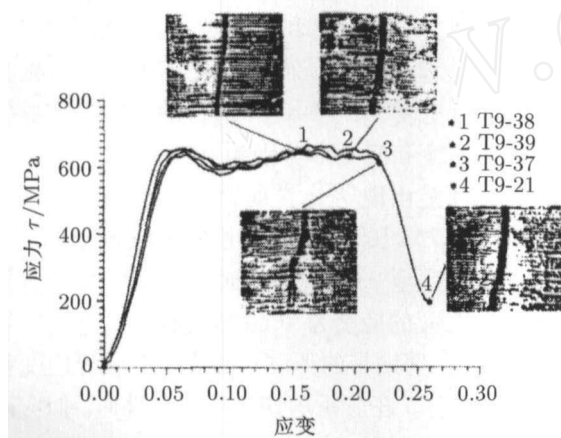


图3 动态应力-应变响应及与之对应的试样截面上的割线变化<sup>[30,54]</sup>

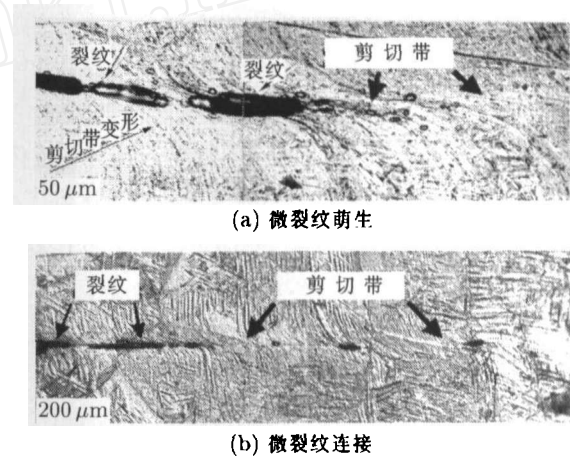


图4 Ti-6Al-4V合金中剪切带内的微裂纹萌生和连接<sup>[30]</sup>

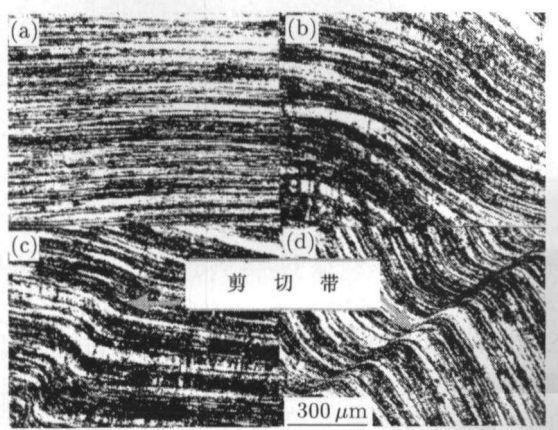


图5 Al-Li合金中局部化剪切带的形成与演化过程<sup>[44]</sup>

## 5 剪切带形成条件(判据)

剪切局部化形成的判据一直是近30年来力学理论研究的热点. 一般认为, 剪切变形局部化是塑性失稳的结果. 它与材料的应变硬化, 应变率硬化, 热传导和热软化密切相关. 假定材料的流动应力( $\tau$ )是应变( $\gamma$ )、应变速率( $\dot{\gamma}$ )和温度( $\theta$ )的函数, 即有本构关系:  $\tau = \tau(\gamma, \dot{\gamma}, \theta)$ . 认为剪切局部化的形成是热软化超过应变硬化和应变率硬化引发材料塑性失稳的结果, 而塑性失稳发生在:  $d\tau \leq 0$ , 即有

$$d\tau = \left(\frac{\partial\tau}{\partial\gamma}\right)_{\dot{\gamma},\theta} d\gamma + \left(\frac{\partial\tau}{\partial\dot{\gamma}}\right)_{\gamma,\theta} d\dot{\gamma} + \left(\frac{\partial\tau}{\partial\theta}\right)_{\gamma,\dot{\gamma}} d\theta \leq 0$$

方程中第 1 项和第 2 分别为应变硬化和应变率硬化, 第 3 项为热软化. 基于上述本构关系, 不少学者提出了最大应力判据或最大应变判据. Staker 指出, 剪切带的发生对应于一个临界剪切应变<sup>[55]</sup>, 接着他又在薄壁圆柱爆破实验研究中进一步指出, 该临界应变与  $\{-Cn/(\partial\tau/\partial\theta)\}$  成线性关系 (其中  $C$  为比热,  $n$  为应变硬化指数,  $\partial\tau/\partial\theta$  为热软化率)<sup>[56]</sup>; Timothy 和 Hutchings 认为, 一旦应力-应变曲线上出现最大剪切应力, 剪切局部化便立即发生<sup>[57]</sup>; Fressengeas 指出, 相变带的出现对应着一个临界应变<sup>[58]</sup>. Pan 认为, 应当将最大应力与其对应的应变作为剪切带形成的力学条件<sup>[11]</sup>. 但有些学者如 Recht 则将临界应变率作为钛合金发生灾难性剪切的必要条件<sup>[6]</sup>. Rogers 指出, 最大应力 (或最大应变) 并不应是材料塑性失稳的唯一条件, 除了最大应力条件外还应当将剪切应变率作为剪切局部化产生的条件<sup>[20]</sup>; Bai 指出, 动态载荷下材料塑性失稳的条件除了应变之外, 应当包括应变率<sup>[59]</sup>; Geovanola 认为, 无论是最大应力还是最大应变的分析都不能独立有效地去验证剪切带形成的过程<sup>[27]</sup>. 可惜前人的结果均未有将应变率作为剪切带形成的临界判据的必要的实验数据来支持和验证. 最大应力或临界应变判据只表明动态变形时, 应变达到一临界数值时受载材料的软化效应 (热软化) 和硬化效应 (包括应变硬化和应变率硬化) 达到了平衡. 实际上, 实验测量得到的剪切带内的应变比材料的平均应变高几十甚至百倍以上, 带内的应变速率比其形成所需要的平均应变速率高出几个量级. 因此有理由推测, 局部化变形过程中大部分塑性功 (90% 以上) 将转变成热量, 使得带内温度骤然升高 (有些学者推测带内温度可达相变温度以上, 甚至熔点), 这将

进一步导致材料软化. 显然, 从上述本构关系出发将最大应力或应变作为判据是有局限的. 实际上, 从上节介绍的 Ti-6Al-4V 合金的演化过程已经看出, 在应力-应变曲线的最高点即材料流变应力达到最大, 材料却依然处于均匀变形阶段, 并没有局部化变形发生. 这进一步表明最大应力判据的局限性. 如何进一步完善和发展现有本构理论, 并在不同层次上 (包括宏观-细观-微观) 将材料力学参量的实时测试与其对应的微结构观察结合起来进行分析还需要做深入系统的工作. 根据钛和钛合金等材料动态实验所取得的数据, 有理由推测, 将应变和应变率同时作为剪切带形成的判据是合适的.

卢维娟和王礼立等在进行剪切理论分析时曾提出, 应变和应变率是形成剪切带的两个主要因素, 因此, 各种绝热剪切准则包括临界应变率准则或者临界应变准则都有待改进<sup>[60]</sup>. Xu 和 Zhong 等<sup>[44]</sup> 在对 Al-Li 动态应力-应变响应跟踪与记录时发现, 在应变率  $1.60 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  进行高速冲击试验时, 峰时效 Al-Li 合金只有当应变达到 0.14 时才出现形变带, 进一步提高应变到 0.17 时, 便产生所谓“白色”剪切带. 在欠时效条件下, 与形变带和“白色”带形成所对应的临界应变率为  $2 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ , 而此时的临界应变分别为 0.17 和 0.21 (见表 1). 对  $\alpha$ -Ti 进行动态冲击实验发现, 只有当应变和应变率分别为 0.23 和  $2.80 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  时, 剪切带才能出现<sup>[61]</sup>; 在研究 Ti-合金时发现, 当应变率为  $1.75 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  时, 首先形成形变带, 进一步增加应变率至  $2.0 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  时, 则出现“白色”剪切带, 此时对应的应变为 0.40<sup>[62]</sup>. 所有上述实验数据进一步表明, 剪切带的形成对应于一个临界应变和一个临界应变率, 在分析剪切带形成条件时, 似应同时考虑应变和应变率.

表 1 Al-Li 合金剪切带形成的临界应变和临界应变率<sup>[44]</sup>

	峰时效	欠时效
临界应变率 ( $\text{s}^{-1}$ )	1 600	2 000
形变带形成的临界应变	0.14	0.17
“白带”形成的临界应变	0.17	0.21

## 6 相变带和带内相变

剪切带分为形变带和相变带 (或白色带). “白色”带内是否发生相变一直是人们关注的课题. 主要采用两种方法研究带内相变: 即直接测量剪切带内温度以及结构观察. 在前一节中已提及, 不少学者采用红外辐射照像技术对剪切带内温升进行测定, 其

结果为: Ti-6Al-4V 为  $440^\circ\text{C} \sim 550^\circ\text{C}$ <sup>[43]</sup>; AISI 1018 和 AISI 1020 钢为  $450^\circ\text{C}$ <sup>[49]</sup>; HY-100 钢为  $590^\circ\text{C}$ <sup>[50]</sup>; AISI 4340 钢为  $460^\circ\text{C}$ <sup>[51]</sup>. 可见均未达到被测材料的相变温度. 显然, 温度测试在剪切带内相变这个问题上不能做出肯定性结论. 用电子显微镜观察和 X-射线衍射分析研究剪切带内结构与相变有不少报道, 其中有回转马氏体<sup>[43]</sup>; 细晶等轴  $\delta$  铁素体<sup>[26]</sup>; 未回

火马氏体等<sup>[4]</sup>。Rogers 和 Giovanola 等总结与分析上述研究报告时认为,所有报道的结果均缺少直接的实验证据证明剪切带内发生了相变<sup>[20,27]</sup>。Meyers 和 Xu 等在 304 不锈钢<sup>[33]</sup>, Fe-15%Cr-15%Ni 不锈钢单晶<sup>[63]</sup> 以及 Ti-6Al-4V<sup>[45]</sup> 合金剪切带内均发现了相变产物。图 6 为 304 不锈钢和 Fe-15%Cr-15%Ni 不锈钢单晶形变带中  $\alpha'$  马氏体相变的观察结果及其晶体学分析。可以看出,在剪切带与孪晶交截处出现一系列在暗场像中显示白色的块状物。分析指出,此即  $\alpha'$  马氏体。衍衬分析进一步指出这些相变产物与奥氏体母体有确定的晶体学关系为

$$(\bar{1}10)\alpha' // (\bar{1}11)\gamma, [002]\alpha' // [02\bar{2}]\gamma$$

$$[\bar{1}12]\alpha' // [\bar{1}31]\gamma, [110]\alpha' // [211]\gamma$$

由此不难推断,马氏体是以  $\{110\}$  面在奥氏体  $\{111\}$  面形核,而  $\{111\}\gamma$  恰恰是奥氏体的孪晶面。显然,该分析与  $\alpha'$  马氏体在剪切带与孪晶面的相截处形核的电子显微镜观察结果(图 6)完全吻合。这进一步肯定了早期的研究<sup>[64,65]</sup>。他们指出,  $\alpha'$  马氏体板条

很可能在高应变区中的孪晶带的交截处形核,但他们没有明确指出  $\alpha'$  马氏体板条是否发生在剪切带内,也没有分析相变产物与母体间的晶体学关系。最近在爆炸坍塌试验的 Fe-15%Cr-15%Ni 单晶的剪切带外的变形基体中还观察到  $\gamma \rightarrow \varepsilon$  相变<sup>[63]</sup>。分析指出,这种转变是在立方结构的奥氏体密排面  $\{111\}$  上通过滑移实现的,即在  $\{111\}$  两层原子面间叠加一层错完成。类似的剪切带内相变现象在 Ti-6Al-4V 高速冲击实验中同样发生。图 7 是在 Ti-6Al-4V 合金剪切带内观察到的例子。分析表明,该合金中的相变属于  $\alpha \rightarrow \alpha_2$  (Ti3Al) 转变,这种由  $\alpha$  基体点阵向具有超点阵有序相转变的产物  $\alpha_2$  (Ti3Al) 与母体存在确定的晶体学关系<sup>[66]</sup>。文献上少有关于这类动态载荷下引起剪切带内相变报道。Me-Bar 和 Shechtman 曾研究弹道冲击 Ti-6Al-4V 产生的剪切带,并指出带内温升可能引起  $\alpha$  到  $\beta$ -相转变<sup>[21]</sup>。Mendiratta 和 Chakrarti 等曾在 Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo 合金蠕变研究中发现  $\alpha \rightarrow \alpha_2$  相变<sup>[67]</sup>。Duan 等最近在高强度钢高速正交切削研究中也观察到相变现象的发生<sup>[68]</sup>。

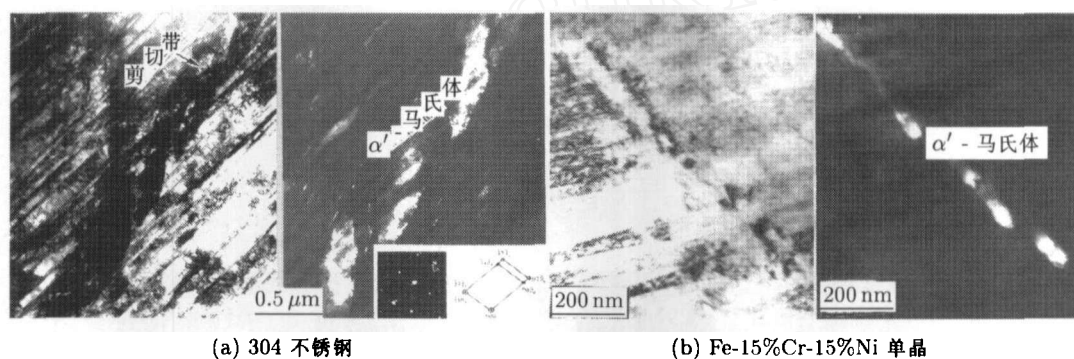


图 6 SS304 不锈钢和 Fe-15%Cr-15%Ni 单晶  $\alpha'$  马氏体在剪切带与孪晶带交截处生成<sup>[33,63]</sup>

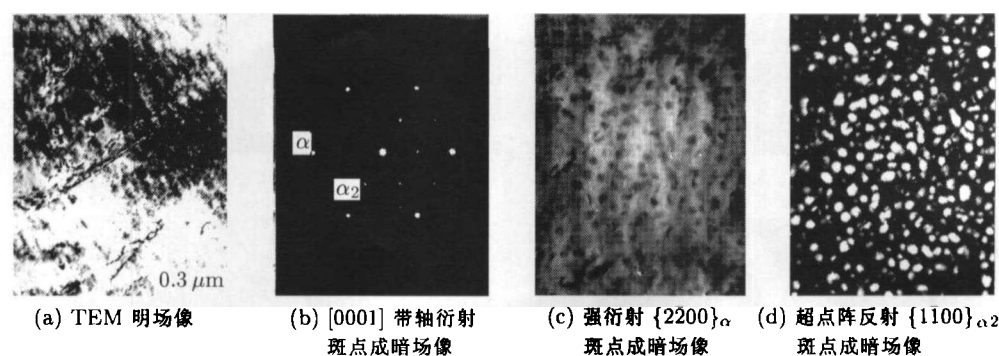


图 7 Ti-6Al-4V 高应变变形结构的 TEM 明场像和不同斑点成暗场像<sup>[37,66]</sup>

## 7 “白色”剪切带及其形成机制

高应变率载荷下产生的剪切带,根据金相截面上形态分为形变带和相变带两种。后者有时被称之为“白色”腐蚀带 (white-etching bands),并受到广泛

关注。“白色”腐蚀带首先并主要在钢中发现和研究<sup>[4,17,69~72]</sup>。在 Ti 和 Ti-合金中<sup>[21,22,57,62,73~75]</sup>以及在铝合金中<sup>[44]</sup>也有报道。一些学者推测:“白色”剪切带的所谓“白色”是由于局部化过程中带内温度骤然升高达到了相变点,甚至达到熔点而随后被



剪切带周围材料快速冷却时而产生,即类似于快速淬火而发生奥氏体向马氏体转变,这种转变产物难以被腐蚀剂腐蚀所致<sup>[20]</sup>.此后,在研究剪切带时一旦观察到“白色”腐蚀带,便认为带内发生了相变并称之为相变带.直至目前关于“白色”腐蚀带发生相变的报道均未给出直接和确切的实验证据,其形成机制一直成为不解之迷<sup>[27]</sup>.图8则是Al-Li合金在应变速率为 $1.60 \times 10^3 \text{s}^{-1}$ 进行冲击实验时,变形到不同应变后先后观察到的形变剪切带和“白色”剪切带.当应变达到0.14时,首先产生形变带(图8上),此即为形变带形成的临界应变.随后继续变形,应变提高到0.17时(临界应变),“白色”带便在形变带的基础上产生(图8下).李强等在对Ti-6AL-4V合金高速冲击实验时得到类似结果.他们发现,形变带产生在变形局部化过程中的第1阶段,接着继续变形,便在形变带的基础上形成了所谓的“白色”剪切带<sup>[62]</sup>.从以上实验与分析不难看出,无论是形变带还是白色腐蚀带,它们是局部化过程中变形到不同阶段产生的,所显示的“白色”很可能是一种腐蚀现象,并不一定表明剪切带内发生了相变.为了进一步研究剪切带显示白色的原因,我们采用共聚焦扫描显微镜轮廓线扫描模式对已在剪切带内发生相变的金相截面进行线扫描.在如图9所示的304不锈钢爆炸坍塌试验中已在一系列的白色腐蚀带中观察到 $\alpha'$ 马氏体转

变.图10为含有一剪切带的金相截面(a)和轮廓面扫描(b).如果剪切带难于腐蚀,则带内组织应当凸起,而在带外组织应当凹下.当横跨剪切带(即水平方向)进行轮廓扫描时,在剪切带区域,扫描线相对两侧基体应沿纵坐标抬起,但实际结果并非如此,见图10(c)和图10(d),这进一步表明,即便是剪切带内发生了相变,也并非难于腐蚀.研究表明,剪切带经历了大应变和超高应变率变形,其结构沿剪切方向严重拉长并形成了取向趋于一致的亚结构,这些亚结构间通常具有小角晶界<sup>[61,63]</sup>.而采用光学显微镜中的普通光或扫描电镜中的二次电子进行成像时,很难辨认这些亚结构间的取向差.换句话说,普通光或二次电子对剪切带内的亚结构间的取向差是“看不见”的,因此无论采用普通光还是二次电子对这种亚结构成像时则显示出“白色”<sup>[45]</sup>.

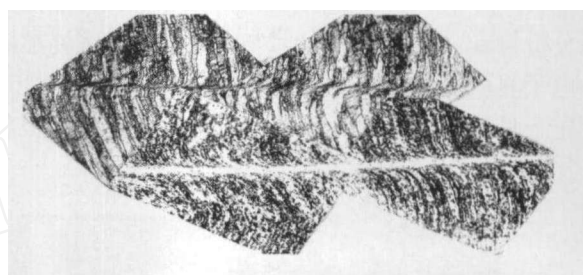


图8 Al-Li合金在动态压缩实验中观察到的形变带和白色带<sup>[44]</sup>

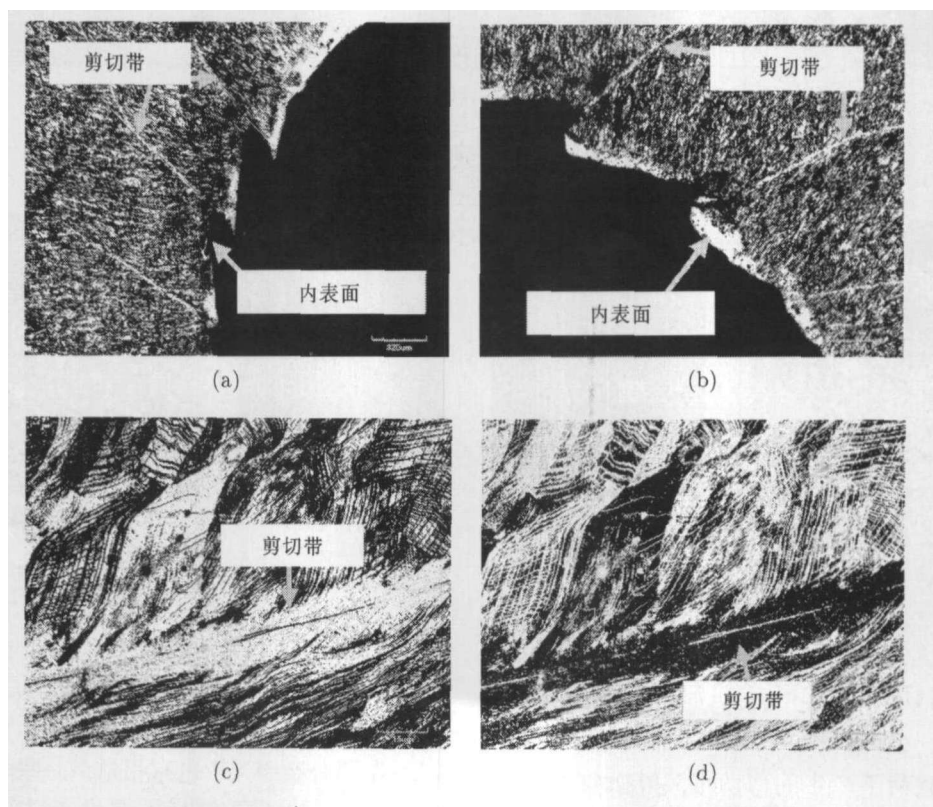


图9 采用共聚焦扫描显微镜成像所显示的304不锈钢中的“白色”带的低倍((a)和(b))和高倍像((c)和(d))

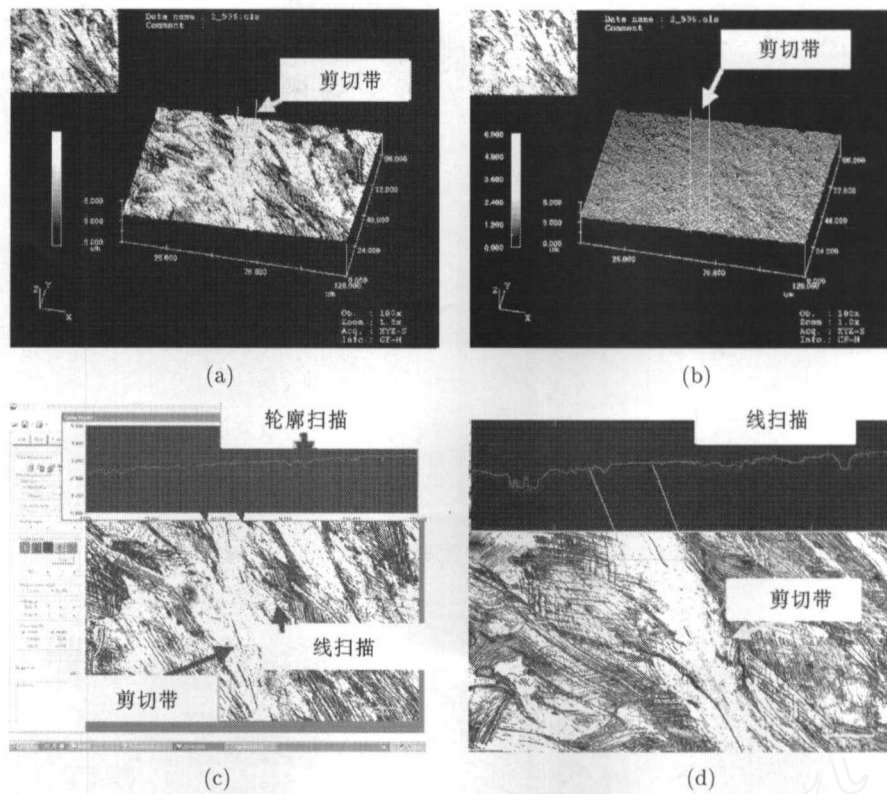


图 10 剪切带共聚焦扫描显微镜成像 (a) 和轮廓线扫描模式 (b) 及线扫描 ((c) 和 (d))

## 8 剪切带内变形结构

在常温准静态载荷下, 形变诱导材料微结构变化, 进而改变材料力学行为. 例如材料的应变硬化, 加工硬化, 或其它控制形变的机制, 均可由位错的产生、运动及其交互作用予以很好解释. 然而, 在大应变、高应变速率载荷下诱发的剪切带内材料的行为及其结构则更为复杂, 加之采用通常的电镜制样方法很难对如此之薄的剪切带区域予以定位减薄, 这加大了对剪切带微结构演化深入研究的难度. 下面介绍采用定点制备试样并进行高倍观察的结果.

### 8.1 孪生

动态载荷下孪生是一个连续发生的动态过程, 除了一次孪生外, 还常常出现二次和高次孪生. 图 11 是 304 不锈钢在爆炸坍塌试验中观察到的孪生变形的典型例子. 薄膜取向接近于  $[001]$ , 剪切带外相互垂直的孪晶方向为  $[111]$  (图 11(a)). 而带内孪晶则经历严重剪切变形 (图 11(b)). 图 12 为高次孪晶及其晶体学分析 (图 12(a)) 和高分辨电镜像 (图 12(b)). 一次孪晶之间存在高密度位错. 原子面  $(111)$  内的孪晶片厚度仅为  $20 \text{ nm}$ . 这种变形方式同样在钛合金中发生<sup>[66]</sup>. 由这些观察可以看出, 高应变率下材料的孪生是一个不断增殖的动态过程, 在已存在的孪晶片内还会不断发生孪生滑移形成新的孪晶, 最窄的孪晶片只有 5 层原子, 比形变前的孪晶尺寸可能缩小了几个量级<sup>[33]</sup>.

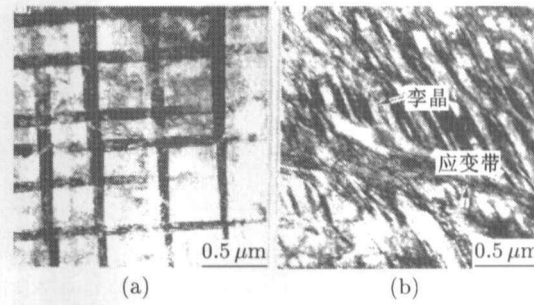


图 11 剪切带外 (a) 和内形变孪晶 (b) <sup>[33]</sup>

### 8.2 旋涡 (vortex-like) 结构

除了孪生外, 在剪切带内观察到如图 13 所示的所谓旋涡结构. 图 13(a) 是在 304 不锈钢中观察到的一条剪切带, 仔细观察不难发现在剪切带的右下侧有两个突出的瘤状结构, 经放大后即可见到如图 13(b) 所示的所谓旋涡结构. 图 13(b) 分别为其二次电子像 (左) 和背散射电子像 (右). 从流变迹线的发展可以清楚地看出这种旋涡结构与其剪切带的流变有密切关系. 至于它的形成机制尚有待于进一步深入研究. 此外, 剪切带扩展的不对称性也是局部化变形的一个重要特征. 一则, 剪切带尖端在扩展过程中具有分散性, 即所谓的分叉; 其次是剪切带的一侧有较明确的边界, 而另一侧显示明显的发散性 (图 13(a)). 这种剪切带扩展的不对称性与晶体结构的各向异性导致各晶体学方向上的变形抗力不同有关<sup>[63]</sup>.



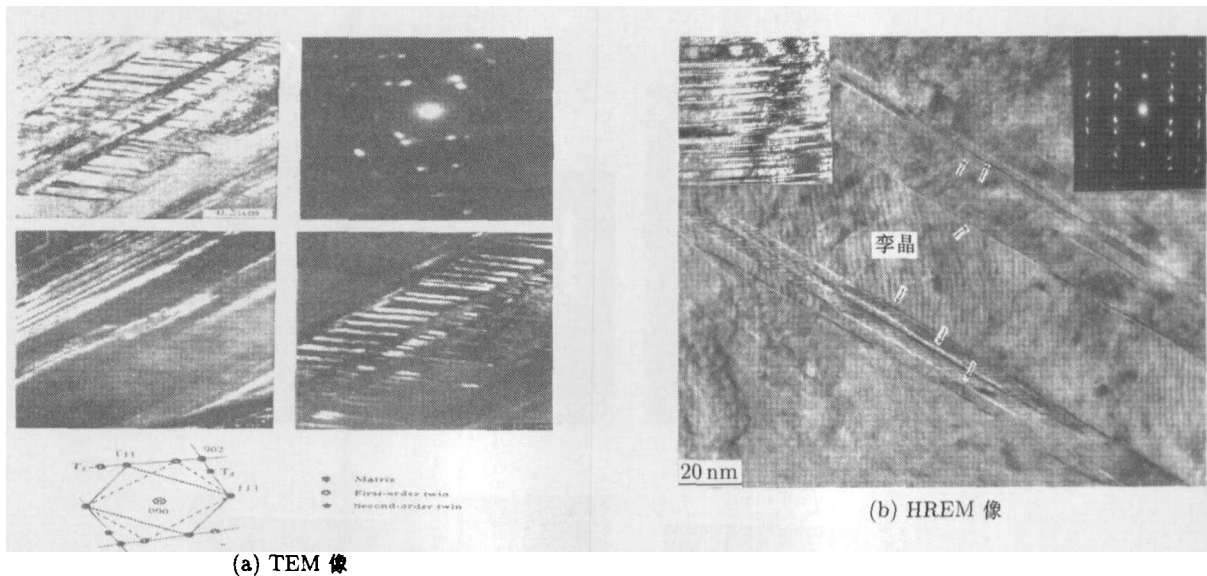


图 12 在 304 不锈钢爆炸坍塌试验中产生的剪切带内观察到的一次和高次孪晶的 TEM 和 HREM 像 [33]

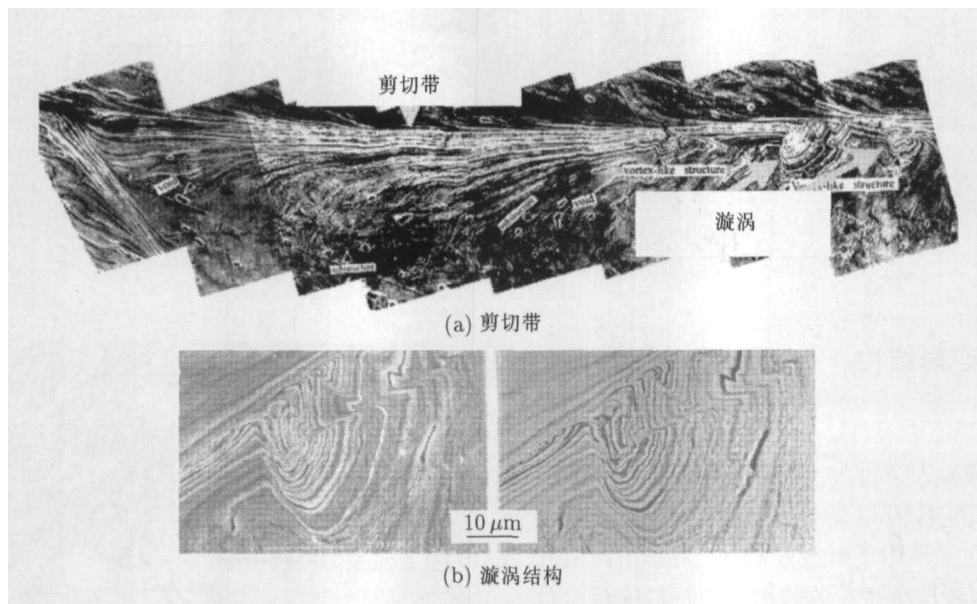


图 13 304 不锈钢中的剪切带和漩涡结构 [33]

### 8.3 非晶转变

除孪晶和漩涡 (vortex-like) 微观结构特征之外, 还在 304 不锈钢和 Fe-15%Ni-15%Cr 单晶的剪切带中心区域发现如图 14 所示的非晶结构. 由图 14 可以清楚地辨认出非晶区, 纳米晶区以及二者之间的界面. 图 14 中插入的电子衍射谱分别来自非晶区,

纳米晶区和两区界面. 连续的非晶环以及环上的断续衍射斑点表明剪切带内发生了从有序点阵向无序点阵的转变, 高分辨电镜的观察进一步证实了这一结果 (图 15). 关于它们的生成机制, 作者曾给出适当的解释 [33,63].

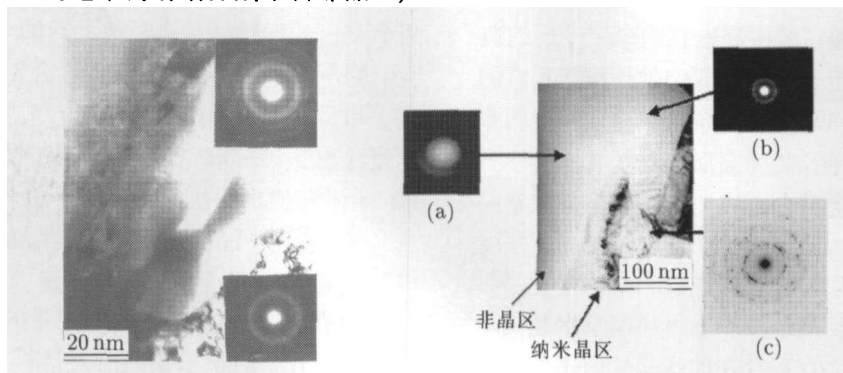


图 14 在 304 不锈钢 (左) 和 Fe-15%Ni-15%Cr 单晶 (右) 的剪切带内观察到的非晶体 [33,63]

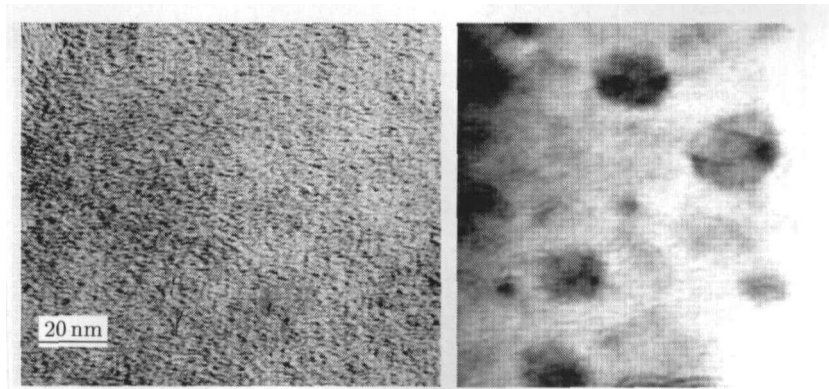


图 15 在 304 不锈钢 (左) 和 Fe-15%Ni-15%Cr 单晶 (右) 的剪切带内观察到的非晶体的 HREM 像 [33,63]

#### 8.4 位错结构

经历了大应变和超高应变率变形, 剪切带内的位错结构十分复杂. 研究指出, 带内晶粒沿剪切方向拉

长并形成位错胞是剪切带内常见的结构特征. 图 16 是低碳钢经高速扭转在剪切带内观察到的一个典型例子, 可见晶粒严重拉长形成胞状结构. 带内应变不均,

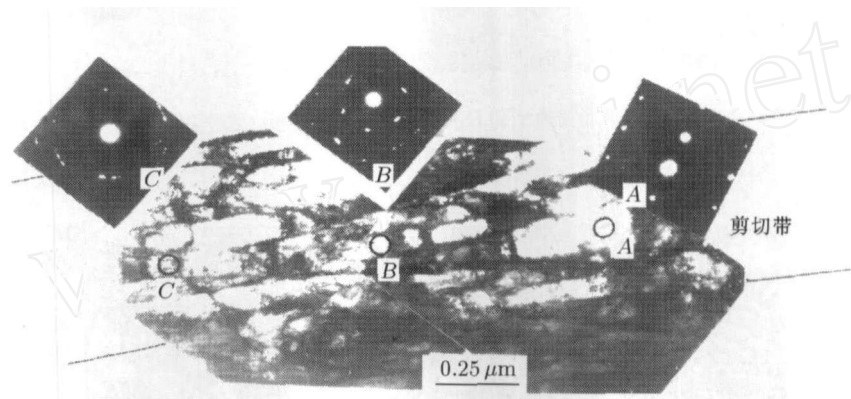


图 16 经历 Hopkinson 扭杆动态扭转后低碳钢剪切带内拉长的位错胞结构 [31]

有的区域仍保持晶体点阵, 有的区域已发生非晶化 [31]. 图 17 是在 304 不锈钢剪切带内观察到的一个视场, 位错结构十分丰富. 可以清楚地辨认出孪晶、层错、层错间的不全位错, 以及层错的重叠等精细结构. 分析指出, 这些出现在层错两端的不全位错常常在其共格孪晶界面留有一个台阶 ( $1/3\langle 111\bar{7} \rangle$ ), 其布氏矢量为  $1/6[\bar{1}\bar{1}2]$ . 在改进的 Hopkinson 扭杆上进行动态实验时, 可将宏观应力-应变响应参数 (应力与应变) 的测试与对应的微结构观察结合起来. 图 18 是低碳钢对应于不同应变阶段结构观察的结果: 剪切带形成前材料处于加工硬化阶段, 在剪切带内观察到的位错胞 (图 18(a), 图 18(b)) 以及位错反应形成的网络结构 (图 18(c)). 分析指出, 这种网络是在  $(1\bar{1}0)$  平面和  $(110)$  平面上, 位错的 Burgers 矢量分别为  $1/2[111]$  和  $1/2[1\bar{1}\bar{1}]$ . 经位错反应:  $1/2[111] + 1/2[1\bar{1}\bar{1}] \rightarrow [100]$  而形成的; 而在材料承载能力的下降阶段 (应力-应变曲线载荷下降点) 即材料的软化阶段则观察到位错

胞坍塌现象 (图 18(d)). 衍射分析进一步指出, 三维空间中的宏观剪切是通过微观上的位错单滑移或交滑移穿过晶界发展而形成的, 见图 19 [31].

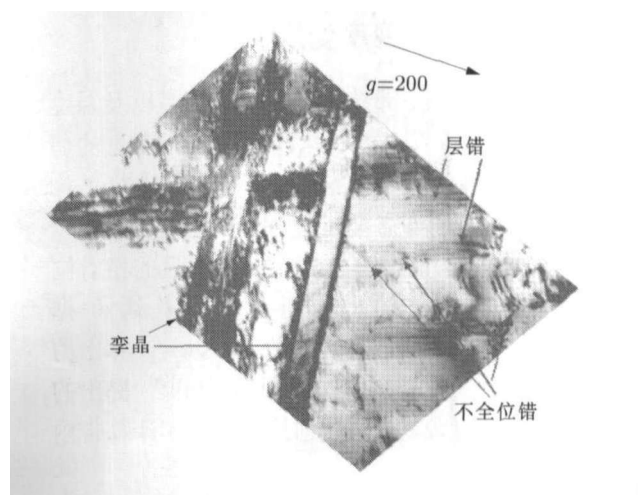


图 17 在 304 不锈钢剪切带内观察到的孪晶、层错、不全位错以及层错的重叠 [63]

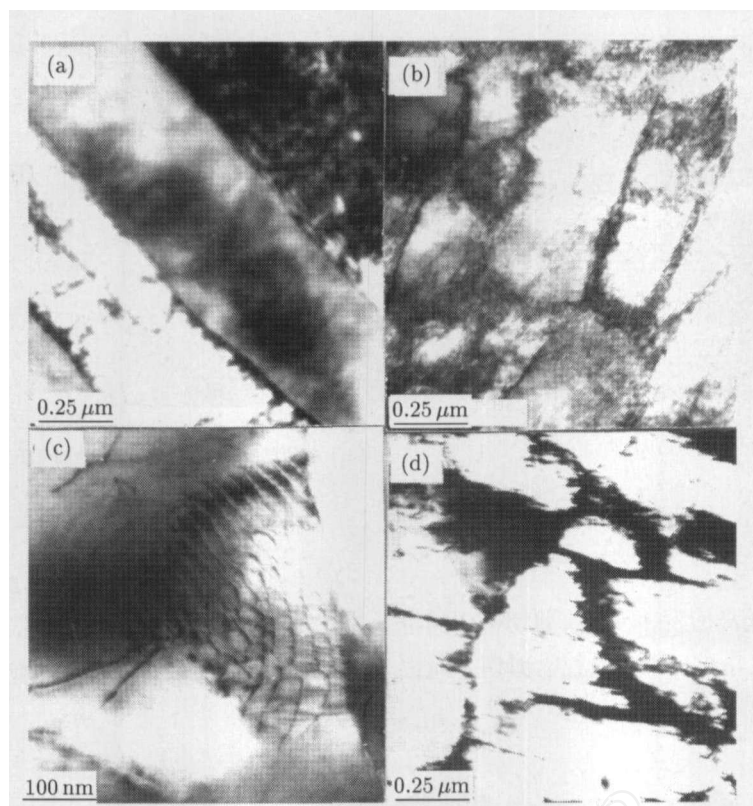


图 18 低碳钢剪切带内位错胞 ((a),(b))、位错网络 (c) 和位错胞的坍塌 (d) [31]

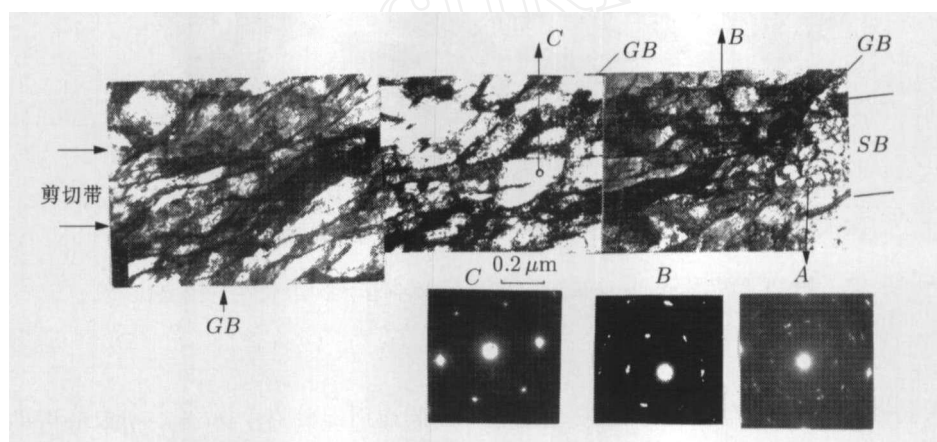


图 19 微观上的单滑移或交滑移动穿过晶界发展演化为宏观剪切 [31]

## 9 剪切带内超高应变率变形

剪切带一旦生成,带内的应变、应变率以及温度将随之升高.李强<sup>[61]</sup>对 $\alpha$ -Ti高速冲击下产生的剪切带结构做了仔细观察并对带内应变率进行了计算.图20是 $\alpha$ -Ti经动态冲击观察到的剪切带,可以看出,剪切带两侧的晶粒被剪切而发生明显的相对位移,例如从 $a$ 到 $a'$ , $b$ 到 $b'$ , $c$ 到 $c'$ 以及 $d'$ 到 $d$ .据此,可根据剪切带的宽度(平均为 $12\mu\text{m}$ )计算出剪切带内平均应变为5.2.根据Dodd和Bai<sup>[76]</sup>提出的剪切带半宽度计算公式(1)可通过公式(2)计算带内温度,假定塑性功的90%转化为热.

$$\delta = \sqrt{\frac{\lambda \theta_*}{\tau_* \dot{\gamma}_*}} \quad (1)$$

$$\theta_* = \frac{0.9 \tau_* \gamma_*}{\rho c} \quad (2)$$

式中 $\tau_*$ , $\gamma_*$ 为应力与应变, $\theta_*$ 是带内温度, $\lambda$ 为热导系数, $\rho$ 为材料密度, $c$ 为热容量.由方程(1)和(2)得出由局部化变形而形成剪切带所需要的时间是

$$t = \gamma_* / \dot{\gamma}_* = \frac{\rho c}{0.9 \lambda} \delta^2 \quad (3)$$

式中 $\dot{\gamma}_*$ 为应变率.对 $\alpha$ -Ti,则 $\rho = 4.5\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ , $c = 0.473\text{J}\cdot\text{g}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ , $\lambda = 14.63\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ 因此得 $t = 0.1616\delta^2$ (时间单位是 $\mu\text{s}$ , $\delta$ 单位为 $\mu\text{m}$ ).从方程(3),可以得出剪切带形成所需要的时间为 $5.8\mu\text{s}$ ,由此计算出的剪切带内的应变速率为 $9 \times 10^5\text{s}^{-1}$ ,比剪切带形成时所需要的平均应变率 $2 \times 10^3\text{s}^{-1}$ 高出两个量级.换句话说,剪切带内材料经历了超高应变速

率变形. 该计算结果得到 Al-Li 合金实验的进一步肯定. Xu 和 Zhong 等<sup>[44]</sup>测定了 Al-Li 合金剪切带内的应变速率为  $10 \times 10^5 \text{s}^{-1}$ , 比剪切带形成所需要的平均应变率 ( $2.6 \times 10^3 \text{s}^{-1}$ ) 高出两个量级. Xing 和 Bai 等<sup>[44]</sup>采用数值模拟方法研究热轧钢中剪切带的形成过程并指出, 塑性不稳定发生之后剪切带的形成和演化过程包括非均匀剪切 (inhomogeneous shearing) 与稳态剪切 (true-shear banding) 两个阶段如图 21 所示. 在第 1 阶段, 变形局部化开始出现并逐渐收缩, 此时剪切带尚未形成; 局部化后期即第 2 阶段开始, 剪切带内温度和应变率骤然上升如图 22 所示, 最后形成稳态剪切带<sup>[42]</sup>. Giovanola<sup>[27]</sup>采用高速摄影测量了 VAR 4340 钢剪切带内的剪切应变率为  $1.4 \times 10^6 \text{s}^{-1}$ , 比剪切带形成初期的应变率 ( $10^4 \text{s}^{-1}$ ) 高出两个量级. 不少研究指出, 高应变率下材料可能表现出超塑变形敏感. 首先, 剪切带内材料的晶粒发生了明显细化, 并有可能发生再结晶, 晶粒尺度一般低于  $0.1 \mu\text{m}$ ; 其次, 剪切带内温度升高, 可能高于再结晶温度甚至接近熔点. 所有这些都为剪切带内材料超塑变形提供了条件<sup>[77,78]</sup>. Ashby 和 Verrall<sup>[79]</sup>曾提出如下本构方程来描述高应变率下材料的超塑变形现象, 即有

$$\epsilon' = 98\Omega/kTd^2\{\sigma - 0.72\Gamma/d\}D_v \cdot (1 + \Pi\delta'/d \cdot D_B/D_v)$$

式中:  $\epsilon'$  为应变率;  $\Omega$  为原子体积;  $k$  为 Boltzmann 常数;  $T$  为绝对温度;  $d$  为晶粒尺度;  $\sigma$  为拉伸应力;  $\Gamma$  为晶界自由能;  $D_v$  为体扩散系数;  $\delta'$  为晶界宽度;  $D_B$  为界面扩散系数. 他们认为, 当多晶材料在高于  $0.4T_m$  温度变形时, 一个可能的超塑

变形方式就是“扩散协调流变”. Dodd 和 Bai<sup>[47]</sup>认为, 即便平均应变率很低, 但剪切带内的应变率可能到达很高的程度. Murr 和 Trillo 等<sup>[80]</sup>曾指出, 绝热剪切带的剪切形变涉及到亚微米量级的等轴再结晶晶粒的超塑流变. Yang 等<sup>[81]</sup>在对钢/钛爆炸的动态变形观察时也注意到超塑变形现象的发生.

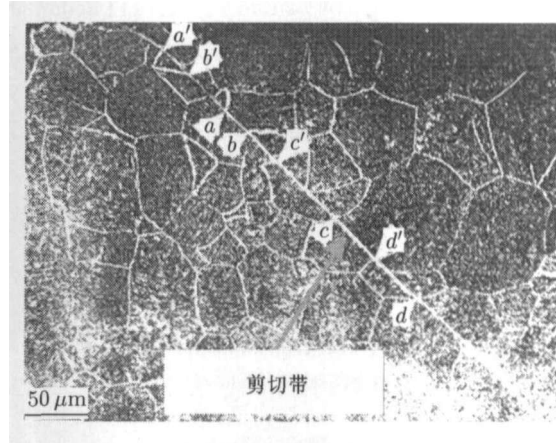


图 20  $\alpha$ -Ti 剪切带内晶粒被剪切产生的相对位移<sup>[61]</sup>

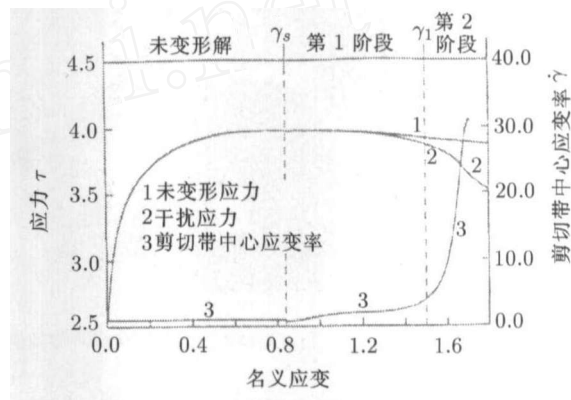


图 21 剪切带中心应力和局部应变率随名义应变的变化<sup>[42]</sup>

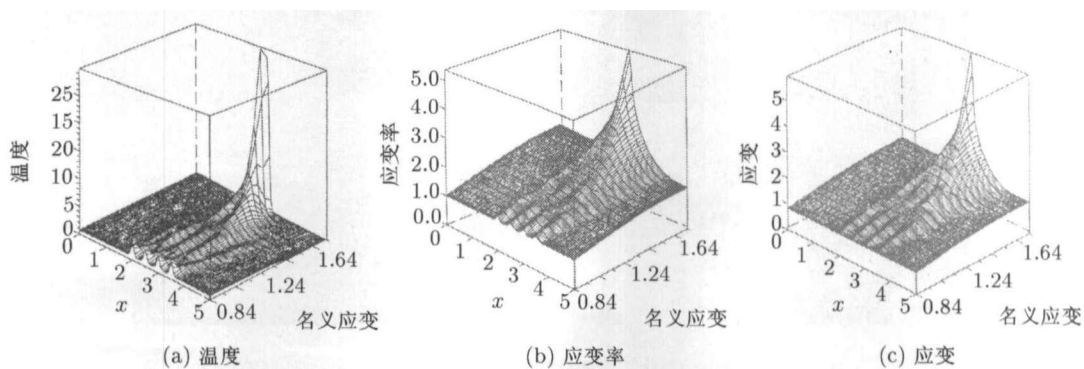


图 22 剪切带内温度, 应变率和应变的演化<sup>[42]</sup>

## 10 动态再结晶及其动力学模型

由于很难准确测定剪切带内温度, 学者们通常对剪切带内的温升进行估算并通过结构观察来证实是否发生了再结晶. 曾先后在钢<sup>[82,83]</sup>, 钛<sup>[84]</sup>, 铜<sup>[85~88]</sup>以及钽<sup>[89]</sup>的剪切带中发现了再结晶. 我们在对 304

不锈钢<sup>[33]</sup>, Al-Li 合金<sup>[44]</sup>, Ti-6Al-4V 合金<sup>[45]</sup>, Ni-Cu 合金<sup>[90]</sup>以及 Al/SiCp 复合材料<sup>[91~93]</sup>中所形成的剪切带进行观察时, 均发现了典型的再结晶结构. 图 23 是在 Ti-6Al-4V 合金所形成的剪切带内观察到的再结晶结构 (图 23(a)). 图 23(b) 则示出了剪切带外的变形结构. 可以看出带内平均再结晶晶粒尺寸为

10  $\mu\text{m}$  比剪切带外的平均尺寸 (500  $\mu\text{m}$ ) 小 50 倍. 在 304 不锈钢的剪切带内也观察到类似现象, 如图 24 所示. 再结晶晶粒具有等轴、无畸变 (无位错或低密度位错) 的结构特征, 这些再结晶晶粒的尺寸, 一般比剪切带外的变形晶粒小 2~3 个量级. 近年来发展出的背散射电子衍射技术 (EBSD) 可以对小于 0.2  $\mu\text{m}$  尺度的晶粒, 亚结构 (例如位错胞) 进行直接的和精确的定量分析. 这是一般光学显微镜所不及的, 在有些情况下该技术在亚结构及其晶体取向的研究与分析方面, 比电子显微镜更加简捷和方便, 并免去了制备试样之劳. 图 25(a) 和图 25(b) 则是采用 EBSD 对 Fe-15%Cr-15%Ni 单晶体在高应变率下所产生的的局部化剪切带的结构演化进行分析的典型例子. 可以看出, 扫描区域基本包括 3 个部分: 即一条宽度约为 3  $\mu\text{m}$  的剪切带, 带内再结晶晶粒结构十分清楚; 紧接剪切带下面为界面区, 由于高应变率变形而形成的

拉长的亚结构并向剪切带方向转动; 图中标为红色区域即为剪切带外所示单晶试样的基体, 基本保持试验前晶体的取向  $\langle 001 \rangle$ . 可以看出, 带内再结晶晶粒基本是等轴的, 这是新生再结晶晶粒结构的一个基本特征. 采用线截距法测定了剪切带内再结晶晶粒的尺寸及其分布 (见图 26(a)). 平均晶粒尺寸为 200 nm, 多数晶粒尺度为 100 nm, 约占所测总数的 50%. 对晶界取向测定指出, 绝大多数晶粒具有高角晶界 ( $>15^\circ$ ) 见图 26(b). 图 27 为 Fe-15%Cr-%Ni 单晶动态变形后 EBSD 取向图 (图 27(a)) 以及反极图 (图 27(b)). 可以看出剪切带内再结晶具有  $\langle 111 \rangle$  取向的弱织构, 而在接近剪切带界面区域则为具有小角晶界 ( $2^\circ \sim 15^\circ$ ) 的拉长的亚结构 (见图 27(a)). 这些观察不仅进一步证实了电子显微镜的研究结果 [33,63], 而且也为高应变率下剪切带内动态再结晶模型的构建提供了进一步的确切的实验事实 [33].

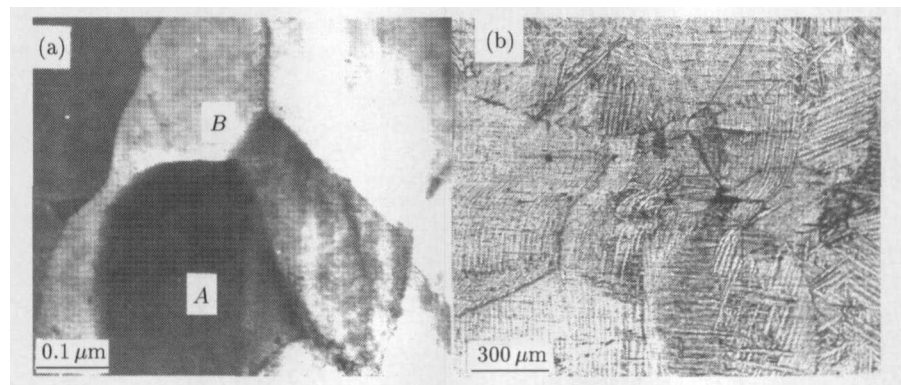


图 23 Ti-6Al-4V 合金剪切带内观察到的再结晶结构 (a) 和带外大晶粒的变形结构 (b)<sup>[45]</sup>

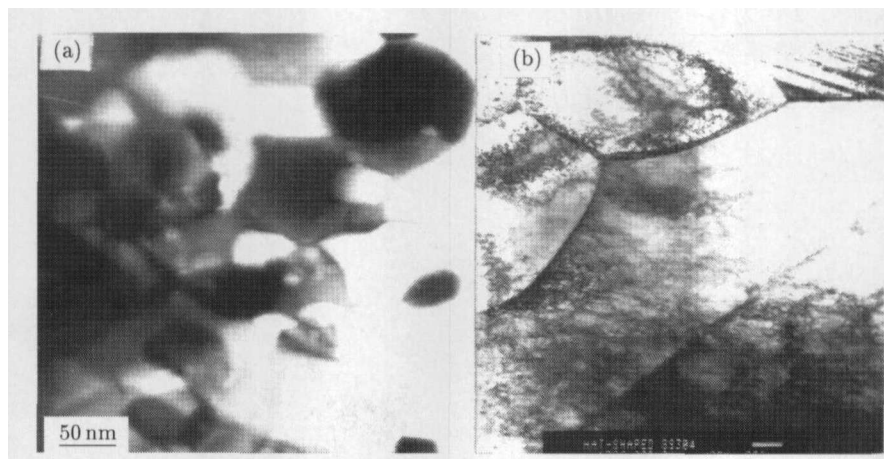


图 24 304 不锈钢的剪切带中的等轴、无畸变再结晶晶粒 (a) 和带外大晶粒的变形结构 [33]

一般金属与合金的再结晶温度的普遍计算公式为:  $T = (0.4 \sim 0.6)T_m$  (这里  $T_m$  为材料的熔点). 据此 Ling 等对 Al/SiCp 复合材料剪切带内再结晶温度进行初步的估算 [93,94]. 计算时假定 90% 的塑性功转化为热, 因此带内温升为

$$T_c = T_0 + 0.9W_p / \rho \cdot C_v$$

式中塑性功 ( $W_p = \int \sigma d\epsilon$ ) 可由应力 - 应变响应曲线

线性部分下的面积计算求得. 这里,  $T_0$  为室温,  $\rho$  为材料密度,  $C_v$  为材料的热容量. 计算结果是: 带内温度为 499 K, 高于再结晶温度 (466 K). 同样计算得出剪切带外温度为 402 K, 低于再结晶温度. 根据实验观察, Li 等提出了动力学再结晶模型: 即由于变形不均匀导致剪切带内位错增殖和重组形成位错亚结构 (位错胞), 而后随应变的增加, 亚晶界间取向



差不断增大, 当达到临界值时, 成为大角晶界而发生旋转, 最后形成新晶粒. 据此, 在评估新晶粒长大速率时应考虑应变 (外力和位错增殖) 和原子热迁移两个过程, 即再结晶晶粒生长与应变有关<sup>[90]</sup>

$$\dot{D}_2 = \frac{\alpha\mu b}{2\eta} D_2^2 \sqrt{\frac{2\rho_m}{3}} \dot{\gamma} \text{ 或 } \frac{dD_2}{d\gamma} = \frac{\alpha\mu b}{2\eta} D_2^2 \sqrt{\frac{2\rho_m}{3}} \quad (4)$$

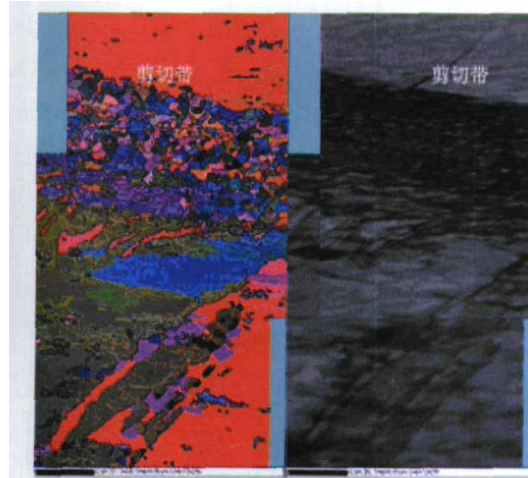
式中,  $D_2 = D_1(1 - B(\gamma - \gamma_c)D_1)^{-1}$  为晶粒直径,  $B = \frac{\alpha\mu b}{2\eta} \sqrt{\frac{2\rho_m}{3}}$ ,  $\rho_m$  为可动位错密度,  $\eta$  为晶界能量密度. 同时, 再结晶晶粒生长速率与原子的热迁移有关

$$\frac{dD_3}{dt} = (\dot{D}_{B_0} + k_1\gamma D_{B_0}^v t) \left( \frac{2\eta}{D_3} + \frac{2\tau_i^2}{E} \right) \frac{\Omega}{\delta kT} \quad (5)$$

式中  $\delta$  为位错胞墙宽度,  $\Omega = b^3$  为原子体积,  $\tau_i$  为施加的剪切应力<sup>[90]</sup>. 式 (4) 为非热过程, 式 (5) 则与热扩散有关. 因此, 再结晶晶粒的生长速率是这两种效应叠加的结果, 可表示为

$$\frac{dD}{dt} = (D_{B_0} + k_1\gamma D_{B_0}^v t) \left( \frac{\eta}{D} + \frac{2\tau_i^2}{E} \right) \frac{2\Omega}{\delta kT} + \frac{\alpha\mu b}{2\eta} D^2 \sqrt{\frac{2\rho_m}{3}} \dot{\gamma} \quad (6)$$

该方程采用计算机数值方法求解 (见图 28). 可以看出, 再结晶晶粒尺寸  $D$  与变形时间成线性关系, 但几微秒后则呈指数关系. 变形结束后其晶粒尺寸可达 13~200 nm, 与在 Ni-Cu-Al 合金中的 TEM 观察结果十分吻合.



(a) Euler 衬度 (b) 菊池衍射衬度

图 25 Fe-15%Cr-15%Ni 单晶爆炸坍塌试验诱发的剪切带内再结晶 EBSD 图像 (步长为 0.05  $\mu\text{m}$ , 角分辨为 1°)

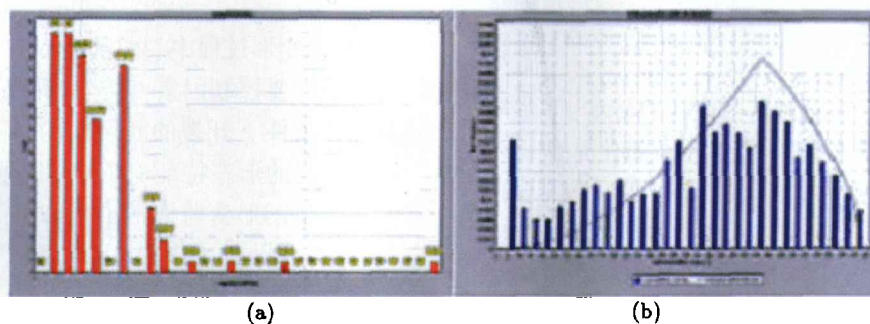


图 26 Fe-15%Cr-15%Ni 单晶剪切带内再结晶晶粒尺寸分布 (a) 和晶界取向分布 (b)

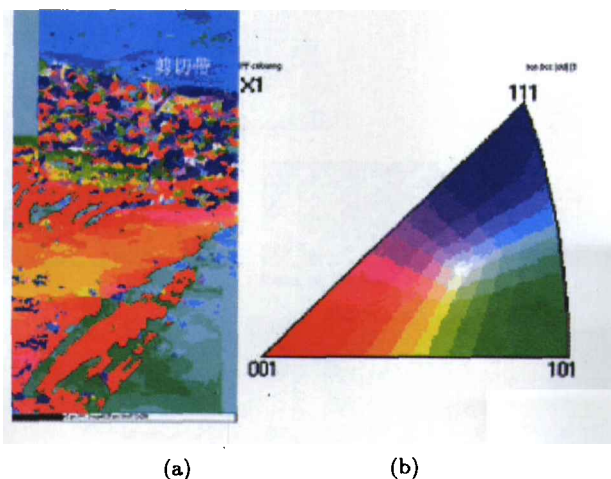


图 27 Fe-15%Cr-15%Ni 单晶体动态变形结构的 EBSD 图 (a) 及反极图 (b)

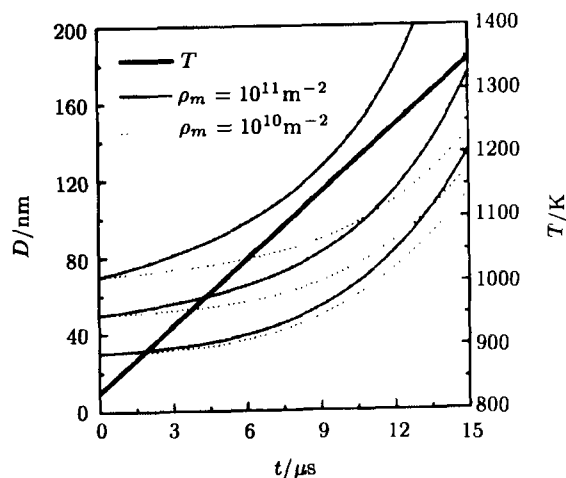


图 28 再结晶晶粒尺寸随变形时间的变化<sup>[90]</sup>



## 11 材料结构对剪切带形成的影响

材料结构对剪切带形成的影响问题一直是学者们,特别是材料与冶金学家关注的课题.它涉及到如何优化材料设计来减缓甚至防止剪切带的形成倾向性,进而为材料的安全运行提供试验依据.通常认为,材料强度愈高对剪切带形成愈敏感.但这方面缺少系统研究.有关的报道数据分散,甚至结论相悖. Costin 和 Duffy 仅在冷轧钢动态实验中观察到剪切带而在热轧钢中则没有观察到<sup>[95]</sup>. Hartley 和 Duffy 却在热轧钢中发现剪切变形,但他们指出即便热轧钢中形成剪切带,其宽度比冷轧钢的窄<sup>[49]</sup>. 为了系统研究材料结构对剪切带形成的影响规律, Xu 和 Bai 等<sup>[31]</sup>选择低碳钢经不同热处理后得到强度不同的淬火马氏

体、回火马氏体和珠光体以及化学成分相同但颗粒尺度不同的 Al/SiCp 复合材料<sup>[89]</sup>进行动态试验,结果发现,淬火马氏体钢较热轧和珠光体钢有较高的剪切带形成敏感性,表明,材料的结构对剪切带形成敏感性有明显影响,即材料的强度愈高剪切带的宽度愈窄(见图 29(a));这个规律在 Al/SiCp 复合材料的动态实验中得到进一步证实<sup>[92]</sup>. 即具有相同体积分数而颗粒较小的 SiCp 复合材料(平均尺度为  $3\mu\text{m}$ )发展成完整的剪切带(图 29(b-i)),相反,在同一试验条件下大颗粒复合材料(尺度为  $13\mu\text{m}$  和  $17\mu\text{m}$ ),其剪切变形受到明显抑制而没有形成完整的剪切带(图 29(b-iii)). Wei 等研究发现材料的起始结构如晶粒的轴比和取向对剪切带形成的倾向有明显影响<sup>[96]</sup>.

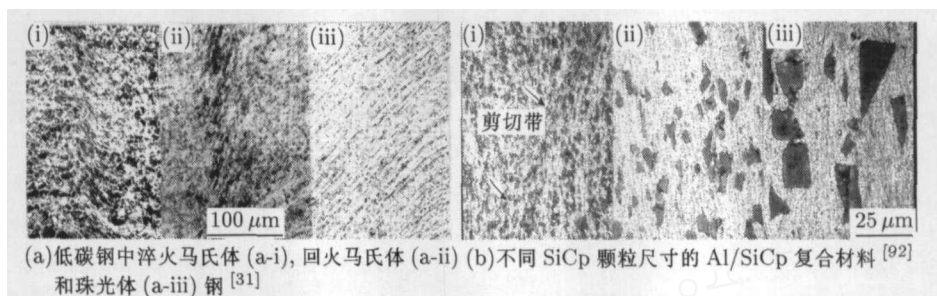


图 29 低碳钢和 Al/SiCp 复合材料中剪切带宽度比较

## 12 剪切带与断裂

金属与合金的塑性变形是由位错的滑动、孪生与相变引起.动态载荷下的剪切变形局部化是塑性不稳定的一种极端情况.局部化的萌生是一个临界事件,它可能由外部几何因素包括应力和应变集中,或材料内部的结构等因素诱发.剪切带的形成是材料发生变形损伤的一种重要方式,并为材料最后断裂提供了一个“快捷”通道.在所涉及到的低碳钢<sup>[31]</sup>, 304 不锈钢<sup>[33]</sup>, Al-Li 合金<sup>[44]</sup>, 钛和钛合金<sup>[45]</sup>, Ni-Cu 合金<sup>[90]</sup>以及铝基复合<sup>[91,92]</sup>等材料的动态变形实验中毫无例外地发现了剪切局部化现象.剪切带的演化直至最后断裂模式等显示出一致的结果:即动态载荷下材料变形局部化虽然短暂,但它有一个发生和发展过程.通过改进的 Hopkinson 扭杆对 Ti-6Al-4V 合金进行动态响应过程中的每一个事件发生与发展跟踪观察发现,剪切带内裂纹的萌生、长大与聚合是导致材料承载能力骤然下降和最后断裂的主要控制因素,而局部化变形将进一步加速带内裂纹的萌生与连接过程,并非一旦局部化剪切发生便立即导致材料断裂<sup>[50,97]</sup>.图 30 是裂纹沿低碳钢中一条剪切带分布规律的测试结果.可以看出,带中心单位面积上的裂纹数明显高于远离中心的裂纹数,而材料的最后断裂则是沿着剪切带的中心发生.图 31 是 Al-Li 合金和 Al/SiCp 复合材料沿剪切带开裂的典型例子.可以看

出,局部化变形过程中裂纹的生成与聚合是导致沿剪切带开裂主要控制因素<sup>[34]</sup>.对所涉及的几种材料在动态加载条件下开裂的断裂面的形态观察均没有发现脆性断裂的形态特征(图 32),即便是沿较“脆”的淬火马氏体钢形变剪切带(图 32(b)),和沿 Al-Li 合金“白色”腐蚀带(图 32(c))的断裂也呈现塑性(塑坑)断裂的特征.并不像文献报道的那样沿形变带断裂属延性断裂,而沿所谓“白色”带(指相变带)断裂表现为脆性断裂<sup>[20]</sup>.

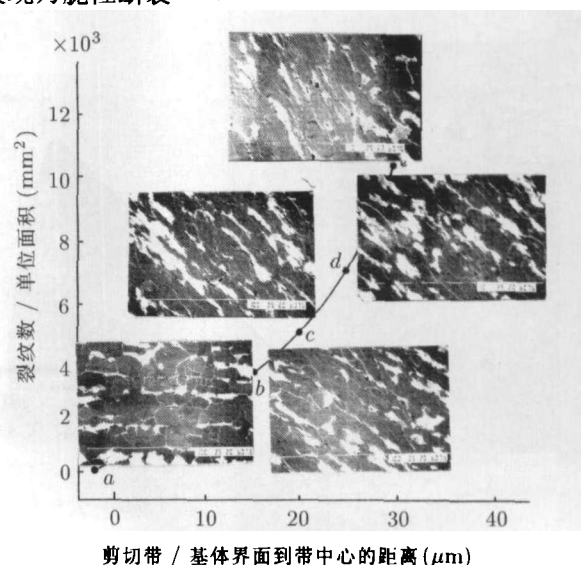


图 30 低碳钢中裂纹沿剪切带分布规律测试结果<sup>[98]</sup>

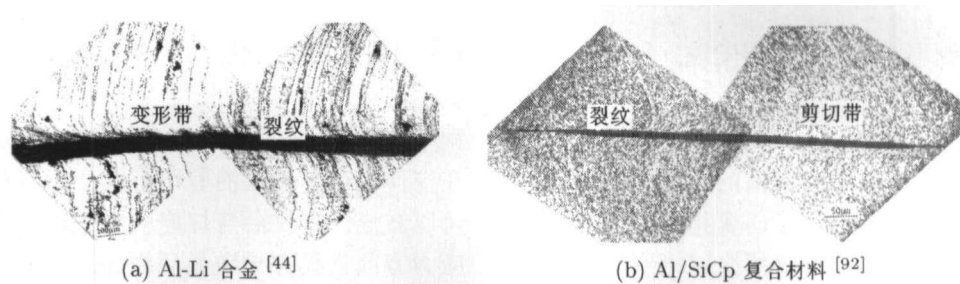


图 31 Al-Li 合金和 Al/SiCp 复合材料沿剪切带开裂

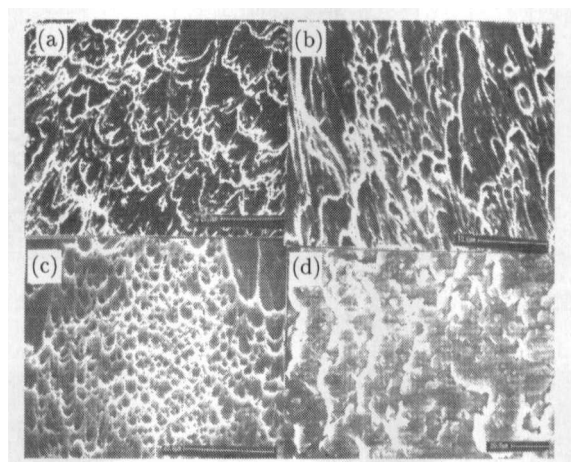


图 32 沿剪切带开裂的断口形态: (a) Ti-6Al-4V; (b) 淬火马氏体钢; (c) Al-Li 合金“白色”腐蚀带断裂; (d) 钛合金 [34]

### 13 准静态和疲劳载荷下剪切变形与断裂

与准静态和疲劳载荷下所发生的剪切开裂加以比较, 会加深对动态变形过程中剪切变形局部化与剪切断裂现象的理解. 沉淀硬化型合金中沉淀相与位错交互作用产生平面滑移, 进而导致合金的低韧性剪切断裂是准静态载荷下剪切变形的一个典型例子并受到关注 [98~104]. 大量研究表明, 位错与沉淀相粒子交互模式的转变, 即位错的平面剪切机制 (dislocation shearing) 和位错绕过机制 (orowan looping) 的相互转变是这类材料断裂的基本机制. Fragomeni<sup>[99]</sup> 在研究快凝 Al-Li 合金时发现, 合金变形的早期阶段,  $\delta'$  相被运动位错所剪切, 平面滑移是主控机制; 而当转变成绕过机制 (orowan bypassing) 时, 合金的性能得到了改善. Viswanatha<sup>[100]</sup> 和 Tewari<sup>[101]</sup> 在对沉淀硬化型钢的研究时发现, 峰时效

时的沉淀相被位错剪切, 导致合金的加工硬化能力下降, 而过时效时由于位错交滑移而表现为 Orowan 绕过机制, 加工硬化能力显著增强. 图 33 是对 8090Al-Li 合金疲劳试验获得的结果. 实验发现, 合金疲劳强度随实验温度的降低而升高. 室温下材料沿与应力轴成  $45^\circ$  剪切方向显示出比较密集的滑移线, 最后断裂则是沿着剪切方向发生 (图 33(a)). 但在低温下合金的断裂却是在与应力轴垂直的方向发生 (图 33(b))<sup>[105]</sup>. 对剪切试样的高倍观察即可发现, 合金中的  $\delta'$  相沿剪切方向被位错切割 (图 34). 在快速凝固 Al- 合金的拉伸和疲劳试验中也有类似断裂现象出现 (图 35)<sup>[106,107]</sup>. 实验发现, 无论是疲劳还是拉伸试验, 合金在  $250^\circ\text{C}$  实验时均出现剪切断裂 (图 35(a)), 而在室温下, 合金则出现如图 35(b) 所示的与应力轴垂直的所谓杯 - 锥状断口. 前者的断裂基本上与应力轴成  $45^\circ$ , 而后者则与拉伸轴垂直, 表

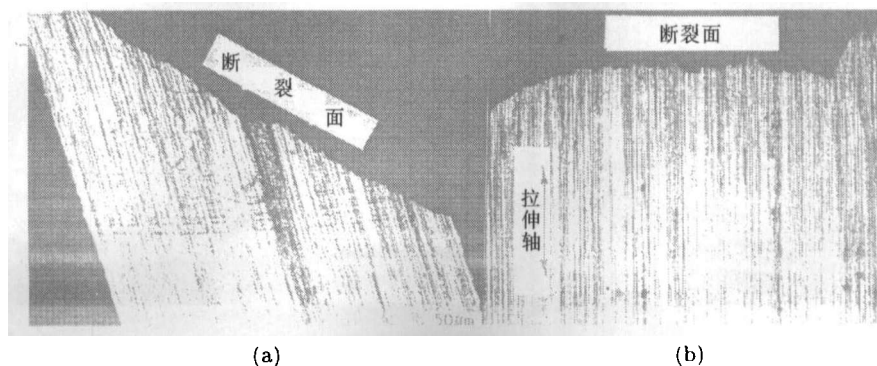


图 33 Al-Li 合金在室温 (300 K) 疲劳的剪切断裂 (a) 和低温 (77 K) 疲劳的正断 (b) [105]

明二者开裂机制不同. 电镜观察发现, 合金的剪切开裂是剪切带内粒子被位错剪切 (dislocation shearing) 所致 (图 36(a)), 而发生正断的合金, 位错与粒子发生强烈的交互作用, 即由所谓的“绕过”(orowan) 机制所控制 (图 36(b)). 进一步研究指出, 无论是平面滑移的剪切机制还是交滑移的绕过机制均与硬化粒子的尺寸有关. 计算表明, 两种机制的转换存在一临界粒子尺寸, 即当沉淀相粒子尺寸小于一临界

值时, 则位错切割机制为主导, 而大于此临界值时则由位错的绕过机制所控制<sup>[106]</sup>. 这类开裂现象在钢中也有发生. 图 37 示出了高碳钢片层珠光体结构在拉伸载荷下裂纹沿剪切方向产生与扩展的情形, 可以看出, 裂纹沿与拉伸应力轴成 45° 的最大剪切应力方向连接并导致最后断裂. 根据位错连续分布理论采用位错双塞积模型对这种开裂现象可以得到圆满解释<sup>[108]</sup>.

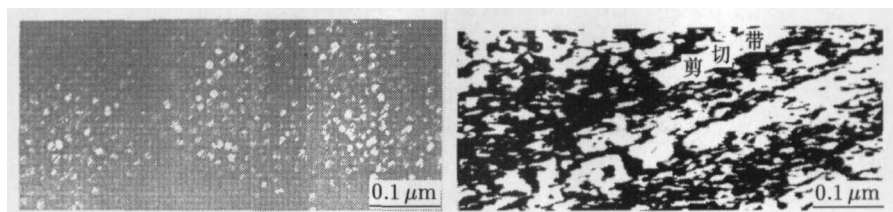


图 34 疲劳载荷下 Al-Li 合金  $\delta'$ -相被位错剪切诱发的局部化剪切变形<sup>[106]</sup>

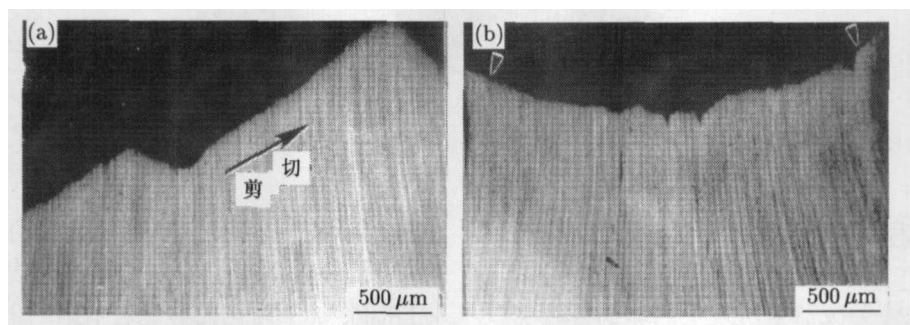


图 35 快速凝固 Al-合金的拉伸断裂: 250°C 下的剪切 (a) 和室温下的杯-锥断裂 (b)<sup>[67,106,107]</sup>

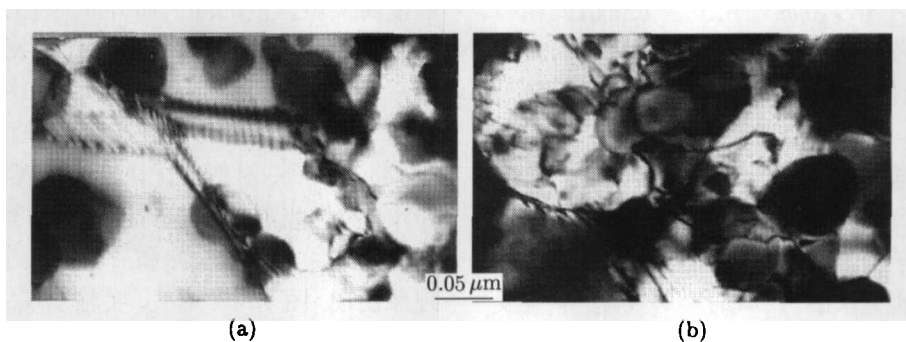


图 36 快速凝固 Al-合金在 250°C 疲劳时剪切带内弥散粒子被位错剪切<sup>[107]</sup>

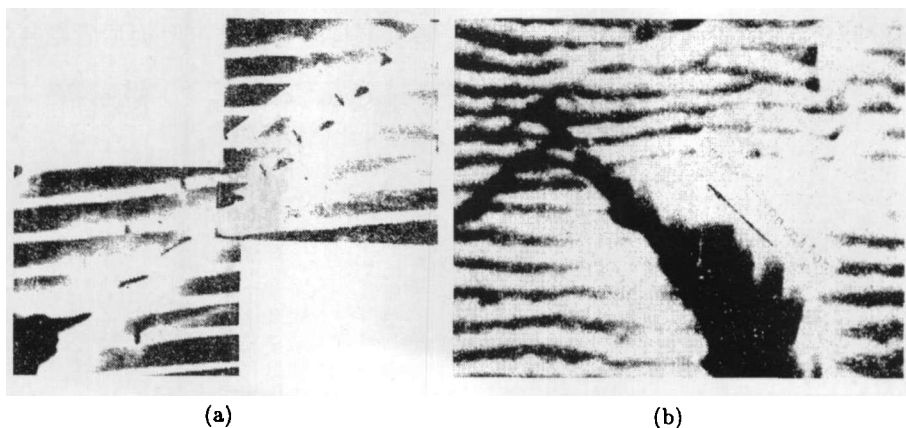


图 37 片层珠光体钢裂纹在剪切带形成 (a) 并沿剪切带扩展 (b) 导致最后开裂<sup>[108]</sup>

## 14 结 语

本文对近年来在动态载荷下材料剪切局部化的形成与微结构演化研究方面所取得的主要成果和进展进行了述评,没有涉及到与之相关的本构理论和数值模拟等方面的研究与进展,也没有涉及到如弹丸侵彻所引起的局部化变形问题.上述总结和评述可概括为以下几点认识:

(1) 采用改进的 Hopkinson 扭杆装置和定点制备试样技术,可将宏观上的材料动态瞬态力学参量(应力-应变)的实时测试与对应的微结构观察结合起来,从而可对剪切带萌生、发展和演化过程予以跟踪记录和研究;数值模拟表明,变形局部化包括非均匀剪切(局部化产生与发展)与稳态剪切(剪切带形成)两个过程;试样承载能力的骤然下降的控制因素是剪切带内的裂纹萌生与连结,而剪切带内超高应变率变形加速了裂纹的萌生与连结的过程;

(2) 实验结果表明剪切带的形成对应于临界应变和应变率的组合;宏观上的剪切带是通过位错单滑移和交滑移等微观上的剪切发展而形成的;

(3) 在 304 不锈钢, Fe-15Cr-15%Ni 单晶剪切带内观察到非晶,纳米晶以及旋涡等微结构特征.在 304 不锈钢, Fe-15Cr-15%Ni 单晶和 Ti-6Al-4V 的剪切带内观察到了马氏体相变,它们与母体之间存在确定的晶体学关系;

(4) 实验上存在典型的再结晶晶体结构的直接证据,其晶粒生长速率包括材料变形和原子热迁移两个过程,采用动力学本构模型可对剪切带内所发生的再结晶予以定量描述;

(5) 动态变形局部化过程中,形变带首先形成,“白色”带是在形变带基础上进一步变形发展的结果.通常在金相截面上观察剪切带时呈现的“白色”并非表明剪切带内一定发生了相变;

## 15 展 望

由于动态载荷下材料塑性变形的不稳定性 and 变形局部化,在理论和应用上,特别是在军事工程应用上的重要性,相关的研究引起了大批力学家,材料学家,物理学家和工程师的广泛兴趣,并取得了多方面创新性的成果.然而,动态载荷下诱发的剪切变形局部化是在极其短暂的时间内发生和发展,且带内材料经历了超高应变速率的大变形.因此,对这一复杂现象本质的研究仍有很多事情要做.就其在微结构及其演化层面上,如下方面值得深入研究:

(1) 先进的试样制备和表征工具的采用.由于用于 TEM 和 X-射线检查试样制备上的困难,来自于 TEM 和 X-射线的有关信息依然有限.为深入了解

剪切带内的变形以及有关事件的本质,深入系统地微结构研究十分必要.在这方面,最近发展的聚焦离子束(FIB)和电子背散射衍射(EBSD)技术很有潜力.

(2) 剪切带内的晶体点阵向无序点阵转变即非晶化是本研究中发现的重要现象之一,但这仍然需要在多种的动态试验条件下和多种材料中得到进一步验证.相应地,在静态和动态下块体金属玻璃的剪切局部化是近年来发现的重要现象,其机制需要深入探讨.

(3) 剪切带内的温升对局部化变形的形成与发展起关键作用;微结构对材料热软化的影响是肯定的,但是关于热软化的本质实际上尚欠深入了解.已有研究表明,剪切带的厚度和带间距离与热软化有关系. Rosakis 和 Ravichandra 提出的本构描述是很好的尝试<sup>[109]</sup>,在这方面似应深入研究.同时,为改进本构描述,需要对加工硬化速率敏感性的深入了解. Kocks 及其合作者将位错演化耦合进 MTS 模型中<sup>[110]</sup>,但是其物理基础需要实验事实予以进一步验证.

(4) 本文主要仅涉及单一剪切带的研究和评述.但在很多情况下有时可能形成多重的,甚至是复杂的剪切带网络.可以预料,此时的局部化的形成与发展,微结构的演化规律必将更加复杂,但截止目前尚少有这方面的研究报道.此外,剪切带的分叉与韧化的定量处理虽已有报道,但仍需要进行大量和深入工作.另一方面,多轴载荷下剪切带的扩展问题则需要进一步研究.已有的研究表明即便是应力状态只有很小变化,对剪切局部化的起始应变也有明显影响,包括静水压力对变形局部化的影响.

以上这些内容,都需要力学家和材料科学家们沟通和融合研究的思路,并在实验上进一步密切合作.

**致 谢:** 作者对他们的学生和同仁李强,李志成,薛青,钟万里博士,于金强,陈育健,黄小玲,孔丹,李环,骆利民,辛达,沙桂英,凌中,张静华以及王中光教授,沈乐天教授等表示衷心谢意.作者对美国加州大学(圣迭哥) Marc A Meyers 教授多年来的合作与支持表示感谢.

## 参 考 文 献

- 1 Tresca H. On further application of the flow solids. *Proceeding of the Institute of mechanical Engineers*, 1878, 30: 301~345
- 2 Massey H F. The flow of a metal during forging. *Proceeding of Manchester Assoc Engineers*, 1921, 21~26
- 3 Trent E M. The formation and properties of materials on the surface of rope wire. *J Iron and Steel Inst*, 1941, 143(1): 401~419
- 4 Andrews J H, Lee H, Bourne L. Effect of cold-work on steel, Section IV-Effect of high-speed deformation on steel. *J Iron and Steel Inst*, 1950, 165: 374~376
- 5 Zener C, Hollomon J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel. *J Appl Phys*, 1944, 15: 22~23

- 6 Recht R F. Catastrophic thermoplastic shear. *J Appl Mech*, 1964, 31: 189~193
- 7 Clifton R J. Material response to ultra-high loading rates. In: *Material Response to Ultra-High Loading Rates*, National Advisory Board Committee, Chapter 8. Report NMAB -356, Washington, DC, 1980
- 8 Bai Y L. A criterion for thermo-plastic shear instability. In: Murr L E, Meyers M A, eds. *Shock Waves and High-Strain-Rate Phenomena*. New York: Plenum Press, 1981. 277
- 9 Wright T W, Walter J W. On stress collapse in adiabatic shear bands. *J Mech Phys Solids*, 1987, 35: 701~720
- 10 Burns T J, Trucano T G. Instability in simple shear deformation of structural softening materials. *Mech Mat*, 1982, 1: 313~326
- 11 Pan J. Perturbation analysis of shear strain shear in rate sensitive materials. *Int J Solid Structures*, 1983, 19: 153~164
- 12 Wu F H, Freund L B. Deformation trapping due to thermoplastic stability in one dimensional wave propagation. *J Mech Phys Solids*, 1984, 32: 119~132
- 13 Lemonds J, Needleman A. Finite element analysis of shear localization in rate and temperature dependent solids. *Mech Mater*, 1986, 5: 339~361
- 14 Feng H, Bassin M N. Finite element modeling of the formation of adiabatic shear bands in AISI 4340 steel. *Mater Sci Eng*, 1999, 266: 255~260
- 15 Bonnet-Lebouvier A S, Molinari A, Lipinski P. Analysis of the dynamic propagation of adiabatic shear bands. *Inter J Solids and Structure*, 2002, 39: 4249~4269
- 16 Batra R C, Zhang G M. Analysis of Adiabatic shear bands in elasto-thermo-viscoplastic materials by modified smoothed-particle hydrodynamics (MSPH) method. *J Computational Physics*, 2004, 201: 172~190
- 17 Glenn R C, Leslie W C. The nature of white streaks in impacted steel armor plate. *Metall Trans*, 1971, 2: 2945~2947
- 18 Wingrove A L. The influence of projectile geometry on adiabatic shear and target failure. *Metall Trans*, 1973, 4: 1829~1833
- 19 Shocker D A, Curran D R, De Carli P S. Damage in steel plates from hypervelocity impact: I. Physical changes and effects of projectile material. *J Appl Phys*, 1975, 46: 3766~3777
- 20 Rogers H C. Adiabatic plastic deformation. *Ann Rev Mat Sci*, 1979, 9: 283~311
- 21 Me-Bar Y, Shechtman D. On the adiabatic shear of Ti-6Al-4V ballistic targets. *Mater Sci Eng*, 1983, 58: 181~188
- 22 Grebe H A, Park H R, Meyers M A. Adiabatic shear localization in titanium and Ti-6Al-4V alloy. *Metall Trans*, 1985, 16A: 761~775
- 23 Stelly M, Legrand J, Dorneval R. Some metallurgical aspects of the dynamic expansion of shells. In: Meyers M A, Murr L E, eds. *Shock-Waves and High Strain-Rate Phenomena in Metals*. New York: Plenum Press, 1981. 113
- 24 Timothy S P. Structure of adiabatic shear bands in metals: A critical review. *Acta Metall*, 1987, 35(2): 301~306
- 25 Murr L E. Metallurgical effect of shock and high-strain rate loading. In: Blazynski T Z, ed. *Materials at High Strain Rates*. Elsevier Applied Science Publisher LTD, 1987. 1~45
- 26 Derop J L. Microstructure transformation induced by adiabatic shearing in armor steel. *Acta Metall*, 1987, 35: 1245~1249
- 27 Giovanola J H. Adiabatic shear banding under pure shear loading part II: fractographic and metallographic observation. *Mech Mater*, 1988, 7: 73~87
- 28 Cho K, Duffy J. Microscopic observation of adiabatic shear bands in three different steels. *Metall Trans*, 1990, 21A: 1161~1175
- 29 Meyers M A, Andrade U R. The effect of grain size on the high-strain, high-strain-rate behavior of copper. *Metall Mater Trans*, 1995, 26A: 2881~2893
- 30 Bai Y L, Xue Q, Xu Y B, Shen L T. Characteristics and microstructure in the evolution of shear localization in Ti6Al-4V alloy. *Mech Mater*, 1994, 17: 155~164
- 31 Xu Y B, Bai Y L, Shen L T. Formation, microstructure and development of the localized shear deformation in low-carbon steels. *Acta Materialia*, 1996, 44: 1917~1919
- 32 Wright T W. *The Physics and Mathematics of Adiabatic Shear Bands (Hardcover)*. New York: Cambridge University Press, August 15, 2002
- 33 Meyers M A, Xu Y B, Xue Q, et al. Microstructural evolution in adiabatic shear localization in stainless steel. *Acta Materialia*, 2003, 51: 1307~1325
- 34 Cao B Y, Lassila D H. Effect of shock compression method on the defect substructure in monocrystalline copper. *Materials Science Engineering*, 2005, A409: 270~281
- 35 Xue Q, Cerreta E K, Gray G T. Microstructural characteristics of post-shear localization in cold-rolled 316L stainless steel. *Acta Materialia*, 2007, 55: 691~704
- 36 Needleman N, Tvergaard V. Analysis of plastic flow localization in metals. *Appl Mech Rev*, 1992, 45: S3~S18
- 37 Nesterenko V F, Meyers M A, Wright T W. Collective behavior of shear bands. In: Murr L E, Staudhammer K P, Meyers M A, eds. *Metallurgical and materials application of shock-wave and high-strain-rate phenomena*. Elsevier Science B, 1995. 47: 397
- 38 Wright T W, Batra R C. Adiabatic shear bands in simple and dipolar plastic materials. In: Kawata K, Shioiri J, eds. *Proc IUTAM Symposium on Macro-and Micro-mechanics of High Velocity Deformation and Fracture*. Berlin: Springer, 1987. 189
- 39 Clifton R J, Duffy J, Hartley K A, Shawki T G. On critical conditions for shear band formation at high-strain rates. *Scripta Metall*, 1984, 18: 443~448
- 40 Bai Y L, Cheng C, Yu S B. Evolution of thermo-plastic shear bands. *Acta Mech Sinica*, 1986, 2: 1~7
- 41 Shawki T G, Clifton R J. Shear band formation in thermal viscoplastic materials. *Mech Mat*, 1989, 8: 13~43
- 42 Xing, Bai Y L, Chen C M, Huang X L. On post-instability processes in adiabatic shear in rot rolled steel. *J Mech Phys Solids*, 1991, 39: 1017~1042
- 43 Liao S C, Duffy J. Adiabatic shear bands in a Ti-6Al-4V titanium alloy. *J Mech Phys Solids*, 1998, 46: 2201~2231
- 44 Xu Y B, Zhong W L, Chen Y J, Shen L T, et al. Shear localization and recrystallization in dynamic deformation of 8090 Al-Li alloy. *Mat Sci Eng*, 2001, 299A: 287~295
- 45 Xu Y B, Bai Y L, Meyers M A. Deformation, Phase transformation and recrystallization in the shear bands induced by high-strain rate loading in titanium and its alloys. *J Mater Sci Tech*, 2006, 22: 737~746
- 46 Bai Y L. Evolution of thermo-visco-plastic shearing. In: Harding J, ed. *Mech Proc Materials at High Rates of Strain*. Bristol: JOP Publishing LTD, 1989. 99
- 47 Dodd B, Bai Y L. *Ductile Fracture and Ductility with Application to Metalworking*. London: Academic Press LTD, 1987
- 48 Anand L, Dillon O, Place T A, Von turkovich B F. Report of the NSF workshop on localized plastic instability and failure criteria. *Int J Plast*, 1990, 6(2): I~IX
- 49 Hartley K A, Duffy J, Hawley R H. Measurement of the temperature profile during shear band formation in steels deforming at high strain rates. *J Mech Phys Solids*, 1987, 35: 283~301
- 50 Maechan A, Duffy J. An experimental study of the formation process of adiabatic shear bands in a structural steel. *J Mech Phys Solids*, 1988, 36: 251~283
- 51 Giovanola J H. Adiabatic shear banding under pure shear loading I: direct observation of strain localization at energy dissipation measurement. *Mech Mater*, 1988, 7: 59~71
- 52 Xue Q, Shen L T, Bai Y L. Elimination of loading reverberation in the split Hopkinson torsional bar. *Rev Sci Instrum*, 1995, 66: 5298~5304



- 53 Xue Q, Shen L T, Bai Y L. Modified split Hopkinson bar in studying shear localization. *Meas Sci Technol*, 1995, 6(11): 1557~1565
- 54 Bai Y L, Xue Q, Xu Y B, Shen L T. Macroscopic scaling and microstructural evolution in shear band phenomena. In: Murr L E, Staundhammer K P, Meyers M A, eds. *Metallurgical and Materials Application of Shock-Wave and High-Strain Rate Phenomena*. Elsevier, 1995. 389
- 55 Staker M R. On adiabatic shear band determinations by surface observations. *Scripta Metall*, 1980, 14: 677~680
- 56 Staker M R. The relation between adiabatic shear instability strain and material properties. *Acta Metall*, 1981, 29: 683~689
- 57 Timothy S P, Hutchings I M. The structure of adiabatic shear bands in a titanium alloy. *Acta Metall*, 1985, 33: 667~676
- 58 Fressengeas C, Molinari A. Instability and localization in plastic flow in shear at high strain rates. *J Mech Phys Solids*, 1987, 35: 185~211
- 59 Bai Y L. Thermo-plastic instability in simple shear. *J Mech Phys Solids*, 1982, 30: 195~207
- 60 卢维娟, 王礼立, 陆在庆.  $\beta$ -钛合金在高应变率下的绝热剪切现象. *金属学报*, 1986, 22(4): 39~42, 149~150
- 61 李强. 金属材料动态力学行为、塑性变形局部化与组织超细化的研究: [博士后研究报告]. 沈阳: 中国科学院金属研究所, 1999
- 62 Xu Y B, Yu J Q, Shen L T, Bai Y L. Thermoplastic shear localization in titanium alloys. *Mater Sci Tech*, 2000, 19: 609~611
- 63 Xu Y B, Zhang J H, Meyers M A. Microstructural evolution of the shear bands in Fe-15%Cr-15%Ni Single crystal. In: TMS Meeting, 2007-02-25~03-01 Orlando, Florida, USA, 2007
- 64 Murr L E, Rose M F. Thermal recovery of explosive shock-loaded stainless steel. *Philos Mag*, 1968, 18: 281~295
- 65 Kestenbach J H, Meyers M A. The effect of grain size on the shock-loading response of 304 type stainless steel. *Metall Trans A*, 1976, 7A: 1943~1950
- 66 Xu Y B, Meyers M A. Microstructural evolution of shear bands induced during explosion Ti-6Al-4V alloy. *J Mater Sci Technol*, 2003, 19: 385~387
- 67 Mendirattin M G, Chakrabarti A K, Roberson J A. Embrittlement of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo alloy by Alpha-phase transformation. *Metall Mater Trans*, 1949, 5A: 1949~1951
- 68 Duan C Z, Wang M J. Some metallurgical aspects of chips formed in high speed machining of high strength low alloy steel. *Scripta Materialia*, 2005, 52: 1001~1004
- 69 Carrington W E, Marie L V. The use of flow-ended projectiles for determining dynamic yield stress III: Changes in microstructure caused by deformation under impact at high-striking velocity. *Proc Roc Soc*, 1948, A194: 323~331
- 70 Cho K, Chi Y C, Duffy J. Microscopic observation of adiabatic shear bands in three different steels. *Metall Mater Trans*, 1990, 21A: 1161~1175
- 71 Meyers M A, Wittman C L. Effect of metallurgical parameters on shear band formation in low-carbon steels (approximately 0.20wt.%). *Metall Mater Trans*, 1990, 21A: 3153~3164
- 72 Zurek A K. The study of adiabatic shear band instability in a pearlitic 4340 steel using a dynamic punch test. *Metall Mater Trans*, 1994, 25A: 2483~2489
- 73 Wingrove A L, Wulf G. Some aspects of target and projectile properties on penetration behavior. *J Aust Inst Met*, 1973, 18: 167~172
- 74 Winter R E. Adiabatic shear of titanium and polymethylencrystal. *Philos Mag*, 1975, 31: 765~773
- 75 Li G A, Zhen L, Liu C, et al. Deformation localization and recrystallization in TC4 alloy under impact condition. *Mater Sci Eng*, 2005, 395A: 98~101
- 76 Dood B, Bai Y L. Width of adiabatic shear bands. *Mater Sci Tech*, 1985, 1: 38~40
- 77 Koch C C, Cavin O B, McKamey C G, Scarbrough J O. Precipitation of "amorphous" Ni60Nb40 by mechanical alloying. *Appl Phys Lett*, 1983, 43: 1017~1019
- 78 Hellstern E, Schultz L. Formation and properties of mechanically alloyed amorphous Fe-Zr. *Mater Sci Eng*, 1988, A97: 39~42
- 79 Ashby M F, Verrall R A. Diffusion-accommodated flow and super plasticity. *Acta Metallurgica*, 1973, 21: 149~163
- 80 Murr L E, Trillo E A, Pappu S, Kennedy C. Adiabatic shear bands and examples of their role in severe plastic deformation. *J Mater Sci*, 2002, 37: 3337~3360
- 81 Yang Y, Zhang M M, Li Z H, et al. Adiabatic shear band on the titanium side in the Ti/mild steel explosive cladding interface. *Acta Materialia*, 1996, 44(2): 561~565
- 82 Glass C M, Moss G M, Golaski S K. Response of Metals to High Velocity Deformation. In: Shewman P, Zackey V F, eds. New York. 1961. 115 (interscience)
- 83 Mataya M C, Carr M J, Krauss G. Flow localization and shear band formation in a precipitation strengthening austenitic stainless steel. *Metall Mater Trans*, 1982, 13A: 1263~1274
- 84 Li Q, Xu Y B, Lai Z H, et al. A model of dynamic recrystallization in alloys during high strain plastic deformation. *J Mater Sci Tech*, 1999, 15: 435~439
- 85 Meyers M A, Pak H-r. Observation of an adiabatic shear band in titanium by high-voltage transmission electron microscopy. *Acta Metall*, 1986, 34: 2493~2499
- 86 Andrade U, Meyers M A, Vecchio K S, Chokshi A H. Dynamic recrystallization in high-strain, high-strain-rate plastic deformation of copper. *Acta Met*, 1994, 42: 3183~3195
- 87 Hines J A, Vecchio K S. Dynamic recrystallization in adiabatic shear bands in shock-load copper. In: Murr L E, Staundhammer K, Meyers M A, eds. *Metallurgical and Materials Applications of Shock-Wave and High-Strain-Rate Phenomena*. 1995. 421
- 88 Murr L E, Niou C S, Pappu S, et al. LEDS in ultra-high strain-rate deformation. *Phys Stat Sol*, 1995, 149: 253~274
- 89 Meyers M A, Chen Y J. High-strain-rate behavior of tantalum. *Metall Mater Trans*, 1995, 26A: 2493~2501
- 90 Li Q, Xu Y B, Lai Z H, Bai Y L. Dynamic recrystallization induced by plastic deformation at high strain rate in a model alloy. *Mater Sci Eng*, 2000, A276: 250~256
- 91 Xu Y B, Ling Z, Bai Y L. Evolution of thermoplastic shear localization and related microstructures in Al/SiCp composites under dynamic compression. *J Mat Sci Tech*, 2002, 18: 504~508
- 92 Dai L H, Liu L F, Bai Y L. Formation of adiabatic shear band in metal matrix composites. *Inter J Sol Struct*, 2004, 41: 5979~5993
- 93 Ling Z, Luo L, Dodd B. Experimental study on the formation of shear bands and effect of microstructure in Al-2124/SiCp composites under dynamic compression. *J de Physique III*, 1994, 453
- 94 Wang X B. Adiabatic shear localization evolution for steel based on the Johnson-Cook model and gradient-dependent plasticity. *J Uni Sci Tech*, 2006, 13: 313~319
- 95 Costin L S, Duffy J. The effect of loading rate and temperature on the initiation of fracture in a mild rate-sensitive steel. *J Eng Mater Tech*, 1979, 101: 258~264
- 96 Wei Z G, Yu J L, Hu S S, Yu Y C. Influence of microstructure on adiabatic shear localization of pre-twisted tungsten heavy alloys. *Inter J Impact Eng*, 2000, 24: 747~758
- 97 Korbel A, Raghunathan V S, Embury J D. A structural study of the influence of pressure on shear band formation. *Acta Metall Mater*, 1984, 32: 511~519
- 98 Xu Y B, Wang Z G, Bai Y L, Shen L T. Microstructure of shear localization in low-carbon steels. *Mater Sci Eng*, 1989, A114: 81~87
- 99 Fragomeni J M. Determining the effect of microstructure and heat treatment on the mechanical strengthening behavior of an aluminum alloy containing lithium precipitation



- hardened with the delta' Al<sub>3</sub>Li intermetallic phases. *Mater Sci Forum*, 2000, 331~333, 1567
- 100 Zhu H L, Gao J J, Jia J. Condition of the aging characteristics behavior of A357 alloy. *J Mater Eng Perform*, 2001, 10: 186~191
- 101 Viswanathan U K, Tewari R, Dey G K. Precipitation hardening in monel K500, 17-4 PH stainless steel and 350 grade maraging steel. *Trans Indian Inst Met*, 2006, 59: 107~121
- 102 Seidman D N, Marquis E A, Dunand D C. Precipitation strengthening at ambient and elevated temperatures of heat-treatable Al(Sc) alloys. *Acta Materialia*, 2002, 50: 4021~4035
- 103 Jeon S M, Park J K. Transition behavior of deformation mode from shearing to looping in Al-Li single crystal. *Phil Mag*, 1994, 70(3): 493~504
- 104 Xu Y B, Wang Z Q, Hu Z Q. Fatigue and fracture behavior of an aluminum-lithium alloy 8090-T6 at ambient and cryogenic temperature. Influence of microstructure on adiabatic shear localization of pre-twisted tungsten heavy alloys. *Metall Mater Trans*, 1991, 22: 723~729
- 105 Xu Y B, Wang Z Q, Hu Z Q. Localized shear deformation of an aluminum-lithium 8090 alloy during low cycle fatigue. *Scripta Metall Mater*, 1991, 259: 1149~1154
- 106 Xu Y B, Stark E A. Jr, Gangloff P R. Interaction between the dispersoids and dislocations in RS/PM Al-Fe-V-V alloy. Report of the University of Virginia, 1992
- 107 Xu Y B. Deformation localization and shear fracture of a rapidly solidified Al-Fe-V-Si alloy at elevated temperature. *J Mater Sci Tech*, 2007, 23: 237~241
- 108 Xu Y B. Localization of deformation in full lamellar pearlite steel. *J Mater Sci Tech*, 1989, 5: 135~138
- 109 Rosakis A J, Ravichandran G. Dynamic failure mechanics. *International Journal of Solids and Structures*, 2000, 37(1-2): 3331~3348
- 110 Kocka U F, Mecking H. Physics and phenomenology of strain hardening: the FCC case. *Progress in Material Science*, 2003, 48: 171~273

## SHEAR LOCALIZATION, MICROSTRUCTURE EVOLUTION AND FRACTURE UNDER HIGH-STRAIN RATE\*

XU Yongbo<sup>1,†</sup>    BAI Yilong<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Shenyang National Laboratory for Materials Sciences, Institute of Metal Research,  
Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China

<sup>2</sup>State Key Laboratory for Non-Linear Mechanics of Continuous Media, Institute of Mechanics,  
Chinese Academy of Sciences, Beijing 100080, China

**Abstract** Investigations on microstructural aspects of adiabatic shear localization under strain rate  $10^3\text{s}^{-1}$  to  $10^4\text{s}^{-1}$  using EBSD-SEM, TEM and HREM are critically reviewed. The principal features are: the critical condition for the occurrence of shear-bands should involve both shear strain and strain rate; the deformed-band forms first and the white-etching band follows with further shear deformation; the presence of white-etching bands is generally indicated by different etching response of the narrow bands; shear band seems to initiate with a crystallographic slip in a favored grain and then propagates into the adjacent grains by co-operative slip or cross-slip, leading to the shear localization over the whole cross-section; both grain refinement and transition from crystalline to amorphous can occur in shear bands; the  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$  transformation may also occur and the new transformed products have a certain orientation relationship with their parent matrix; the sharp drop in the load-carrying capability of the specimen seems to be closely associated with the appearance of a critical coalescence of microcracks or voids in the band; the equiaxed-and distorted-free grains are proposed to attribute to the rotational recrystallization. On the other hand, the micro-mechanism of shear localization and fracture subjected to quasi-static and fatigue loadings is different from the dynamic case, namely caused by the dislocation planner slip and not related to thermal effects. Additionally, some further research are suggested.

**Keywords** dynamic loading, shear deformation localization, microstructure, transformation and recrystallization, amorphous phase, dislocation planner slip

\* The project supported by the National Natural Science Foundation of China (19891180-2, 19392300, 18972072, 50071064), and the project of the Chinese Academy of Sciences of China (KM85-33, K89-52)

† E-mail: ybxu@imr.ac.cn