

碳纳米管的力学性能及碳纳米管复合材料研究

辜 萍 王 宇 李广海¹

中国科技大学力学与机械工程系, 合肥 230027

¹ 中国科学院固体物理研究所, 合肥 230031

摘 要 对碳纳米管力学行为和碳纳米管复合材料的研究文献进行了综述. 首先介绍了碳纳米管结构稳定性和力学性能的研究进展, 包括理论模拟和实验的研究结果. 结果表明, 碳纳米管有着优异的力学性能, 其在复合材料应用方面有着巨大的潜力. 然后, 系统地总结了碳纳米管在增强高分子材料、金属材料和陶瓷材料方面的应用, 指出外场力传递效应是值得关注的课题. 最后, 对该领域工作做了一些讨论和展望.

关键词 碳纳米管, 结构稳定性, 力学性能, 复合材料

1 引 言

自从 1991 年日本的 Iijima^[1] 发现碳纳米管以来, 碳纳米管作为一种新型准一维功能材料日益受到人们的关注, 人们对碳纳米管的电学、力学以及制备技术等进行了大量的研究, 取得了一定的成果.

碳纳米管是由单层或多层石墨片卷曲而成的无缝纳米管状壳层结构, 相邻层间距与石墨的层间间距相当, 约为 0.34 nm. 碳纳米管的直径为零点几纳米至几十纳米, 长度一般为几十纳米至微米级, 也有超长碳纳米管, 长度达 2 mm^[2]. 根据构成管壁碳原子的层数不同, 可将其分为单壁碳纳米管和多壁碳纳米管, 又可根据其螺旋角分为螺旋和非螺旋两种^[3], 其物理化学性质与结构有关.

碳纳米管由碳-碳共价键结合而成, 同时又具有管径小、长径比大的特点, 使碳纳米管具有优良的电学和力学性能, 其杨氏模量和剪切模量与金刚石相同, 理论强度可达 10^6 MPa, 是钢的 100 倍, 并且具有很高的韧性, 而密度仅为钢的 1/7, 耐强酸、强碱, 在空气中 700°C 以下基本不氧化, 有望成为复合材料增强体. 随着碳纳米管制备技术的日趋完善, 究竟这种管状结构在自然界是以一个什么样的稳定形态存在, 同时在某些场合如高温、高压下, 其存在的形式又是怎样的, 研究这些问题对于进一步探讨碳纳米管的力学性能及其应用都是很有帮助的. 因此近年来, 有关碳纳米管的结构稳定性、力学性能及其复合材料的研究已成为碳纳米管应用研究的热点之一.

2 碳纳米管的结构稳定性研究

从碳纳米管发现至今, 人们所关心的焦点之一是碳纳米管的直径究竟能小到什么程度, 最

收稿日期: 2001-12-18, 修回日期: 2002-10-9

终的极限是由什么决定的？这些亚碳纳米管可能有什么用途？由于碳纳米管相对于石墨其悬挂键数目减少，系统的总的能量也相应降低；另一方面，石墨片卷起形成碳纳米管必将改变石墨片上 C-C 网络的完美几何拓扑，从而引起了应变能，应变能的大小随碳纳米管的直径减小呈指数增加，最终要超出由于减小孤立石墨片边缘上的悬挂键所带来的能量降低，相应碳纳米管的能量因而要高出石墨片的能量。基于上述原因，Sawada 和 Hamada^[4] 在 1992 年碳纳米管发现不久就预言最小的碳纳米管直径约为 0.4 nm。而从实验上，Ajayan 和 Iijima^[5] 于 1992 年首先发现最小的单壁碳纳米管的直径约为 0.7 nm。2000 年，Sun 和 Xie 等^[6] 在他们所制备的多壁碳纳米管的最核心处，发现了一个可能与 C₆₀ 相关的直径为 0.5 nm 的碳纳米管。2000 年 10 月，Peng 等^[7] 又成功地制备出了 0.33 nm 的单壁碳纳米管，同时他们运用基于量子力学的紧束缚方法对此类问题进行了系统的研究。他们对几何上可能的最小的是 (2, 0), (2, 1), (3, 0) 和 (4, 0) 碳纳米管进行了分子动力学模拟^[8]，见图 1, 图 2。得出其结论：所有直径大于 0.24 nm 的碳纳米管在室温下都是稳定的，而其实验观察到的直径为 0.33 nm 的 (4, 0) 碳纳米管直到 2000°C 的高温仍是稳定的。他们认为，虽然管径小于 0.4 nm 的碳纳米管的能量较相应的石墨片的能量要高，但这些结构都可以转化为基本结构特征相同的亚稳结构。对于多数亚稳的小碳纳米管而言，从这些亚稳结构到能量更低的石墨片结构转变的能量路径上存在一个势垒。同时他们还对这种亚稳结构的碳纳米管的生长进行了研究，认为对于直径 0.33 nm 的 (4, 0) 碳纳米管，虽然不能在平衡条件下形成，但是也可使其在某种非平衡条件下生长。这对于研究碳纳米管生长以及碳纳米管在纳米电子器件中应用有重要作用。

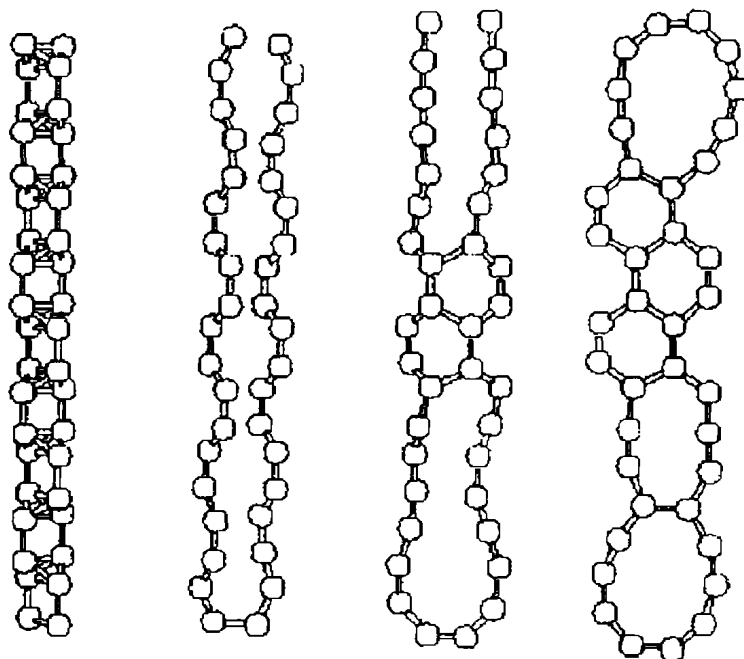


图 1 10 K 时 (2,0) 的碳纳米管在 0 fs, 100 fs, 700 fs 和 1500 fs 时的原子结构组态 (从左至右)

此外，Gao Guanghua 等^[9] 利用扩展的分子力学计算，研究各种不同类型的单壁碳纳米管的结构稳定性，对于每种类型的纳米管都采用了两种初始截面构型，一种是圆截面，一种是瘪截面，这种瘪截面模型，中间部分相对的两壁的距离在范氏作用力的范围内，而两端形成近似 10.7 Å 直径的圆弧。研究发现，当碳纳米管经过优化处理达到稳定形态的时候，其截面形状发生了变化，对于半径小于 10 Å 的单壁碳管只有圆截面是稳定的，而初始瘪截面将转换成圆截面；

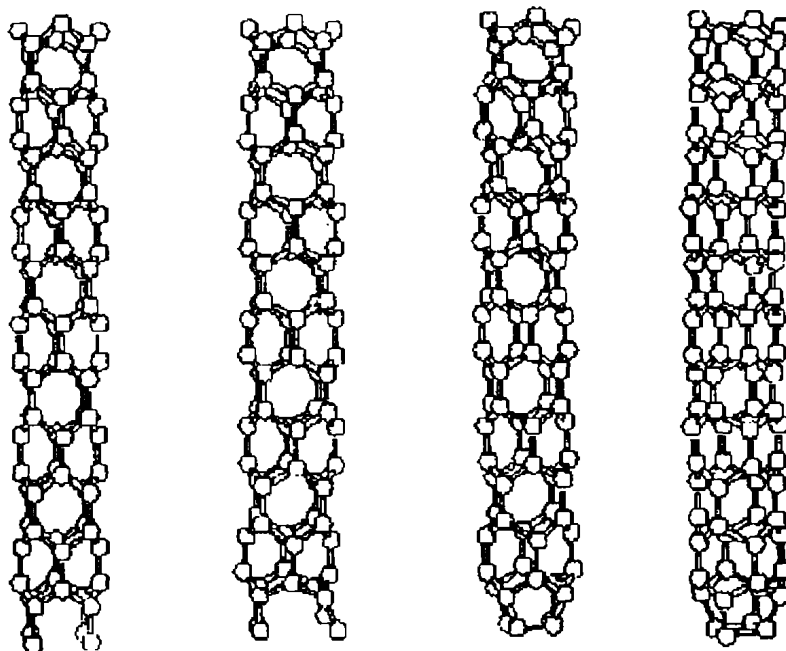


图 2 室温下 (4, 0) 的碳纳米管在 0 fs, 100 fs, 400 fs 和 1500 fs 时的原子结构组态 (从左至右)

半径在 10\AA 与 30\AA 之间的碳纳米管，两种初始构型都可能稳定存在，但是从能量的角度圆截面更稳定；大于 30\AA 的碳纳米管，则有瘪截面的形状是稳定的，而圆截面则在能量上处于亚稳态，对于所有稳定存在的瘪结构的截面两端的半径均为 10.5\AA ，而中间扁平部分近似为 3.4\AA ，与石墨晶体的片层间距相似，见图 3。对这些碳纳米管的应变能以及弯曲模量的进一步研究，最终认为，碳纳米管的直径是决定其结构稳定性的主要因素。

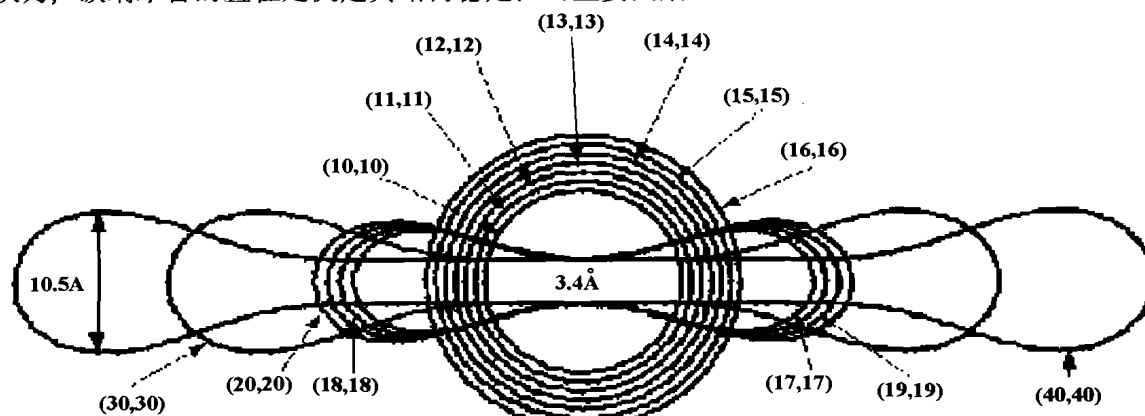


图 3 不同管径的初始为瘪截面的碳纳米管经过结构稳定性模拟分析后的结果

较早的报道表明，碳纳米管在常压及真空或惰性气体保护的情况下， 2800°C 退火后，它们的结构特征会得到改善，其中的层结构变得更加完整，即碳纳米管的热稳定性良好。张明等^[10,11]对高温高压下的碳纳米管的热稳定性进行了研究，他们利用透射电镜分析碳纳米管在高压退火后的结构变化， 5.5 GPa 下， 950°C 结构转化成准球形的碳纳米洋葱，而在 1150°C 转变为石墨结构。张明的研究发现，高压对碳纳米管的结构转变起着重要的作用，当高压退火碳纳米管时，高压使管层间距减小，并改变价键结构，从而使纳米管处于一种非稳定状态；当退火温度达到一定温度时，克服临界势垒，碳纳米管结构将发生转变，高压促使碳纳米管

转变成石墨结构,降低反应温度,这可能是高压条件下碳纳米管热稳定性下降的原因。

上述这些现象的发现都对碳纳米管生长机理以及碳纳米管稳定形态的研究具有深远意义,为今后发展纳米器件以及将碳纳米管应用于纳米机械的研究奠定了基础。但是还应该看到,这些成果仅仅是从表现现象对碳纳米管的稳定性进行了描述,其深层机理尚需进一步研究。因此,结合碳纳米管的微观结构,利用量子力学或分子动力学,通过数值模拟的方法来揭示碳纳米管微观稳定性必将是一个有效的研究途径。

3 碳纳米管力学性能的研究

3.1 理论计算

由于碳纳米管本身的尺度和易缠绕,使直接用传统实验方法来测量其力学性能比较困难,因此许多工作是用计算机模拟来得到其力学性能,包括对碳纳米管的弯曲、扭曲、翘曲、弯曲效应和杨氏模量的研究,采用的方法多是分子动力学模拟。分子动力学计算机模拟是研究复杂的凝聚态系统的有利工具,这一技术不受样品制备和测试技术的限制,在计算机模拟中得到许多与原子有关的微观细节,有助于找出微观结构与力学性质之间的内在本质。

早期数值模拟工作主要集中于研究如何描述碳纳米管的能量以及相应的结构属性,以后人们对碳纳米管的相关力学性能进行了模拟,例如, Yakobson 等^[12]用分子动力学模拟了大变形下碳纳米管形状的变化,见图 4。每一形状改变都与能量的突然释放及应力-应变曲线的奇异点相对应,这些转变可用连续板壳模型来解释。只要参数正确,此模型能提供碳纳米管在虎克定律范围外的变形行为。Cornwell 等^[13]用淬火分子动力学模拟开口分散型单壁碳纳米管的压缩应变,原子间相互作用用 Tersoff-Brenner 势描述,研究轴向受压时管的变形和一系列管径管的应力-应变曲线,结果表明在某些临界值,管会出现皱折或卷曲,而且临界应力值随管径的减小而增加,此结果和 Ruoff 和 Lorents 的结果相近。Yao 等^[14]用分子动力学模拟认为纳米管几何尺寸在如此小的维度上变化会影响杨氏模量。Lordi 等^[15]研究了对称径向压力下纳米管的弹性行为。Yao 等^[16]还用分子动力学模拟对碳纳米管端部在轴向受压的行为做了详细分析,结果表明端部可看作是一共振弹簧,其位移与轴向力几乎是线性关系。更有趣的是,弹性常数与

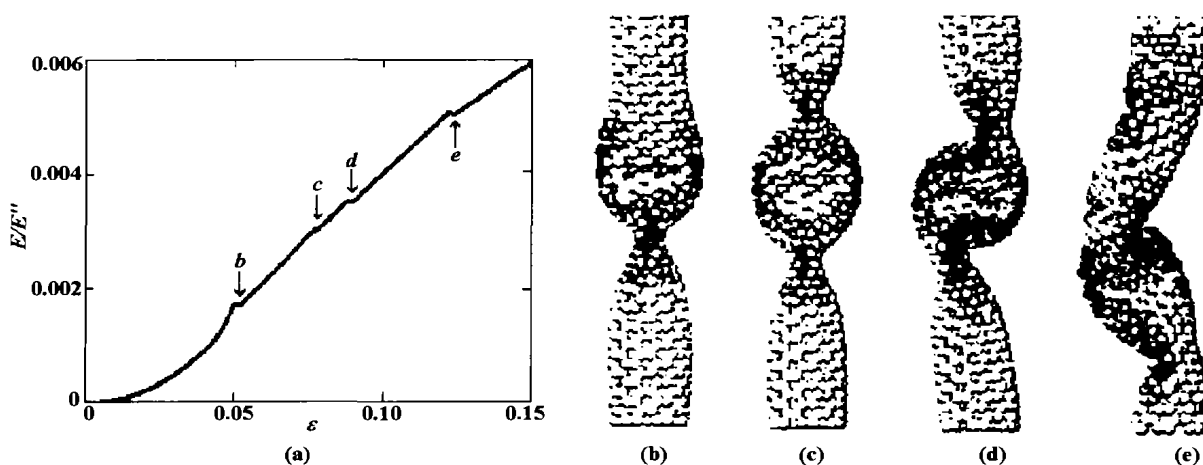


图 4 对长为 6 nm, 直径为 1 nm 的扶手型螺旋性为 (7, 7) 的碳纳米管的分子动力学模拟 (a) 与形状变化相对应, 应变能显示 4 个奇异点; (b) 在 $\varepsilon_1=0.05$ 时柱状管弯曲显示出两个变平的鳍区, 且互相垂直; (c) 在 $\varepsilon_2=0.076$ 时柱状管弯曲显示出三个鳍区, 但轴是直的; (d) 在 $\varepsilon_3=0.09$ 时柱状管变平的区域呈铰链状, 只保持面对称; (e) 在 $\varepsilon_4=0.13$ 时呈完全不对称的形状

管直径和层数无关, 但最大共振位移随管直径和层数增大而增加. 当管很短时, 这种弹簧效应更加显著, 因为端部被压缩之前不发生翘曲. Nardelli^[17] 等用大规模分子动力学模拟研究了碳纳米管在拉伸场下的反应. 外部条件和管对称性不同可发生塑性或脆性行为. 所有管在低温高应力下均是脆性的, 而在低应力和高温下, 手性 (n, n) 纳米管是完全或部分延性的. 锯齿 $(n, 0)$ 纳米管当 $n < 14$ 时是延性的, 更大的管是完全脆性的, 见图 5.

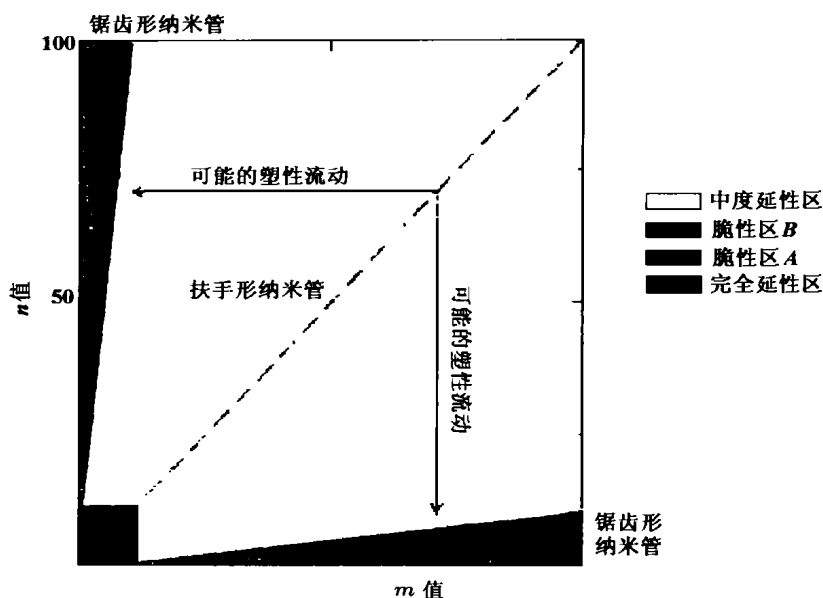


图 5 直径为 13 nm 的碳纳米管的延性 - 脆性图

早在 1993 年, Ruoff 等^[18] 用 TEM 观察两个相邻碳管 (100Å), 沿接触区域有变平的现象. 通过计算表明是由范德华力产生的, 当直径至少小于 20Å 时, 这种作用才能观察到, 而这种变形会对管的物理性质产生显著影响. T. Hertel 等^[19] 用连续力学和分子动力学模拟表面范德华力对多壁和单壁碳纳米管形状的影响. 计算结果表明受管径和壳层数目的影响, 纳米管和基体间范德华力导致高束缚能量, 此结果已被实验证明. 基体上的纳米管会产生径向和轴向的变形, 显著改变自由纳米管的理想几何形状. Zhang Peihong 等^[20] 用紧束缚分子动力学研究碳纳米管在应力下的塑性变形, 得到碳纳米管弹性性质与翘曲指数几乎无关, 但塑性变形的起始却与之紧密相关. 相同半径的纳米管 $(n, 0)$ 的弹性模量是 (n, n) 的两倍. 这些对碳纳米管在结构上的应用有很大影响. 另外, 应力撤消后残余键的旋转对变形纳米管的电子结构影响很大.

Omeltchenko 等^[21] 用分子动力学并行算法研究了石墨片中裂纹尖端扩展和断裂的规律, 结果表明对某一晶体取向, 当裂纹尖端达到一临界速度 $0.6 v_r$ (v_r 是 Rayleigh 波速), 会产生等间距多重裂纹分枝, 在表面会产生次分枝和悬垂. 裂纹分枝的形状可用粗糙度来表征. 断裂韧性用 Griffith 分析可知为 $4.7 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 与局部应力分布中推导出的应力强度因子约为 $6 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 一致. Ou-Yang Zhong-can 等^[22] 研究了多壁碳纳米管的变形机理, 曲率弹性、层间范德华力、多壁碳纳米管内外表面的延伸三者之间的竞争决定碳纳米管轴向曲线的平衡形状. 这 3 个能量之和可认为是形状形成能. 当多壁碳纳米管在一类似淬火过程中, 此形成能是负值, 即直的碳纳米管不再稳定, 这样就会导致弯曲和扭曲, 在管壁形成直线和规则盘旋的线, 这结果与实验结果^[23] 一致.

Ru C.Q. 在 2000 年发表了一系列文章^[24~27], 对碳纳米管的受压屈曲变形进行了研究, 他

在研究双壁碳纳米管在轴向压力作用下^[24,25], 发生屈曲失稳时, 由分析临界轴向应变得到一个简单的公式, 可以清楚的表示出壁间的范氏作用力在整个变形中的作用, 结果表明, 如果在一个单壁碳纳米管内部插入一根内管, 则在屈曲发生时, 尽管双壁碳纳米管比单壁碳纳米管的临界轴向载荷因为作用面积的增加而有所增加, 但其临界的轴向应变却没有改变, 仍与单壁碳纳米管屈曲时的情况相同. 在此基础上, 他又对碳纳米管的等效弯曲刚度进行了研究^[26], 并进一步对前面临界应变的公式进行了修正, 他认为单壁碳纳米管的临界应变应该是一个与壁厚无关的材料参数, 其所得出的相关结果与前人所作的分子动力学模拟吻合良好. Ru^[27]还对高压下碳纳米管束的弹性屈曲进行了研究, 根据修正的弹性蜂窝模型, 给出了一个简单的计算临界压力的公式, 并且通过对直径在 1.3 nm 附近的单壁碳纳米管束进行了计算, 求出的临界压力大约为 1.8 GPa, 这些结果与相关文献的结果吻合良好. Ru 的这些研究成果对进一步研究碳纳米管复合材料有着深远的意义. 通过对连续介质力学模型的修正, 推导出一系列描述碳纳米管力学性能的简单公式, 并且取得成功, 这一切都表明可以用连续介质力学的理论框架来研究碳纳米管力学性能, 正如 Yakobson 和 Smalley^[28] 所指出: “连续介质力学的定律的根基令人吃惊的牢固, 可以让人们对待只有几个原子的内在离散的物理对象加以应用”.

3.2 实验方面的进展

自从 1982 年诞生了第一台扫描隧道显微镜 (STM) 和 1986 年制造出了原子力显微镜 (AFM) 后, 极大推动了纳米尺度下材料的测试技术, 同时也为在纳米尺度下的力学实验提供了一个有利的武器.

到目前为止, 测试碳纳米管力学性能的主要工具是透射电镜 (TEM) 和原子力显微镜 (AFM). 方法有以下几种: (1) 用 TEM 观察碳纳米管自由端的热振动, 从而计算出杨氏模量. (2) 测量热导致管振动后电流的波动来得到杨氏模量, 但这种方法只对振动频率在几兆赫兹量级的大尺寸纳米管适用. (3) 用 TEM 观察电场导致力学响应来直接检测单根碳纳米管的性能. (4) 对一端固定的碳纳米管, 在 AFM 下测量力与静态位移, 从而得到杨氏模量和屈服强度. 还可用此方法直接测量单壁碳纳米管束的弯曲弧度来得到弹性模量和剪切模量. (5) 对超长碳纳米管 (~2 mm), 可用小型拉伸装置来测量.

最早测量碳纳米管杨氏模量的实验是 Treacy 等^[29] 做的, 他们认为可以将一端固定的多壁碳纳米管看作是一均匀的同轴悬臂梁, 见图 6. 然后在 TEM 下测量与时间相关的碳纳米管的热振动振幅, 通过计算 11 根碳纳米管的杨氏模量, 得到电弧放电法制备的多壁碳纳米管平均杨氏模量为 1.8 TPa. 总体上说, 管径越小, 其杨氏模量越高. Krishnan 等^[30] 将激光蒸发法制得的纳米管分散在乙醇中, 用碳膜沾取少量悬浮液, 并于空气中晾干. 在 TEM 下可以看到有分散的单壁碳纳米管一端从碳孔中伸出, 可看作是一端固定的悬臂梁. 与上述方法一样, 测量室温下碳纳米管自由端的振动, 通过计算 27 根直径在 1.0~1.5 nm 范围内的纳米管的杨氏模量, 得到其平均值为 1.25 TPa, 此值与多壁碳纳米管的杨氏模量相近. 后来, Osakabe 等^[31] 将此方法作了些改进, 使其对纳米样品的弹性性质的估算更直接. Poncharal 等^[32] 在 TEM 下利用电场诱发使碳纳米管发生振动, 从而测量其共振频率, 然后利用频率 - 模量关系

$$\nu_j = (\beta_j^2 / 8\pi L^2) [(D^2 + D_i^2)(E_b / \rho)]^{1/2}$$

能得到碳纳米管的杨氏模量.

上式中 D 和 D_i 分别是纳米管的外径和内径; E_b 是弹性模量; 当梁通过外弧伸长和内弧压缩弯曲, 可将 E_b 认为是杨氏模量; ρ 是密度; β_j 是 j 次共振的一常数: $\beta_1=1.875$, $\beta_2=4.694$;

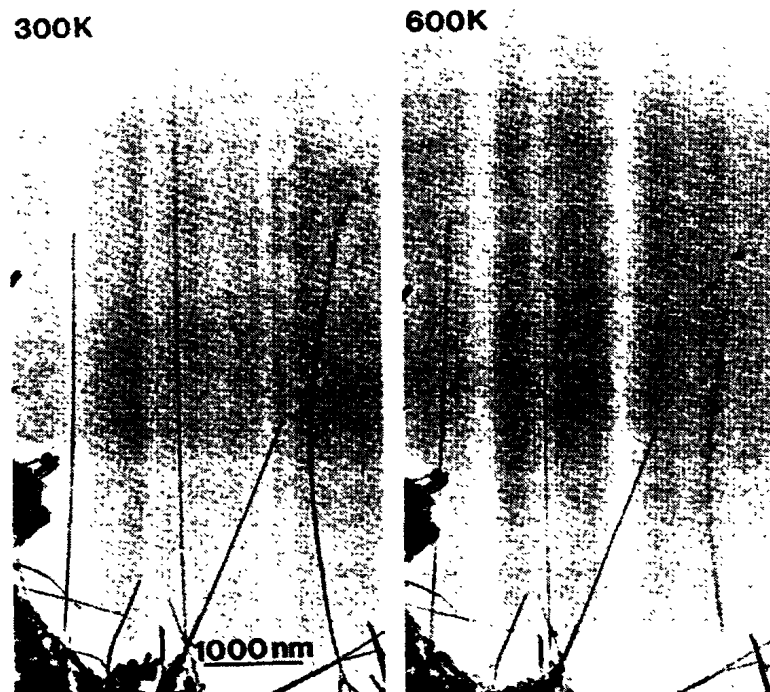


图6 碳纳米管的 TEM 明场像，尖端由于热振动而图象模糊（左图：300 K；右图：600 K）

L 是长度； ν_j 是 j 次共振频率。

实验结果发现当碳纳米管的直径由 8 nm 增加到 40 nm，杨氏模量则从 1 TPa 迅速下降到 0.1 TPa。直径大一些时，杨氏模量值显著下降，这是因为弯曲纳米管靠内的弧度上出现了波纹状的扭曲或皱折，见图 7。这种起皱效应包含着非线性效应，已不能再单纯地使用线性小变形的振动理论描述。Ruoff 和 Lorents^[33] 以及 Kuzumaki^[34] 等也得到过类似结论。Liu^[35] 后来研究了起皱模态对 E 的影响，通过一个简单的模型，利用商业有限元程序 ABAQUS 模拟碳纳米梁的非线性振动，见图 8。通过对起皱情况下的大变形分析，得到新的弯矩与曲率的关系。

Gao & Wang 等^[36] 用上述方法测量了热解乙炔后产生的有序碳纳米管阵列中单根碳纳米管的弯曲模量。从结构上说，化学方法制备的碳纳米管比用电弧 - 放电法制备的碳纳米管有更多的点缺陷（因五边形和 / 或七边形的引入），有的还有明显体缺陷。因此用透射电镜原位观察可以研究力学性能与结构的关系。总的来说，热解产生的碳纳米管，其杨氏模量比电弧 - 放电制得的小 10 倍。

Salvetat 等^[37] 将电弧 - 放电法制得的单壁碳纳米管束分散在乙醇中，取一滴在抛光的氧化铝过滤膜上（200 nm 孔）。其中有碳纳米管大部分与膜表面接触，而悬空部分形成一梁结构，见图 9。由于单壁碳纳米管束与膜之间粘附力大，不会翘起，AFM 对纳米梁施加力，直接测量其相应的变形。应力应变曲线表明碳纳米管是线弹性的（在 3 nN 之内），没有看到永久变形。对于小直径和长的单壁碳纳米管束，推导其单根杨氏模量约为 1 TPa，剪切模量却较低，约为 1 GPa，与多壁碳纳米管相比，单壁碳纳米管束间很低的管间剪切刚度主宰了弯曲行为。这表明若用单壁碳纳米管束作增强材料，必须进一步提高其管间粘附力。

Pan 等^[38] 用 Fe/SiO₂ 薄膜状基体上热解乙炔制得定向排列的超长多壁碳纳米管阵列^[2]，其外径 30 nm，内径 12 nm，管间距 100 nm，沿生长方向取下由纳米管组成的直径 $> 10 \mu\text{m}$ ，长度约 2 mm 的绳，用应力 - 应变拉伸机来直接测量其力学性质（包括 E 和 σ_b ），装置见图 10。绳的

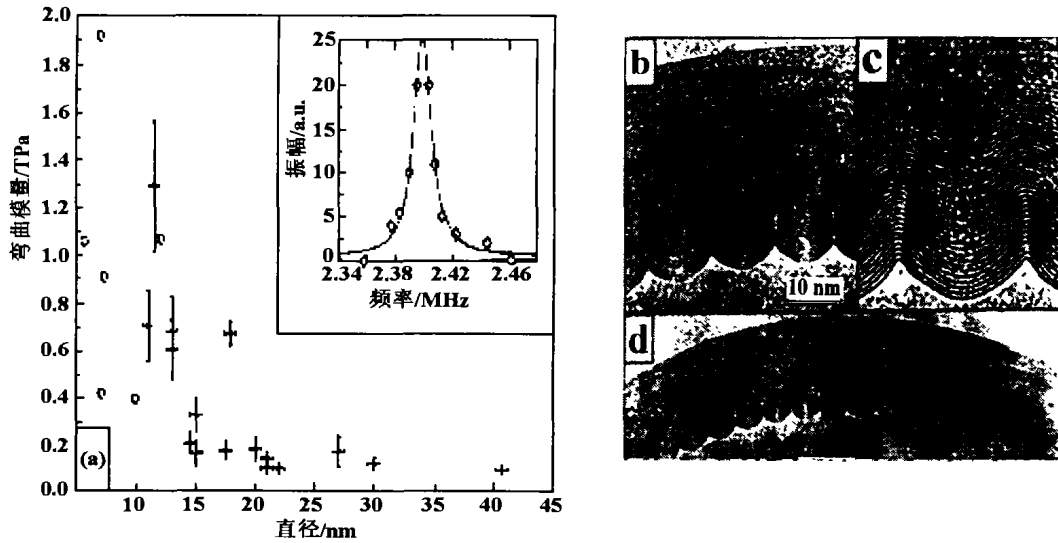


图 7 纳米管的弹性性质: (a) 弹性模量与直径关系图: — 为文献 [19] 结果, \circ 为文献 [16] 结果, 误差为长度和直径的绝对误差. (b), (c) 和 (d) 弯曲碳纳米管的典型的波纹状变形的 HRTEM 图像 (弯曲半径约为 400 nm), 其中 (b), (c) 是 (d) 的局部放大图

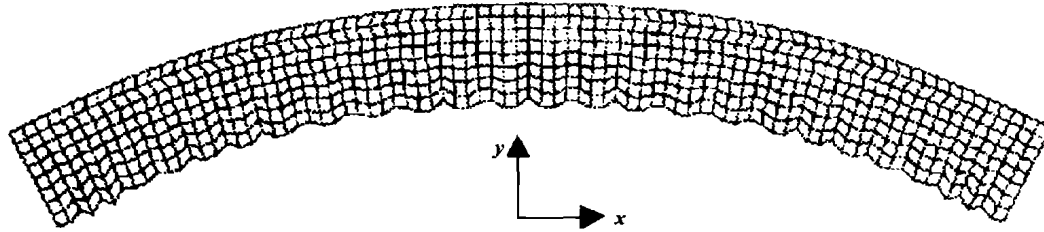


图 8 纯弯曲情况下纳米梁的起皱模拟 (ABAQUS 结果)

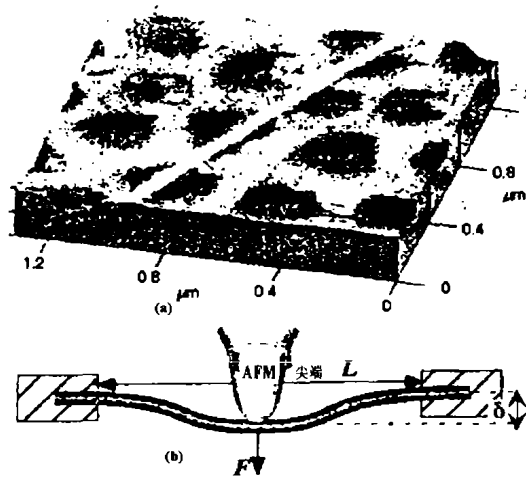


图 9 (a) 粘附在抛光超滤氧化铝膜上的 SWNT 束的 AFM 图象
(b) 装置的示意图: AFM 用来对纳米梁施加外场同时直接测量偏转

一端附在一移动柱上, 另一端是固定的, 对与移动柱相连的永久磁体施加同轴电磁力来对绳子施加力, 其可动端位移可以测出. 测量结果显示平均杨氏模量为 (0.45 ± 0.23) TPa, 拉伸强度为 (1.72 ± 0.64) GPa, 大大低于其理论计算值和其它测量值 (拉伸强度没有测量值, 其理论值认为与石墨晶须相当, 约为 20 GPa). 其原因有: 此实验中的多壁碳纳米管是用化学气相沉积法制备,

比电弧法制备的碳纳米管缺陷多,而理论模拟的多是无缺陷的碳纳米管.另外,此实验中由大量多壁碳纳米管组成的绳用环氧树脂钉杂在固定夹上,这样只有每个管的外层与环氧树脂接触,而每一个管相邻层间可能出现相对滑移^[39],从而显示出比较弱的结合.而且纳米管绳横截面直径的测量也给结果带来偏差.

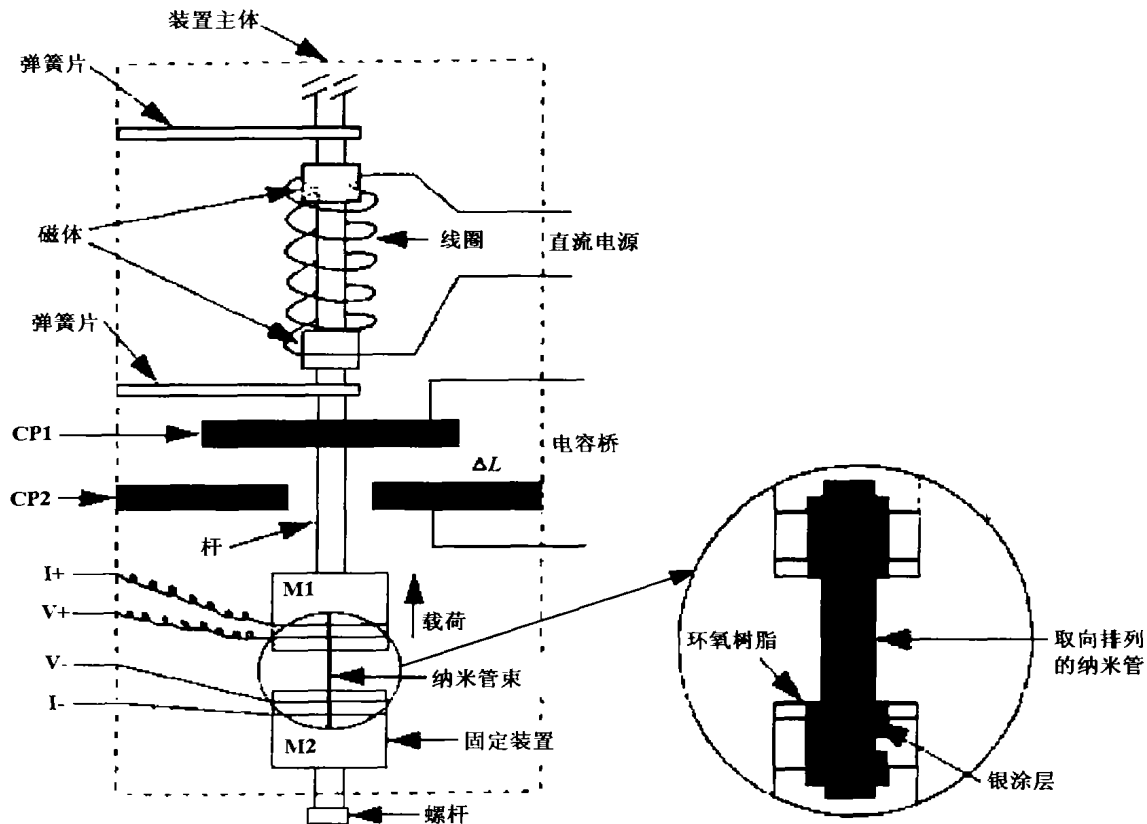
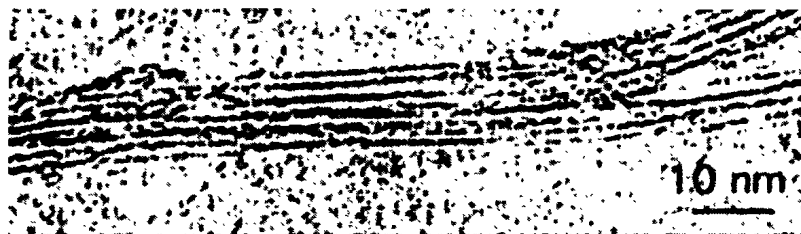


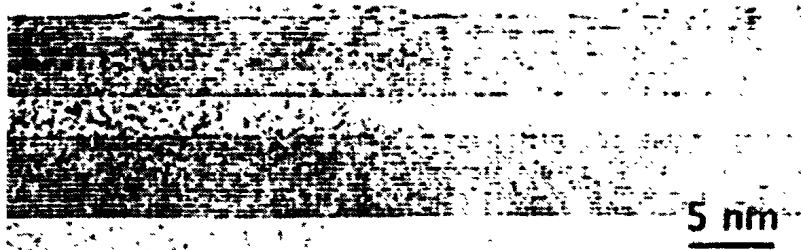
图 10 应力 - 应变装置示意图

Yu 等^[40,41]测定了电弧法制备的多壁碳纳米管在拉伸载荷下的应力 - 应变曲线.每根纳米管用 AFM 尖端加载并在 SEM 下原位观察,发现这些多壁碳纳米管都是从最外层断裂(“剑鞘”断裂机理),而这一层的拉伸强度从 11 GPa 到 63 GPa 不等,杨氏模量值则从 ~270 GPa 到 ~950 GPa,断裂的纳米管在透射电镜下呈现不同的结构. John Cumings 和 Zettl^[42]在 HRTEM 下观察了这种发生剑鞘断裂后的多壁碳纳米管的压缩拉伸行为.由于层间的摩擦力很小,基本上范德华力形成回复力,这样的系统可作为超低摩擦的纳米轴承和纳米弹簧,在纳米机械中将会有广泛的应用. Zheng Quanshui 和 Jiang Qing^[43]认为在上述电弧法产生的结构缺陷极少的多壁碳纳米管所组成的纳米弹簧系统中,可忽略层间滑移阻力,主要回复力是范德华力,计算出此纳米系统的频率可高达几个 GHz,超出微器械可达到的极限.

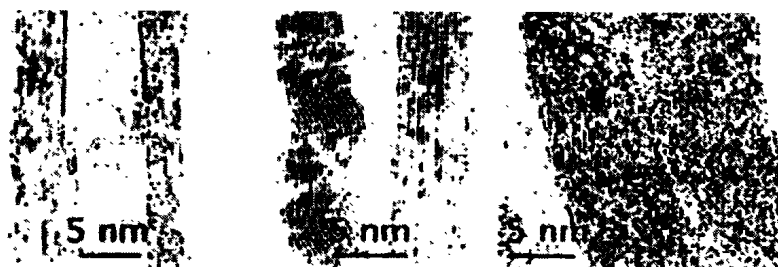
Salvetat 等^[44]所在实验室还定性地研究了碳纳米管的模量与纳米管壁原子结构无序程度之间的关系.他们研究了 3 种碳纳米管:单壁碳纳米管束,电弧法制备的多壁碳纳米管和催化热解法制得的多壁碳纳米管,其 HRTEM 图像见图 11,杨氏模量与无序度的关系见图 12.由于无序度很难用实验方法量化,所以图中只是显示一大概趋势,即随着无序度的增大,其杨氏模量降低.将强度与无序度联系起来,对有效利用碳纳米管的优良力学性能,制备出高性能的复合物是至关重要的.



(a) SWNT 束



(b) 电弧法制备的高度有序的 MWNT



(c) 热解法制备的不同无序度的 MWNT

图 11 不同 CNT 的 HRTEM 图像

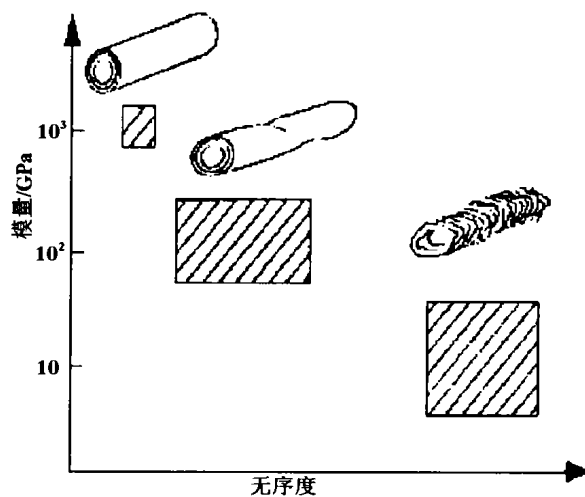


图 12 MWNT 的无序度与模量关系图

总的来说，这些方法都各有长处，在透射电镜下观察，可以直接将其力学性能与细观结构联系起来，而用原子力显微镜，其尖端可以直接对碳纳米管施加力。用小型拉伸机，则操作简单一些，但对样品长度要求较高。因此，寻找新的方法来更精确地测量碳纳米管的力学性质也是目前人们研究的重点。

4 碳纳米管复合材料的研究

碳纤维因其轻质高模量而作为增强元件广泛应用于航天工业、体育工业中,与微米级的碳纤维相比,碳纳米管同时具备高强度、高弹性和高刚度。因此,近年来有关碳纳米管复合材料的研究已成为碳纳米管应用研究的热点之一。碳纳米管复合材料包括一维(纳米线、纳米棒)、二维(薄膜)和三维(块体)复合材料。采用碳纳米管的填充、包覆等方法可以制备出碳纳米管的一维复合材料。包括毛细作用^[45,46]、化学方法^[47~50]、电弧法^[51]、无电极电镀法^[52]和PVD^[53]等方法,制备出的一维复合材料在催化、磁电存储等方面有应用前景。将碳纳米管作涂层^[54],可获得超强的耐磨性和自润滑性,同时具有高热稳定性和耐腐蚀性等优异性能。下面主要介绍碳纳米管作增强材料的三维复合材料的进展。

4.1 碳纳米管 / 金属复合材料

用碳纳米管制作复合材料,首先在金属基上进行,如: Fe/碳纳米管^[55]、Cu/碳纳米管^[56~58]、Al/碳纳米管^[59]等,复合方法一般有快速凝固法和粉末冶金法。马仁志等^[55]采用直接熔化方法合成碳纳米管/Fe复合材料,他们将电弧法制备的碳纳米管研磨成小于300目的粉体后,与200目的工业纯铁粉机械混合,采用高频感应炉在1450°C熔化并保温10min,冷却后得到碳纳米管/Fe复合材料,其中碳纳米管含量为8%(质量比)。结果表明,在适当的淬火工艺下,碳纳米管/Fe复合材料的硬度可达HRC 65,比相同工艺下普通铁碳合金的硬度平均高出(5~10)HRC。差热分析结果表明直到1400°C的高温,碳纳米管都没有相变。高分辨透射电镜观察到复合材料中弥散分布着碳纳米管,碳纳米管在复合材料中能稳定存在而起强化作用。董树荣等^[56~58]将催化热分解法制得的碳纳米管经表面化学镀镍处理后,与粒度约70 μm 的铜粉进行球磨混合60min,经355MPa冷压,850°C真空烧结、轧制、真空退火制成碳纳米管/Cu复合材料,扫描电镜下观察发现碳纳米管的分布较均匀,彼此粘连较少,断口处存在纳米管的拔出和桥接。对试样进行磨损实验,结果表明当碳纳米管的最佳体积分数为12%~15%,其润滑和抑制基体氧化的效果较好,因此复合材料的减磨耐磨性能最佳。

由于碳纳米管的尺寸与金属晶格相比显得太大,因而当碳纳米管加入量超过一定值时,就在晶界上聚集成团,削弱晶格间连接力,反而降低基体的强度。而且复合过程中部分碳纳米管与高温液态金属化合物形成金属碳化物,在碳纳米管和金属基体间形成脆性界面。这些问题都会影响复合材料的力学性能,因此在材料设计和材料制备时应选择合适的分布和合理的工艺。

4.2 碳纳米管 / 高分子复合材料

考虑到碳纳米管与高分子材料具有相近的结构,近年来,也制备了碳纳米管/高分子复合材料。由于高分子材料的机械性能尤其是抗拉强度普遍较低,因此可用碳纳米管增强高分子材料,以扩展高分子材料的应用领域,具有很高的推广价值。

Schadler等^[60]研究了碳纳米管/环氧树脂复合材料中的外场力传递,发现外场力传递与增强体-基体间的截面剪切应力有关。将5%(质量比)多壁碳纳米管超声分散在环氧树脂中,制得复合物,其显微结构表明:碳纳米管分布不均匀,但分散很好。与传统碳纤维不同的是,碳纳米管在复合物中保持弯曲状态并且互相交织。分别测试了复合材料的拉伸和压缩性能。结果表明:压缩模量高于拉伸模量,当压缩时外场力传递得好一些。另外压缩时碳键Raman峰位置显著漂移,表明多壁碳纳米管拉伸时仅外层受力,而压缩时,所有层都受力。Bower等^[61]研究

了碳纳米管 / 高聚物复合材料中碳纳米管的形变. 通过溶液浇铸法制备得到随机分布的多壁碳纳米管 / 热塑高聚物复合体, 然后在高于高聚物的玻璃转变温度时机械拉伸复合体, 在室温时去除外场力, 得到定向多壁碳纳米管 / 高聚物复合体. 切成约 90 nm 薄片在电镜下观察, 发现大部分碳纳米管与拉伸方向平行排列, 在大曲率的弯曲碳纳米管中, 普遍存在着翘曲. 弯曲和 / 或压缩力可能是基体从 100°C 冷却到室温时收缩引起的. 通过分析大量弯曲的碳纳米管可知起始翘曲应变约为 5%, 断裂应变 $\geq 18\%$. 翘曲的波长与管直径成正比. 室温时以恒定应变速率拉伸复合物直至断裂, 在断裂表面可看到碳纳米管被高聚物润湿和纳米管被拔出, 却未见到断裂的碳纳米管, 材料的断裂是由碳纳米管的拔出和基体的断裂造成的. 这表明外场力从高聚物传递到碳纳米管还不足以使碳管断裂. Ajayan 等^[62]研究了单壁碳纳米管 / 高聚物复合材料, 他们观察了单壁碳纳米管束的本征弹性行为与碳纳米管 / 环氧树脂复合物的外场力传递情况. 与上述方法相似, 制备得到定向碳纳米管复合物并拉伸至断裂. 在典型断裂表面, 碳纳米管束交织成网, 可能是由于断裂时纳米管束被拉出基体后又随着复合物的断裂回到断裂面形成的松散的网状. 而有的断裂面纳米管并未整个拔出, 只是完全被拉伸, 见图 13. 他们认为这些情况的出现与 L/d 有关 (L 是平均纳米管长度, d 是表面上裂纹间距). 而且对单壁碳纳米管束 / 高聚物复合材料, 对其力学稳定性和强度起作用的并不是单根碳纳米管的轴向模量, 而是纳米管束的低模量. 因此, 改善方法可以将束分散成单根纳米管, 也可以通过提高纳米管束的粗糙度来强化, 同时也要注意碳纳米管与高聚物的界面.

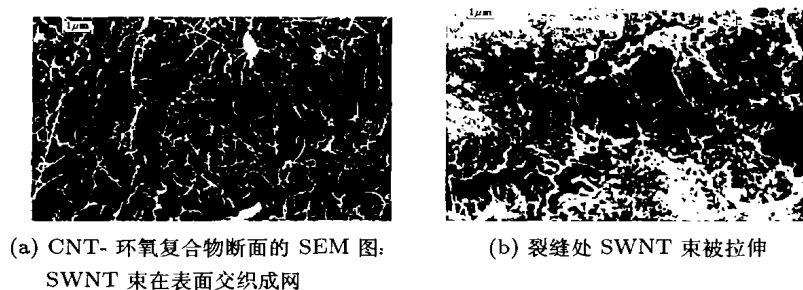


图 13

Qian 等^[63]用高能超声分散辅助溶液蒸发法制备了均匀分散的多壁碳纳米管 / 聚苯乙烯复合材料, 对其样品进行拉伸实验可知, 添加 1%(质量比)的纳米管, 可以使弹性模量提高 36%~42%, 断裂应变增加约 25%, 其增加量还与纳米管的长径比有关. 通过原位 TEM 观察, 裂纹趋向于在低纳米管密度区成核, 然后沿弱的纳米管-PS 界面扩展或在低纳米管密度区扩展, 纳米管垂直于裂纹方向并起桥联作用, 当裂纹张开位移超过约 800 nm 时, 纳米管开始断裂和 / 或从基体中拔出. 纳米管断裂的地方是有明显缺陷的地方. 贾志杰等^[64]用改良原位复合加共混方法制备了碳纳米管 / PA6 复合材料, 使其机械性能有大幅度提高. 他们采用化学气相沉积法制备得到碳纳米管, 经过纯化细化处理得到表面具有大量羟基官能团、纯度超过 95% 且分散性好的碳纳米管. 当与 PA6 原位复合时, 碳纳米管通过表面的羟基参加聚合反应, 使碳纳米管与聚合物的界面之间产生强结合力, 但同时碳纳米管的加入又起着封端剂的作用, 阻碍了聚合物分子链的长大, 削弱了基体的强度, 这可采用改进原位复合工艺来克服, 最后得到具有较高机械性能的碳纳米管 / PA6 复合材料. 同时通过对不同复合方法制备的复合材料拉伸断口扫描形貌分析, 结合其机械性能可知, 碳纳米管在基体中的分散度越高, 其机械性能就越好. 用上述方法制备的碳纳米管 / PMMA 复合材料^[65], 也显示出同样的效果. 许多研究者给纳米管附上化学官能团以提高碳纳米管和高聚物基体间的作用, Garg 和 Sinnott^[66]用经典分子动力学模拟了共价化

学吸附对单壁碳纳米管力学性能的影响, 结果表明不论管的螺旋性和半径如何, 共价化学吸附使最大卷曲力减少 15%. Lordi 和 Yao^[67] 用分子动力学计算来确定碳纳米管 / 高聚物复合材料中的界面结合能和滑移摩擦应力, 研究发现当不用化学方法改变碳纳米管时, 碳纳米管的氢键与 π 键结合使之与表面结合最紧. 令人惊讶的是, 研究表明结合能和摩擦力只是确定界面强度的次要因素, 而螺旋高聚物的构造是最重要的.

4.3 碳纳米管 / 陶瓷复合材料

用碳纳米管增强陶瓷材料, 目前仍处于尝试阶段. Peigney 等^[68,69] 用新颖的原位方法制备出 CNT-Fe- Al_2O_3 , CNT-Fe/Co-Mg Al_2O_4 和 CNT-Co-MgO 纳米复合粉体, 随后在石墨模具中真空热压烧结得到致密块状复合材料. 在纳米复合粉体中, 碳纳米管束构织成网包围着基体粉体. 在其块状复合材料中, 碳纳米管依然呈束状分布, 其长度达微米量级而直径不到 100 nm, 具有良好的伸缩性. SEM 观察到复合材料断面存在纳米管的拔出, 在晶界处, 纳米管束被基体润湿, 同时部分纳米管在热压时进入基体晶粒. 这些纳米管能起到增强的作用, 而位于孔洞处的碳纳米管则不能起到增强的作用. 另外足够的碳纳米管体积分数对增强效果也是很重要的. 此方法制备的粉体中, 碳纳米管的体积含量估计为 20% 以上, 但是热压后的块体中, 其含量大大减少, 在晶粒连接处还出现无序的石墨片状沉积物. 由于以上原因, 碳纳米管的加入并没有使复合材料整体力学性能得到改善. 马仁志等^[70] 采用高温热压法制备了碳纳米管 / 纳米碳化硅复合材料, 他们先用超声波将纳米碳化硅和碳纳米管分散均匀后, 在氩气中 2000°C, 25 MPa 压力氩气氛下热压 1 h 后得到相对密度大于 95% 的致密块状复合材料, 三点抗弯强度和断裂韧性测试表明比在同样条件下制备的单相纳米碳化硅陶瓷性能提高约 10%, 主要是碳纳米管起到了增强增韧的作用. 若改善制备工艺, 可望进一步提高力学性能. Hwang 等^[71] 用表面活性剂辅助碳纳米管分散, 表面活性剂与碳纳米管形成微团, 加入的 SiO_2 溶胶以此为模板, 形成 SiO_2 -CNT 微米棒, 再用这种微米棒作为添加剂来增强 SiO_2 陶瓷, 当碳纳米管的质量含量为 6% 时, 其硬度比纯 SiO_2 片增加了 100%.

从以上工作中可以看出, 若想真正利用碳纳米管的高杨氏模量和高强度, 需要创造条件, 提高其外场力传递效应. 外场力从基体传递到碳纳米管, 对复合材料的力学性质起关键作用. 在传统碳纤维中, 通常用表面处理来提高界面强度, 两种基本方法是提高表面粗糙度或表面活性. 而对单壁碳纳米管, 问题是如何使其与基体有一定反应而又不产生太多缺陷. 对多壁碳纳米管, 管中相邻层间外场力传递值得注意.

5 小 结

目前的研究表明, 与微米级的碳纤维相比, 碳纳米管同时具备高强度、高弹性和高刚度, 在分子器件和提高复合材料力学性能方面已显示出巨大的潜力. 复合材料的力学性能是其组分和分布的函数, 而碳纳米管本身的小尺度、高长径比、易缠绕的特性, 给其制备带来一定困难, 也不利于碳纳米管力学优势的发挥. 因此, 进一步深入研究提高碳纳米管复合材料的力学性能, 需系统研究碳纳米管的尺寸、纯度、缺陷、含量、添加复合工艺及其对复合材料界面结合强度的影响, 同时也要进一步改善碳纳米管的制备工艺, 实现低成本大批量的生产, 推进碳纳米管复合材料的应用.

参 考 文 献

- 1 Iijima S. Helical microtubules of graphitic carbon. *Nature*, 1991, 354: 56~58
- 2 Pan Z W, Xie S S. Very long carbon nanotubes. *Nature*, 1998, 394: 631~633
- 3 张立德, 牟季美. 纳米材料和纳米结构. 北京: 科学出版社, 2001. 420~476
- 4 Sawada S, Hamada N. Energetics of carbon nanotubes. *Solid State Commun*, 1992, 83: 917~919
- 5 Ajayan P M, Iijima S. Smallest carbon nanotube. *Nature*, 1992, 358: 23~25
- 6 Sun L F, Xie S S, et al. Materials Creating the narrowest carbon nanotubes. *Nature*, 2000, 403(6768): 384
- 7 Peng L M, Zhang Z L, et al. Stability of carbon nanotubes: How small can they be. *Phys Rev Lett*, 2000, 85: 3249~3252
- 8 彭练矛, 张灶利, 等. 亚纳米碳管的稳定性 —— 碳纳米管到底可以小到多少. *物理*, 2001, 6: 325~327
- 9 Gao G H. Large scale molecular simulations with application to polymers and nanoscale materials: [dissertation]. California Institute of Technology, 1999
- 10 张明等. 5.5GPa 下碳纳米管的热稳定性研究. *高压物理学报*, 1998, 12(1): 17~21
- 11 张明等. 高压退火对碳纳米管微结构转变的影响. *物理学报*, 1998, 47(2): 270~274
- 12 Yakobson B I, Brabec C J, Bernholc J. Nanomechanics of carbon tubes: Instabilities beyond linear response. *Physics Review Letter*, 1996, 76(14): 2511~2514
- 13 Cornwell C F, Wille L T. Elastic properties of single-walled carbon nanotubes in compression. *Solid State Communications*, 1997, 101(8): 555~558
- 14 Yao N, Lordi V. Young's modulus of single-walled carbon nanotubes. *Journal of Applied Physics*, 1998, 84(4): 1939~1943
- 15 Lordi V, Yao N. Radial compression and controlled cutting of carbon nanotubes. *Journal of Chemical Physics*, 1998, 109(6): 2509~2512
- 16 Yao N, Lordi V. Carbon nanotube caps as springs: Molecular dynamics simulations. *Physical Review B*, 1998, 58(19): 12649~12651
- 17 Nardelli M B, Yakobson B I, Bernholc J. Brittle and ductile behavior in carbon nanotube. *Physical Review Letters*, 1998, 81(21): 4656~4659
- 18 Ruoff R S, Tersoff J, et al. Radial deformation of carbon nanotubes by van der waals forces. *Nature*, 1993, 364: 514~516
- 19 Hertel T, Walkup R E, Phaeton Avouris. Deformation of carbon nanotubes by surgace van der waals forces. *Physical Review B*, 1998, 58(20): 13870~13873
- 20 Zhang P H, Lammert P E, Crespi V H. Plastic Deformations of carbon nanotubes. *Physical Review Letters*, 1998, 81(24): 5346~5349
- 21 Omeltchenko A, Yu Ji, et al. Crack front propagation and fracture in a graphite sheet: a molecular dynamics study on parallel computers. *Physical Review Letters*, 1997, 78(11): 2148~2151
- 22 Ou-Yang Zh-C, Su Zh-B. Coil formation in multishell carbon nanotubes: competition between curvature elasticity and interlayer adhesion. *Physical Review Letters*, 1997, 78(21): 4055~4058
- 23 Zhang B, Zhang X F, Bernaerts D, et al. The texture of catalytically grown coil-shaped carbon nanotubules. *Europhys Lett*, 1994, 27(2): 141~146
- 24 Ru C Q. Axially Compressed buckling of a doublewalled carbon nanotube embedded in an elastic medium. *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, 2001. 1266~1279
- 25 Ru C Q. Effect of van Waals forces on axial buckling of a double-walled carbon nanotube. *Journal of Applied Physics*, 2000, 87: 7227~7231
- 26 Ru C Q. Effective bending stiffness of carbon nanotubes. *Phys Rev B*, 2000, 62: 9973~9976
- 27 Ru C Q. Elastic buckling of single-walled carbon nanotube ropes under high pressure. *Phys Rev B*, 2000, 62: 10405~10408
- 28 Yakobson B I, Smalley R E. Fullerene nanotubes: C_{1 000 000} and beyond. *American Scientist*, 1997, 85: 324~337
- 29 Treacy M M J, Ebbesen T W, Gibson J M. Exceptionally high Young's modulus observed for individual carbon nanotubes. *Nature*, 1996, 381: 678~680
- 30 Krishnan A, Dujardin E, et al. Young's modulus of single-walled nanotubes. *Physical Review B*, 1998, 58(20): 14013~14019

- 31 Osakabe N, Harada K, et al. Time-resolved observation of thermal oscillations by transmission electron microscopy. *Applied Physics Letters*, 1997, 70(8): 940~942
- 32 Poncharal P, Wang Z L, et al. Electrostatic deflections and electromechanical resonances of carbon nanotubes. *Science*, 283: 1513~1516
- 33 Ruoff R S, Lorent D C. Mechanical and thermal properties of carbon nanotubes. *Carbon*, 1995, 33: 925~928
- 34 Kuzumaki T, Hayashi T, Ichinose H, Miyazawa K, Ito K, et al. In-situ observed deformation of carbon nanotubes. *Philosophical Magazine A*, 1998, 77: 1461~1469
- 35 Liu Z, Zheng Q S, Jiang Q. Effect of a Rippling Mode on Resonances of Carbon Nanotubes. *Physical Review Letters*, 2001, 86: 4843~4846
- 36 Gao R P, Wang Zh L, et al. Nanomechanics of individual carbon nanotubes from pyrolytically grown arrays. *Physical Review Letters*, 2000, 85(3): 622~625
- 37 Salvétat J P, et al. Elastic and shear moduli of single-walled carbon nanotube ropes. *Physical Review Letters*, 1999, 82(5): 944~947
- 38 Pan Z W, Xie S S, et al. Tensile tests of ropes of very long aligned multiwall carbon nanotubes. *Applied Physics Letters*, 1999, 74(21): 3152~3154
- 39 Charlier J C, Michenaud J P. Energetics of multilayered carbon tubules. *Physical Review Letters*, 1993, 70(12): 1858~1861
- 40 Yu M F, Lourie O, et al. Strength and breaking mechanism of multiwalled carbon nanotubes under tensile load. *Science*, 2000, 287: 637~640
- 41 Yu M F, Yakobson B I, Ruoff R S. Controlled sliding and pullout of nested shells in individual multiwalled carbon nanotubes. *J Phys Chem B*, 2000, 104: 8764~8767
- 42 Cumings J, Zettl A. Low-friction nanoscale linear bearing realized from multiwall carbon nanotubes. *Science*, 2000, 289: 602~604
- 43 Zheng Q S, Jiang Q. Multiwalled carbon nanotubes as gigahertz oscillators. *Physical review letters*, 2002, 88(4):
- 44 Salvétat J P, Bonard J M, et al. Mechanical properties of carbon nanotubes. *Applied Physics A*, 1999, 69: 255~260
- 45 Ajayan P M, Iijima Sumio. Capillarity-induced filling of carbon nanotubes. *Nature*, 1993, 361: 333~334
- 46 Zhang Z L, Li B, et al. Filling of single-walled carbon nanotubes with silver. *Journal of Material Research*, 2000, 15(12): 2658~2661
- 47 Tsang S C, Chen Y K, et al. A simple chemical method of opening and filling carbon nanotubes. *Nature*, 1994, 372: 159~162
- 48 Liu S W, Zhu J J, et al. Preparation and characteristics of carbon nanotubes filled with cobalt. *Chem Mater*, 2000, 12: 2205~2211
- 49 Gao Y, Liu J, et al. Dense arrays of well-aligned carbon nanotubes completely filled with single crystalline titanium carbide wires on titanium substrates. *Applied Physics Letters*, 1999, 74(24): 3642~3644
- 50 Dravid V P, Host J J, et al. Controlled-size nanocapsules. *Nature*, 1995, 374(6523): 602~602
- 51 Setlur A A, Lauerhaas J M, Dai J Y, et al. A method for synthesizing large quantities of carbon nanotubes and encapsulated copper nanowires. *Appl Phys Lett*, 1996, 69(3): 345~347
- 52 Li Q Q, Fan Sh Sh, Han Wei Qiang, et al. Coating of carbon nanotube with Nickel by electroless plating method. *Jpn J Appl Phys*, 1997, 36(4B): L501~L503
- 53 Zhang Y J, Zhang Q, et al. Coating of carbon nanotubes with tungsten by physical vapor deposition. *Solid State Communications*, 2000, 115: 51~55
- 54 张继红, 魏秉庆, 梁吉, 等. 激光熔覆巴基管 / 球墨铸铁的研究. *金属学报*, 1996, 32(9): 980~984
- 55 马仁志, 朱艳秋, 魏秉庆, 等. 铁 - 巴基管复合材料的研究. *复合材料学报*, 1997, 14(2): 92~96
- 56 董树荣, 张孝彬. 纳米碳管增强铜基复合材料的滑动磨损特性研究. *摩擦学学报*, 1999, 19(1): 1~6
- 57 董树荣, 涂江平, 张孝彬. 纳米碳管增强铜基复合材料的力学性能和物理性能. *材料研究学报*, 2000, 14(增刊): 23~26
- 58 Dong S R, Tu J P, Zhang X B. An investigation of the sliding wear behavior of Cu-matrix composite reinforced by carbon nanotubes. *Materials Science and Engineering: A*, 2001, 313(1-2): 83~87
- 59 Xu C L, Wei B Q, Ma R Z, Liang J, et al. Fabrication of aluminum-carbon nanotube composites and their electronic properties. *Carbon*, 1999, 37(5): 855~858

- 60 Schadler L S, Giannaris S C, Ajayan P M. Load transfer in carbon nanotube epoxy composites. *Applied Physics Letters*, 1998, 73(26): 3842~3844
- 61 Bower C, Rosen R, et al. Deformation of carbon nanotubes in nanotubes in nanotube-polymer composites. *Applied Physics Letters*, 1999, 74(22): 3317~3319
- 62 Ajayan P M, Schadler L S, et al. Single-walled carbon nanotube-polymer composites: strength and weakness. *Advanced Materials*, 2000, 12(10): 750~753
- 63 Qian D, Dickey E C, et al. Load transfer and deformation mechanisms in carbon nanotube-polystyrene composites. *Applied Physics Letters*, 2000, 76(20): 2868~2870
- 64 贾志杰, 王正元, 梁吉, 等. PA6/碳纳米管复合材料的复合方法的研究. *材料工程*, 1998, 9: 3~7
- 65 Jia Z J, Wang Z Y, et al. Study on poly(methyl methacrylate)/carbon nanotube composites. *Mater Sic Eng A*, 1999, 271(1-2): 395~400
- 66 Garg A, Sinnott S B. Effect of chemical functionalization on the mechanical properties of carbon nanotubes. *Chem Phys Lett*, 1998, 295: 273~278
- 67 Lordi V, Yao N. Molecular mechanics of binding in carbon-nanotube-polymer composites. *J Mater Res*, 2000, 15(20): 2770~2779
- 68 Peigney A, Laurent Ch, Flahaut E, et al. Carbon nanotubes in novel ceramic matrix nanocomposites. *Ceramics International*, 2000, 26: 677~683
- 69 Flahaut E, Peigney A, Laurent Ch, et al. Carbon nanotube-metal-oxide nanocomposites: microstructure, electrical conductivity and mechanical properties. *Acta mater*, 2000, 48: 3803~3812
- 70 Ma R Z, Wu J, Wei B Q, et al. Processing and properties of carbon nanotubes-nano-SiC ceramic. *Journal of materials science*, 1998, 33: 5243~5246
- 71 Hwang G L, Hwang K Ch. Carbon nanotube reinforced ceramics. *J Mater Chem*, 2001, 11: 1722~1725

PROGRESS IN MECHANICAL PROPERTIES OF CARBON NANOTUBE AND CARBON-NANOTUBE-BASED COMPOSITES

Gu Ping Wang Yu Li Guanghai¹

Mechanical Department, USTC, Hefei 230027, China

¹Institute of Solid State Physics, CAS, Hefei 230031, China

Abstract This paper reviews the progress on the mechanical behavior of carbon nanotubes and carbon-nanotube-based composites. Firstly, the structure stability and mechanical properties of carbon nanotubes such as theoretical predictions and experimental results are introduced. Secondly, developments on carbon-nanotube-based composites are summarized, including carbon nanotube-polymer composites, carbon nanotube-metal composites and carbon nanotube-ceramics composites. These composites will benefit from the exceptional mechanical properties of carbon nanotubes, but one must pay attention to the problem of load transfer efficiency. Finally, some future development trends are also presented.

Keywords carbon nanotubes, structure stability, mechanical properties, composites