

4 韧化原理



4.1 韧化原理概述

4.1.1 基于强度设计的韧化

4.1.2 基于断裂设计的韧化

4.2 工程材料的韧化

4.2.1 金属材料

4.2.2 陶瓷材料

4.2.3 复合材料

4.1 韧化原理概述



● 材料力学角度

假设材料是无裂纹的，断裂过程必然包含着裂纹萌生阶段，因此以**静力韧度**作为韧化评价参数，需要强度和塑性的配合，强度与塑性的乘积近似为静力韧度，所以也可以**强塑积**作为韧化评价参数（**强韧化**）。

● 断裂力学角度

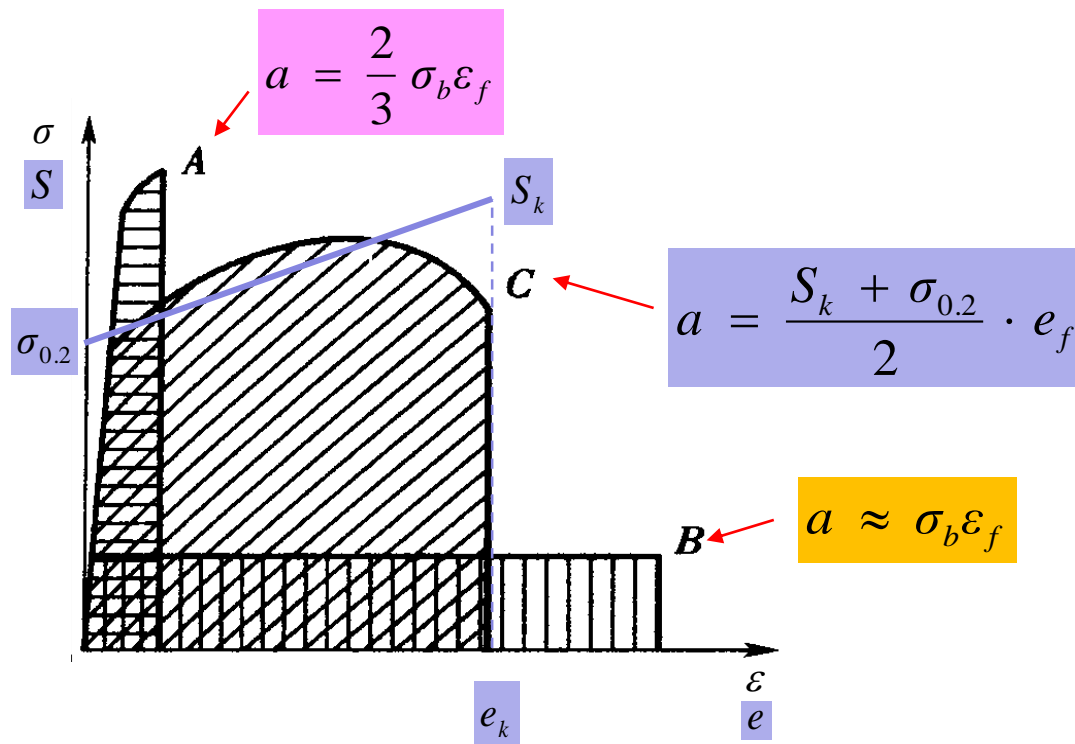
对大型构件或重要构件，需要假设材料或结构中存在固有裂纹，以**断裂韧度**作为韧化的评价参数。由于材料强度多与断裂韧度呈反比，为区分强韧化的概念，可将提高断裂韧度的韧化称为**增韧**。

● 断裂过程角度

- 光滑试样有裂纹形核及裂纹扩展两个阶段，静力韧度包含了裂纹形核功及裂纹扩展功两部分。静力韧度即表征了裂纹形核抗力，也表征了裂纹扩展抗力。
- 裂纹试样的断裂只存在裂纹扩展，断裂韧度表征了裂纹扩展抗力。



4.1 基于强度设计的韧化原理



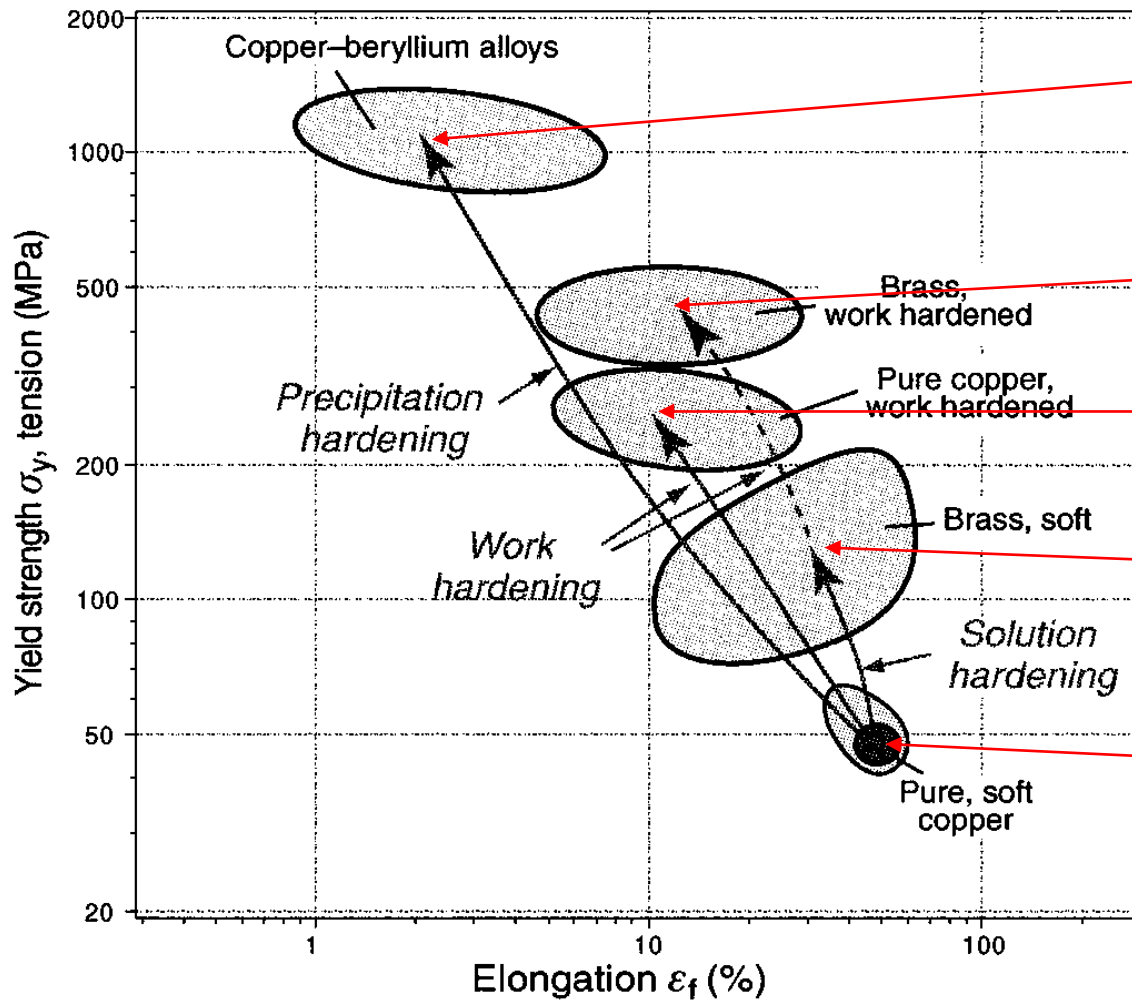
$$a = \alpha \cdot (\sigma_b \cdot \varepsilon_f) \quad (\text{强塑积})$$

基本思路:

- 保证塑性的前提下，尽量提高强度
- 保证强度的前提下，尽量提高塑性



强化机制与塑性的关系



铍青铜：固溶强化+颗粒强化

黄铜：固溶强化+加工硬化

纯铜：加工硬化

黄铜：固溶强化

纯铜：无强化

铜在不同强化机制下的强度和塑性

不同强化机制下强度增量与结构参量的关系



形变强化:

$$\Delta\sigma_s \propto \sqrt{\rho}$$

位错密度

固溶强化:

$$\Delta\sigma_s \propto \sqrt{c}$$

溶质浓度

颗粒强化:

$$\Delta\sigma_s \propto \frac{Gb}{d_T}$$

晶粒直径

细晶强化:

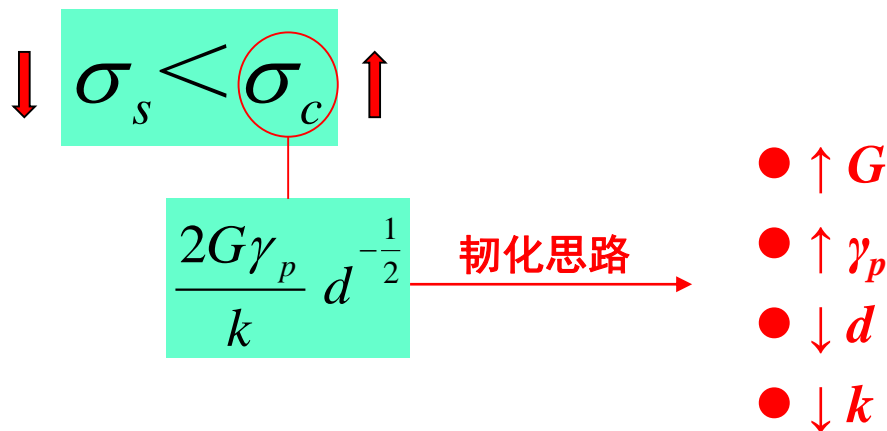
$$\Delta\sigma_s \propto k d^{-\frac{1}{2}}$$

晶粒直径

塑性 ↓

塑性 ↑

韧化思路



各种强化机制下的材料参数变化趋势

强化机制	G	γ_p	d	k	σ_c
加工硬化	—	\downarrow	—	—	\downarrow
固溶强化	—	\downarrow	—	—	\downarrow
颗粒强化	—	\downarrow	—	—	\downarrow
细晶强化	—	\uparrow	\downarrow	—	\uparrow

脆化

韧化

塑性技术指标



●**极限塑性**：以**伸长率** ($\delta\%$) 或**断面收缩率** ($\varphi\%$) 来表征，反映了材料塑性变形容量。

●**均匀塑性**：对于延性较好的材料，拉伸塑性变形过程存在均匀应变硬化和颈缩两个阶段，则达到应变硬化终点（即颈缩起点）时的**均匀伸长率** ($\delta_b\%$) 或**均匀面缩率** ($\varphi_b\%$) 表征了材料均匀塑性变形能力。

●**应变硬化能力**：以**应变硬化指数** (n) 表征，代表材料抵抗继续塑性变形的能力。 n 值在数值上等于均匀塑性变形终了时的真实伸长率所以 n 值高低表示了材料发生颈缩前的依靠硬化使材料均匀变形能力的大小，也意味着因硬化而使应变分配均匀能力的大小。一般来说，材料强度越高， n 值越小。

影响塑性的结构因素因素



- **原子结构：** 决定了键合类型、强弱以及变形本征特性。
- **晶体结构：** 决定了材料借滑移实现塑性变形的潜力。取决于滑移特征，包括滑移系数目和交滑移的可能性。
- **组织结构：** 决定了材料借滑移实现塑性变形的程度。凡是能阻碍位错的因素，一般都能使强度升高，塑性、韧性降低。

材料强韧化的基本原理就是对组织结构进行调控，使材料在强度保持不变或很少降低的情况下尽量提高塑性（延伸率或断裂应变）。

4.1.2 基于断裂设计的韧化



韧化研究的宏观层次在于探讨断裂过程能量消耗的分割。为简单起见，仅考虑准静态加载情况，并忽略断裂所伴随的声、光、电、磁、热过程中释放的能量。裂纹扩展过程时，构件中蕴含的能量流入裂纹尖端区。该能量可转化为三部分耗散功：

- ① **断裂过程功**（裂纹表面能）
- ② **由于裂尖区高应力而激发的外围塑性功**（裂尖塑性变形功）
- ③ **断裂牵连过程（如桥联）所耗散的功**（额外的增韧项）

后两部分能量耗散往往远大于第一部分的能量，但第一部分的能量起到阀门控制的作用。材料的增韧在于提高这三部分能量的总和。

材料断裂能 J 积分的变化可作为增韧的衡量指标。材料的增韧可以归纳为**起裂韧度增值**与**扩展韧度增值**两个范畴。

4.1.2.1 增韧的力学表征



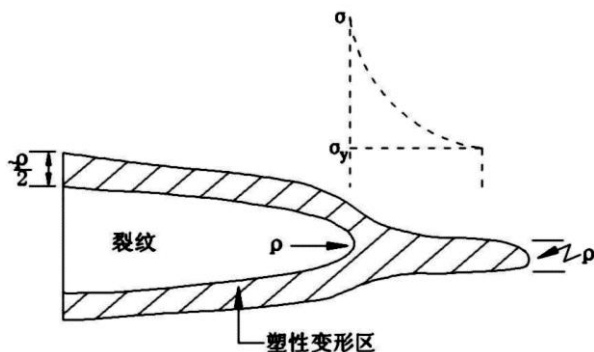
(1) 起裂韧度的增值

裂纹实现起裂所需的 J 积分值为 J_{IC} ，该值与裂纹前方的细观损伤及裂纹顶端轮廓有关。对于脆性和准脆性断裂，起裂韧度即等于临界裂纹扩展能量释放率 G_{IC} ，也等效于断裂韧度，三者之间有下列关系：

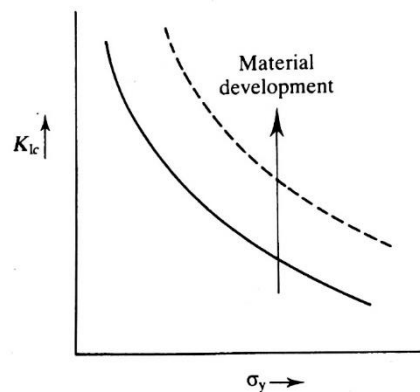
$$J_{IC} = G_{IC} = \frac{K_{IC}^2}{E'} \quad G_{IC} = 2\gamma_s + \gamma_p$$

对金属而言，忽略表面能，有：

$$G_{IC} = B\sigma_{yf}\varepsilon_{fr}\rho$$



裂纹扩展过程中塑性区示意图



提高材料韧性的原则示意图

工程材料的断裂韧度与强度的关系

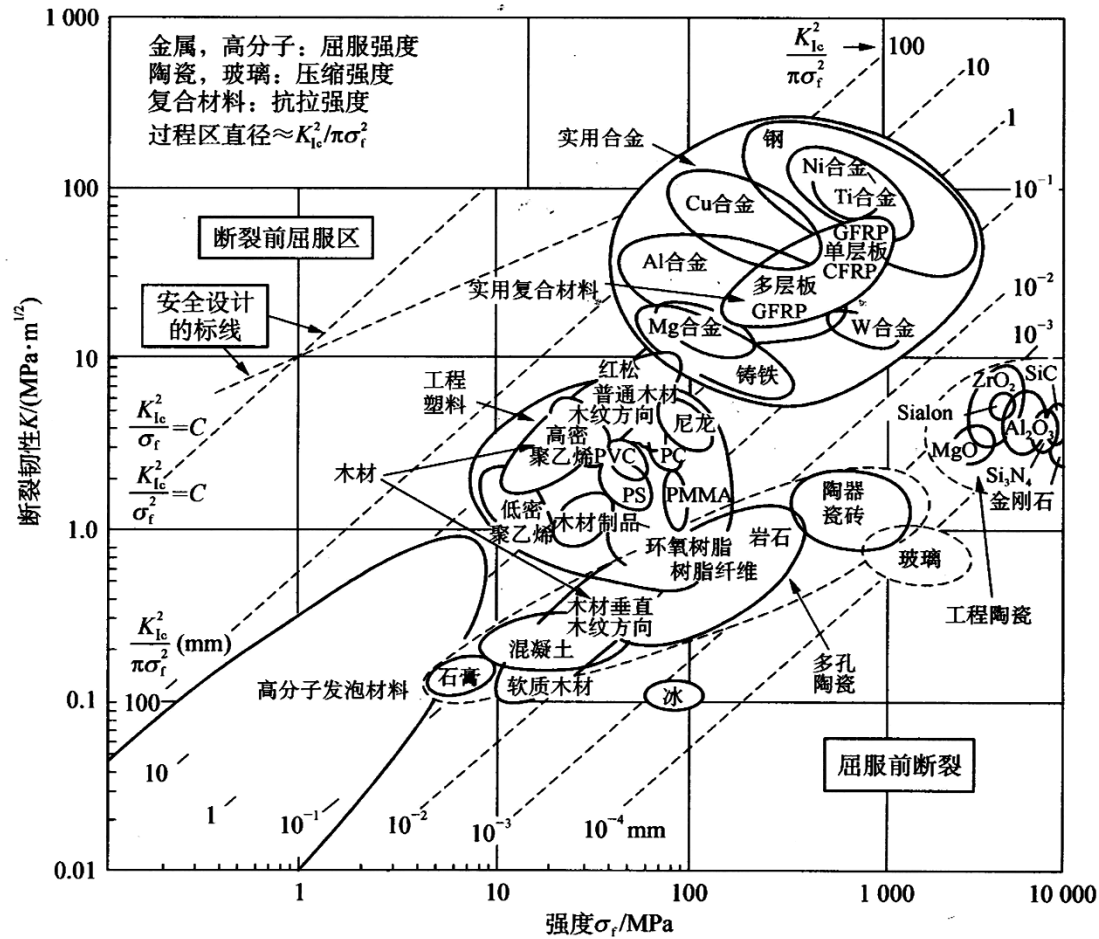


金属

先进陶瓷

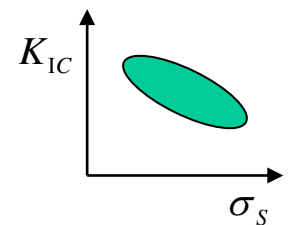
聚合物

传统陶瓷



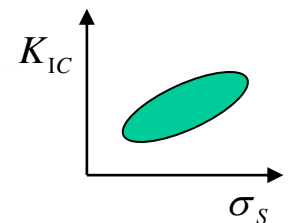
各种材料的强度-断裂韧度相关性图

对同一金属:
屈服强度越高,
断裂韧度越低

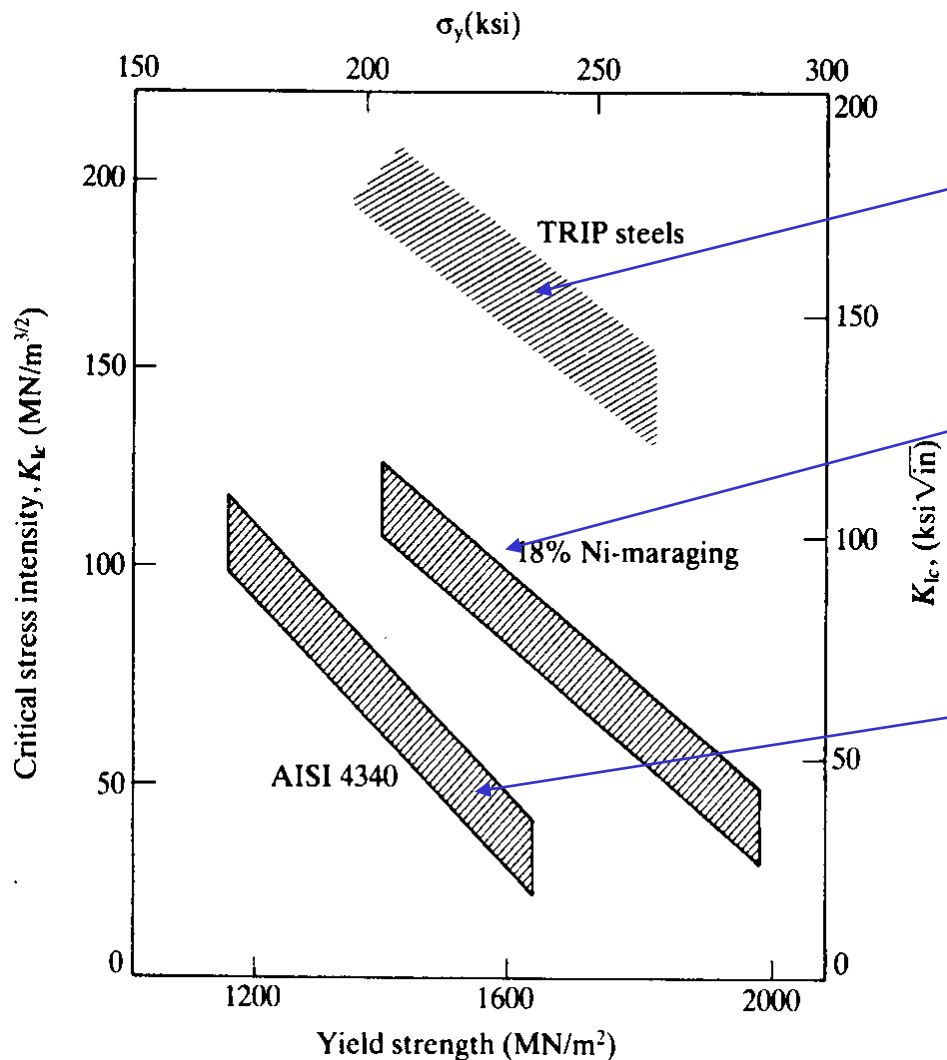


对不同金属:
在塑性相近时,
屈服强度越高,
断裂韧度越高

对不同陶瓷:
强度越高,
断裂韧度越高



三种钢的屈服强度与断裂韧性之间的关系



应力诱发相变钢：韧性最高

马氏体时效钢：高镍、极低碳，由镍强化，韧性较高

一般超高强度钢：碳的固溶强化+碳化物颗粒强化，韧性较低



(2) 扩展韧度的增值

裂纹起裂后的稳态扩展这一过程中所产生的韧度增值为：

$$\Delta J = J_{\infty} - J_{IC}$$

稳态扩展的 J 积分值

ΔJ 可通过能量积分来计算。选择一条围绕裂尖的闭合回路，其对能量积分的贡献有四部分：

① 围绕裂尖的积分 J_{IC}

② 外围道积分 J_{∞} 尾区高度

③ 桥联面上的积分

④ 尾区的积分

ΔJ

$$\Delta J = 2 \int_0^H U(y) dy + \int_L \sigma_B(x) d\delta(x)$$

残余应变能密度 桥联应力 裂纹桥联段 裂纹张开位移

尾区积分对增韧的贡献 桥联面积分对增韧的贡献

4.1.2.2 增韧机制 - 裂尖屏蔽



- ① **相变屏蔽**：相变屏蔽是指裂纹尖端应力诱发相变，吸收大量能量，并且因体积膨胀对裂纹表面产生压应力，降低了裂纹扩展驱动力。
- ② **位错屏蔽**：裂纹尖端前方的位错会在裂纹尖端产生一个负应力强度因子，使得驱动裂纹扩展的有效应力强度因子下降，起到增韧效果。
- ③ **残余应力屏蔽**：当主裂纹扩展进入残余应力区时，残余应力将释放，同时有闭合主裂纹、阻碍其扩展的作用，从而产生增韧效果。
- ④ **畴变屏蔽**：对铁电材料，极化电场可使断裂韧度出现各向异性，裂纹平行于极化方向的断裂韧度高，垂直于极化方向的断裂韧度底。对垂直于极化方向扩展的裂纹来说，在断裂韧度测试时加正电场（即外加电场与极化电场同向）使断裂韧度降低，而加负电场（即外加电场与极化电场反向）却使断裂韧度升高。

4.1.2.2 增韧机制 - 尾区耗能



尾区耗能韧化是指在裂纹扩展过程中，除了要补偿裂纹表面能以外，还存在其他耗能机制达到增韧的效果。

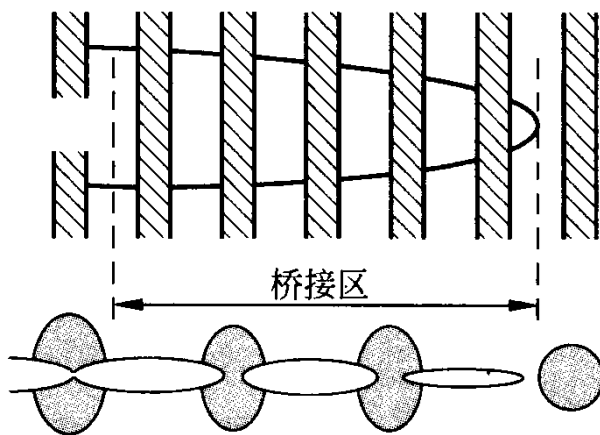
对稳态扩展的裂纹，裂纹尖端前沿的塑性变形要消耗大量外力功，这是金属材料最主要的增韧机制。

对于陶瓷、高分子聚合物材料，若在主裂尖过程区内存在与其平行的微裂纹、银纹等微结构单元时，受载时微裂纹在主裂纹尖端过程区内张开而分散和吸收能量，使主裂纹扩展阻力增大，达到增韧效果。

4.1.2.2 增韧机制 - 裂纹面桥联



在某些情况下，裂纹可以绕过障碍物并使得障碍物保持原状。这样，障碍物就在裂纹尖端尾部构成了一条韧带（未断裂带），即产生所谓的裂纹桥接作用，如下图所示。这个桥接带可以是纤维、晶须以及韧性颗粒。

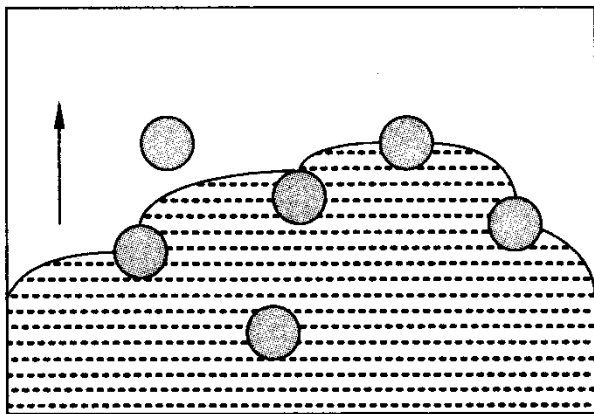


裂纹桥接示意图

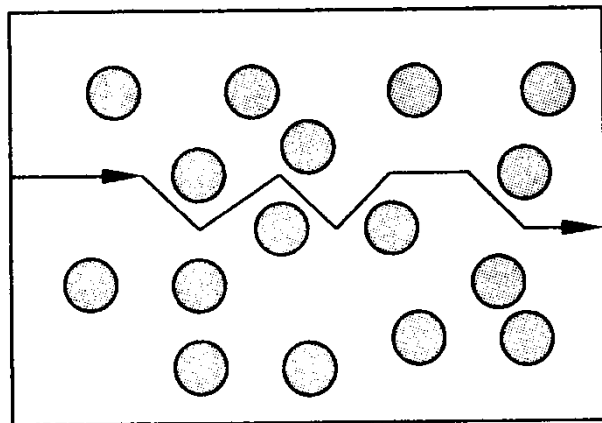
4.1.2.2 增韧机制 - 裂纹扩展路径控制



这类增韧机制的主要目的是在裂纹扩展途径上设置一些障碍物以抑制裂纹运动。这些障碍物可以是第二相颗粒、晶须、纤维，或者也可能是一些不容易产生解理的区域。



裂纹前缘弓形化过程图解



裂纹偏转方向过程图解



4.2 金属材料的韧化

4.2.1 金属材料的韧化

4.2.1.1 基本结构对韧性的影响

固体的基本结构及其对脆性性质的影响

基本特性	脆断倾向增加方向→		
电子键	金属键	离子键	共价键
晶体结构	密排晶体	低对称性晶体	
有序度	无序固溶体	短程有序	长程有序



4.2.1.2 材料因素对韧性的影响

(1) 合金元素

合金元素的引入，将使断裂逐渐由延性变成脆性。它们影响断裂行为的方式主要有四种机制。

- **强化晶格**：增加形变时晶格的阻力，使变形困难，应力松弛难以进行，促进裂纹形成，降低裂纹扩展塑性功，降低断裂表面能等（**Fe**中加 **Si**）。
- **改变变形机制**：（1）降低层错能，促进平面状滑移，抑制交滑移，抑制应力松弛，促进脆断（**Cu**中加 **Zn**）；（2）促进孪生（**Fe**中加 **P**）。
- **引起组织改变**：（1）细化晶粒（**V**中加 **Ti**）；（2）产生沿晶偏聚（致脆）（**Cu**中加 **As**）；（3）消除沿晶偏聚（增韧）（**钢**中加 **Mn**）。
- **对特殊环境介质敏感**：如应力腐蚀断裂、氢脆等。

(2) 杂质元素



不同的金属材料体系，“有害”的杂质元素种类不同，这与它们的原材料形式及冶炼方法有关。例如在钢中，最有害的是S、P，其次是As、Sn等；在钛合金中，是O、N、C等。下表列出了钢的纯净度对力学性能的影响，可以看出，在主要合金元素含量不变的情况下，只是提高纯净度就会使材料的断裂韧性得到明显改善。

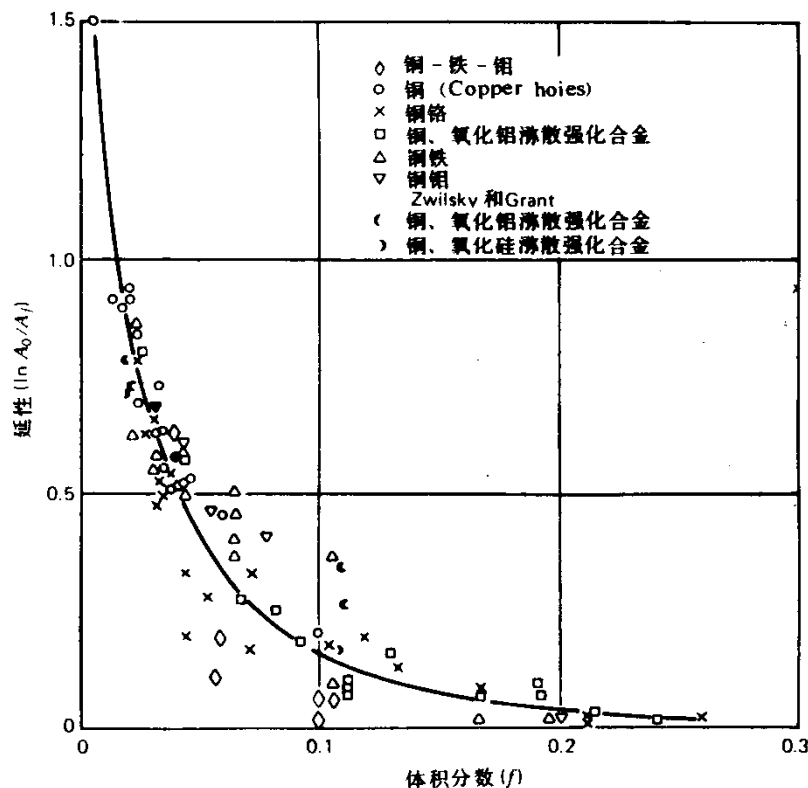
钢的纯度对力学性能的影响

力学性能	4340钢		18Ni 马氏体时效钢	
	工业纯	高纯度	工业纯	高纯度
屈服强度 (MPa)	1406	1401	1328	1303
抗拉强度 (MPa)	1519	1497	1354	1362
断裂应变 (mm/mm)	0.287	0.515	0.717	1.005
断裂韧性 (Mpa. m ^{1/2})	74.8	107.5	121.8	164.6 (K _Q)

(3) 第二相颗粒、夹杂物



第二相颗粒既是阻碍位错运动、产生强化的因素，又是裂纹萌生之处及裂纹扩展通道，从而产生脆化的因素。因此，随第二相颗粒含量的增多，在产生强化的同时，脆化倾向急剧增大。

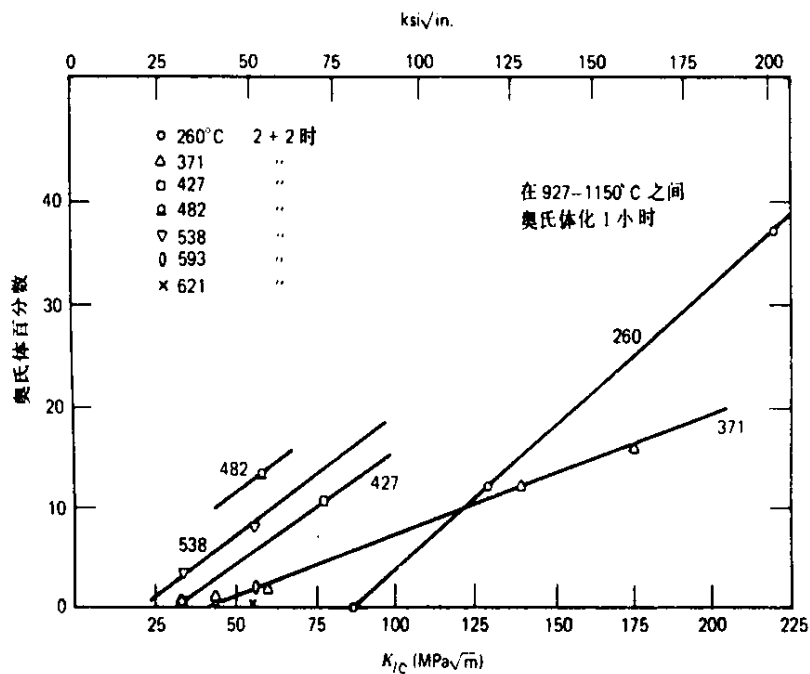


夹杂物的体积分数对不同金属材料断裂延性的影响

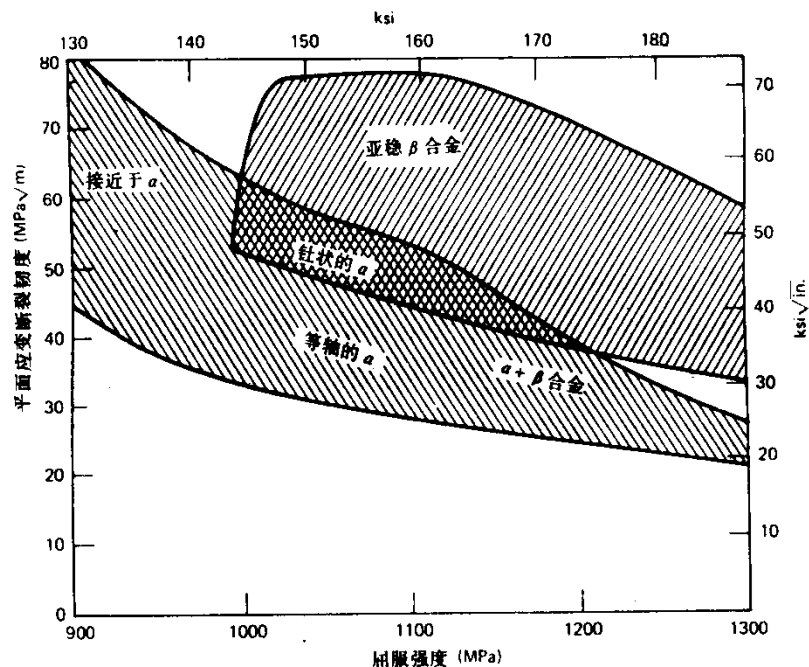
(4) 双相结构调配



一般来说，fcc结构的金属比起bcc和hcp结构的金属具有更好的韧性，但强度可能略低。因此，在组织中获得适量的fcc相，将在不降低强度或强度降低不大的条件下大幅度提高韧性。这在具有同素异构转变的铁及钛合金中都得到证明。



AFC77合金的 K_{IC} 与残余奥氏体含量的关系

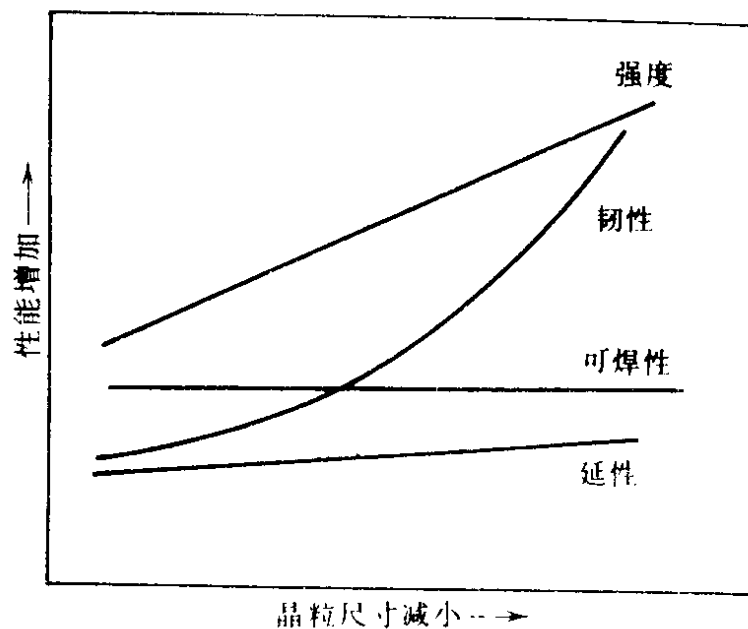


合金强度和显微组织对钛合金韧性影响明

(5) 组织粗细



显微结构的细化，包括晶粒细化，是既提高材料强度、又提高其韧性的唯一可能途径。



细化晶粒对金属材料重要性能影响

4.2.1.3 金属材料韧化方法



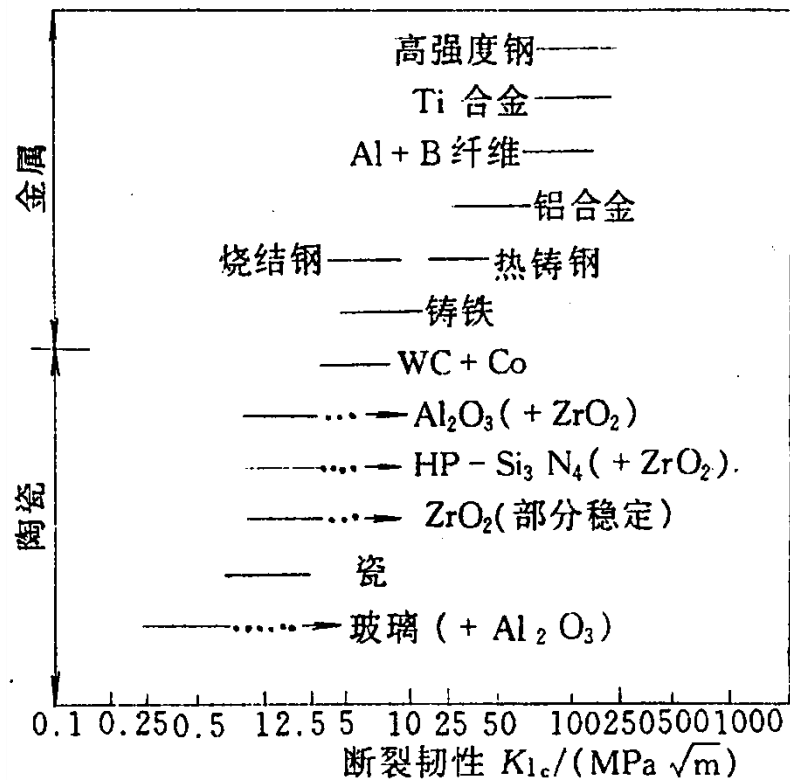
- (1) 改进合金的清洁度，除去降低韧性的有害元素、气体、及减少脆性夹杂物。这可以通过合理选择冶炼和铸造工艺实现。
- (2) 获得最佳相结构。这可以通过合金化实现。
- (3) 发展最佳显微组织结构，包括组织类型、晶粒细化等。这可以通过合金化、热加工、热处理工艺实现。

4.2.2 陶瓷材料的韧化



一些陶瓷材料和金属材料的断裂能

材料	体积密度 g/cm ³	晶粒尺寸 μm	断裂能 J/m ²
氧化铝			
95% Al ₂ O ₃		20	44
99.9% Al ₂ O ₃		5	22
	3.48	10	16
氧化镁	3.51	50	19.5
	3.56	100	35
氮化硅			
反应烧结			11.4
热压 HS-130	2.6		43
热压 13% Y ₂ O ₃			109
硬铝			1.4×10^5
铜			5×10^5
铸钢			5×10^5
铸铁			4×10^3

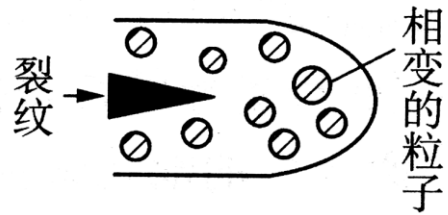


陶瓷材料与金属材料断裂韧性的比较

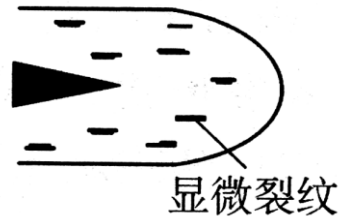


陶瓷材料增韧机制

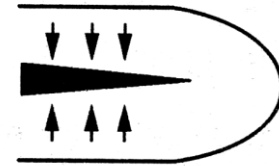
陶瓷材料



应力诱发相变

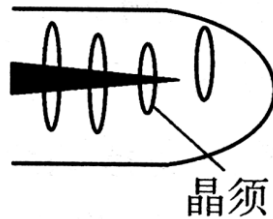


微裂纹

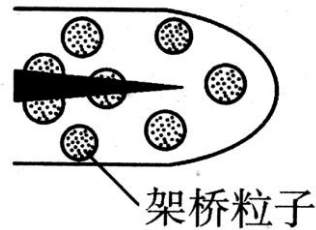


残余压应力

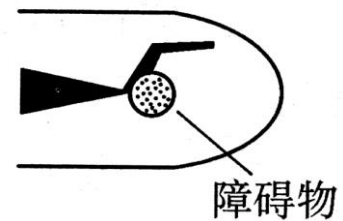
陶瓷基复合材料



拔出 (桥联)



钝化 (桥联)



裂纹偏转

相变增韧 (以 ZrO_2 为例)



ZrO_2 由高温冷至室温过程中，会发生两种同素异构转变：



其中， $t \rightarrow m$ 转变属于马氏体转变，有下列两个特征：

- 产生约5%的体积膨胀
- 吸收大量的能量

相变增韧思路：将 t 相亚稳至室温，使其能在随后受外力时再发生应力诱发 $t \rightarrow m$ 转变，通过下列两个效应起到增韧效果：

- 体积膨胀的 m 相对裂纹区造成压应力，使裂纹闭合，不易扩展
- 相变过程本身吸收裂纹尖端区域大量的弹性应变能

形成亚稳 t 相的条件



- 加入稳定剂 (Y_2O_3 、 CaO 、 CeO 等)，根据稳定剂种类、加入量及热处理，室温下可能出现下列四种组织状态：
 - ($t+m$) 双相组织;
 - ($c+t$) 双相组织;
 - ($c+t+m$) 三相组织;
 - 全稳定 t 相组织 (**TZP**)
- PSZ (Partial Stabilized Zirconia)**
- t 相晶粒直径 d 也是影响冷却过程中 $t \rightarrow m$ 转变的一个重要因素。一般，随 d 减小，马氏体相变开始点 M_s 下降，即 t 相越稳定。实际陶瓷中，晶粒尺寸并不均匀，而是有一个尺寸分布范围，因此存在一个临界直径 d_c ：
 - $d > d_c$ 的晶粒在冷却到室温后已转变为 m 相，不能产生应力诱发相变增韧；
 - $d < d_c$ 的晶粒在冷却到室温后仍然保留为 t 相，有可能产生应力诱发相变增韧。

形成亚稳 t 相的条件（续）



- 室温下 t 相对应力的稳定性也与 d 有关。一般，随 d 减小， t 相稳定性增加（即不易发生应力诱发 $t \rightarrow m$ 转变），因此，又存在一个临界直径 d_I ：

— $d > d_I$ 的晶粒可发生应力诱发 $t \rightarrow m$ 转变，起到增韧效果；

— $d < d_I$ 的晶粒不发生应力诱发 $t \rightarrow m$ 转变，无增韧效果；

因此综合起来，能发生应力诱发相变增韧的晶粒尺寸应满足下列要求：

$$d_I < d < d_c$$

图示为含有亚稳 $t\text{-ZrO}_2$ 陶瓷中裂纹扩展时，裂纹尖端应力诱发 $t \rightarrow m$ 转变及其引起应力分布变化示意图。

可见，体积膨胀对主裂纹产生压应力，使裂纹尖端应力场强度因子下降，阻碍了裂纹扩展。若要裂纹继续扩展，必须提高外加应力水平，这样，随着应力水平的提高，裂纹尖端产生 $t \rightarrow m$ 转变的过程区不断前进，并在后面裂纹上、下表面留下过程区轨迹（尾迹区）。

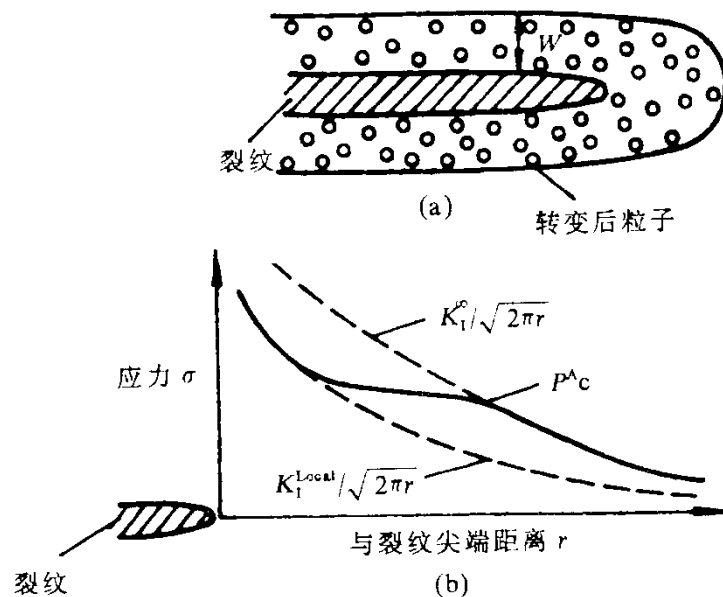


图 9.1 裂纹尖端应力诱发 $t \rightarrow m$ 相变韧化示意图^[11]



实验表明，存在另一个临界直径 d_m ($> d_c$)，则当：

- $d > d_m$ 时，冷却 $t \rightarrow m$ 转变会诱发显微裂纹；
- $d_c < d < d_m$ 时，冷却 $t \rightarrow m$ 转变不会诱发显微裂纹，但有残余应力存在。

相变诱发的显微裂纹尺寸很小。它们在主裂纹尖端过程区内张开而分散和吸收能量，使主裂纹扩展阻力增大，达到增韧效果。

由于过程区内微裂纹吸收的能量与微裂纹表面积（即微裂纹密度 f_s ）成正比，所以由微裂纹韧化效果在微裂纹不相互连接的前提下（即 f_s 不是足够高），随 f_s 增加而增加。

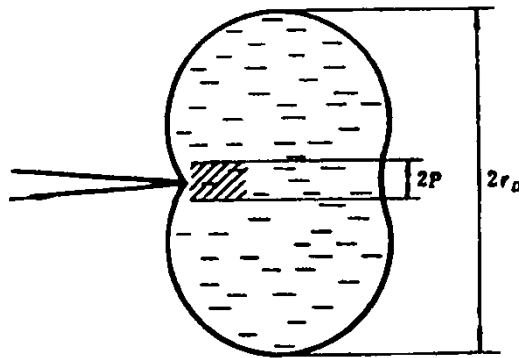


图 9.6 主裂纹尖端微裂纹“分散区”($2r_D$)和“过程区”($2P$)^[15]

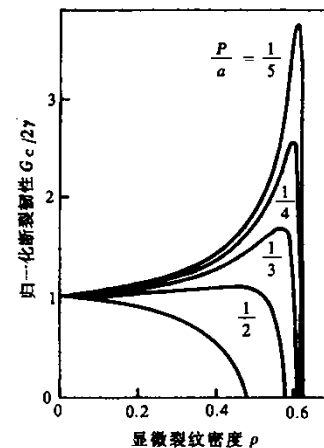


图 9.7 归一化断裂韧性^[15]与显微裂纹密度的关系^[15]



当 t 相晶粒直径在 $d_c < d < d_m$ 之间时，虽然冷却到室温已经发生了 $t \rightarrow m$ 转变，但由于其晶粒直径相对较小，累积膨胀应变变量也小，所以不能诱发显微裂纹。但在这部分 m 相晶粒周围存在着残余应力，当主裂纹扩展进入残余应力区时，残余应力将释放，同时有闭合主裂纹、阻碍其扩展的作用，从而产生增韧效果。

相变复合增韧效果



任何陶瓷材料的晶粒尺寸都不是均匀单一的，而是有一个尺寸分布范围，不同尺寸的晶粒具有不同的增韧方式，因此上述几种韧化机制常常相伴而生，即所谓“相变复合增韧”。

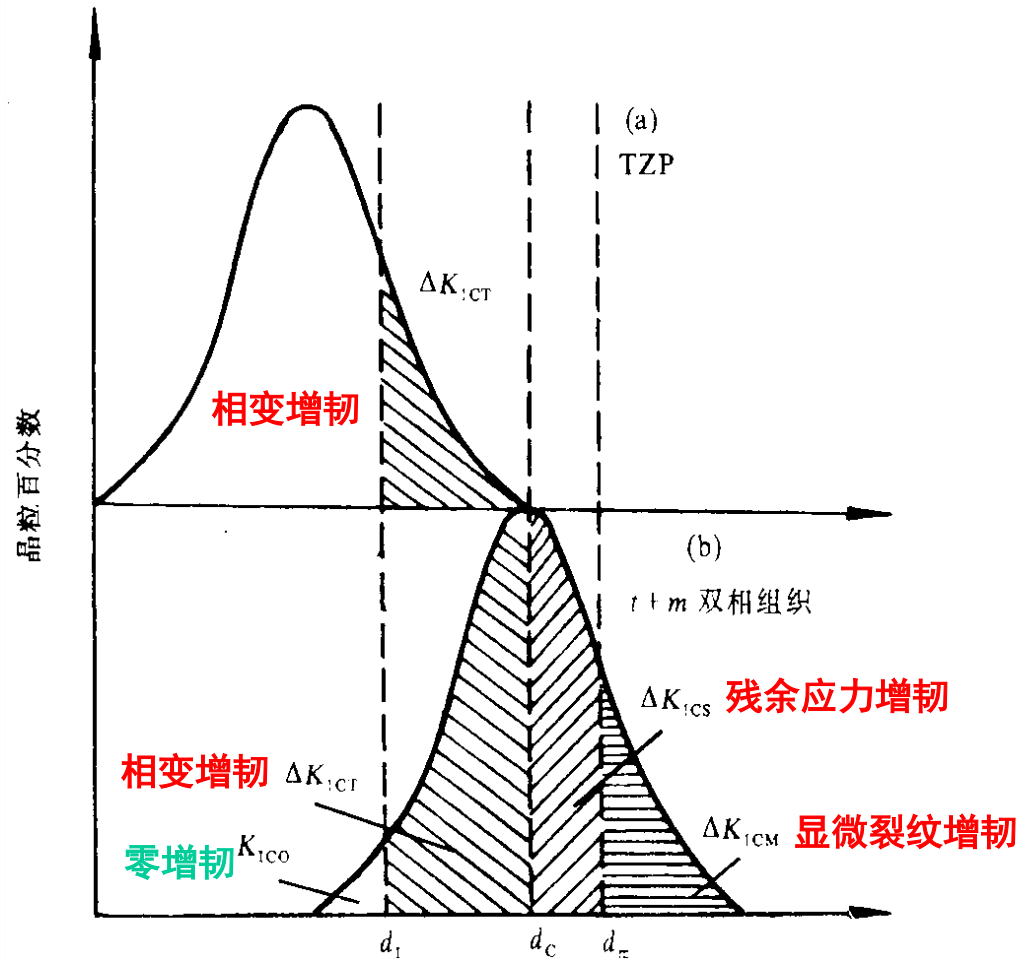


图 9.11 不同尺寸晶粒的韧化机理 [10]



例：ZrO₂ 粒子相变增韧其它基体陶瓷

以上所述仅为ZrO₂陶瓷本身的增韧机制。若将其 t → m 相变作用引入 Al₂O₃、Si₃N₄、莫来石等其它陶瓷基体，也可产生显著的增韧效果，如右图和下表所示。

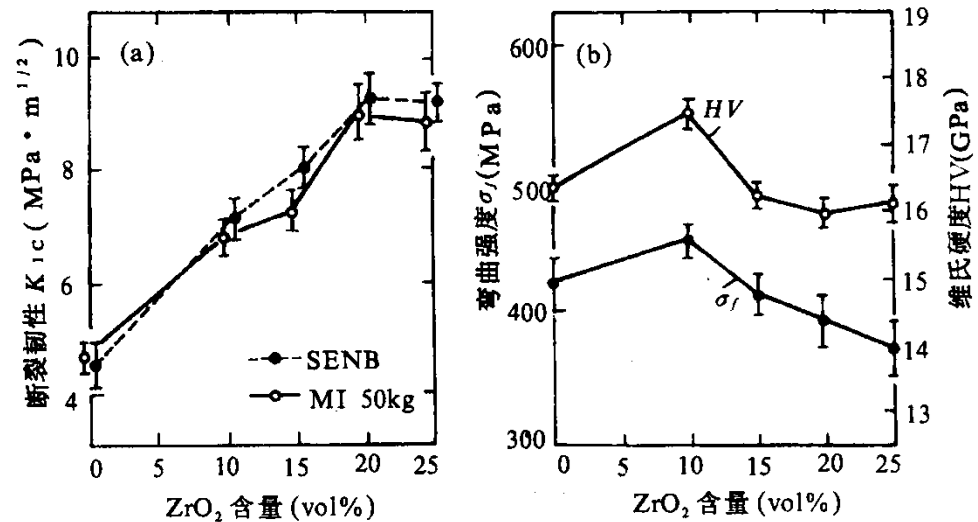


图 9.16 热压 Al₂O₃-ZrO₂(2Y)陶瓷的力学性能^[9]

表 9.3 ZrO₂ 增韧 mullite 及 Si₃N₄ 复合材料的性能^[24~27]

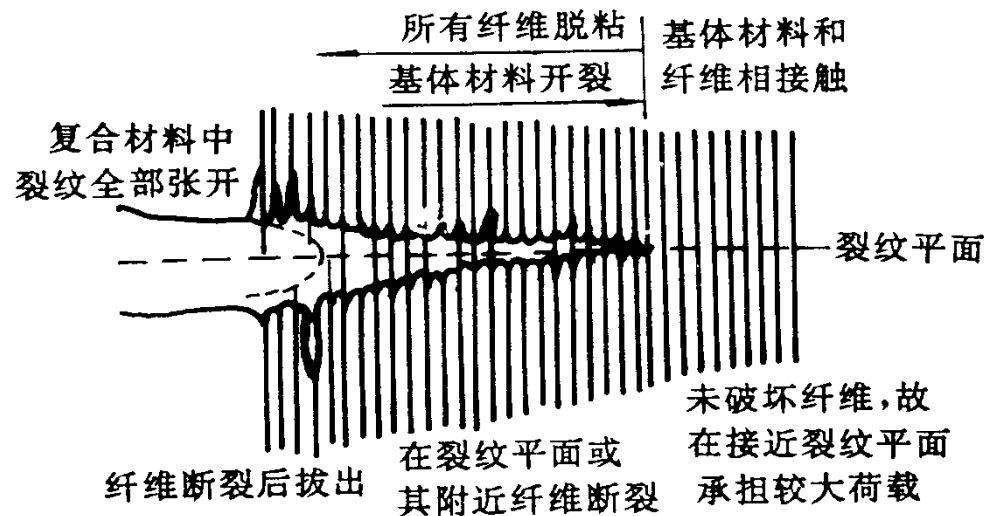
材 料	σ_f (MPa)	K_{1C} (MPa·m ^{1/2})
mullite	224	2.8
mullite+ZrO ₂	450	4.5
Si ₃ N ₄	650	4.8~5.8
Si ₃ N ₄ +ZrO ₂	750	6~7

表 9.4 给出了其它几种 PSZ 的强度与韧性值。

4.2.3 复合材料的韧化



象金属材料一样，可假设复合材料的破坏是从材料中固有的小缺陷发源的，例如有缺陷的纤维。基体与纤维界面处的裂纹尖端及其附近，有可能发生纤维断裂、基体变形和开裂、纤维与基体分离（纤维脱粘）、纤维拔出等模式的破坏，如图所示。因此，断裂时有多种能量吸收机制，比单一均质材料的断裂复杂得多。



在裂纹尖端附近复合材料有可能发生破坏的几种模式示意图

(1) 纤维拔出



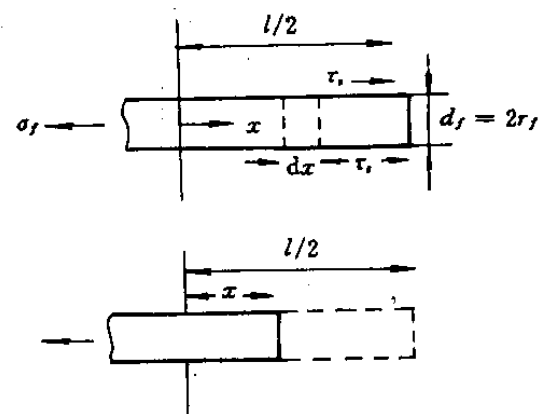
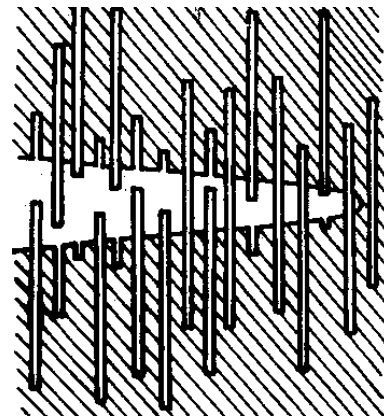
设：拔出过程中界面剪应力不变，且等于基体屈服应力 τ_s ，纤维埋入端的长度为 $(L/2)$ ，则：

- 拔出纤维时的拉力为： $\sigma_f \pi r_f^2$
- 遇到的阻力为： $(2\pi r_f) \left(\frac{L}{2} \right) \tau_s = \pi r_f L \tau_s$

令两者相等可解得：
$$\sigma_f = \frac{L \tau_s}{r_f} \quad (1)$$

则拔出一根纤维所作的功为：

$$U_f = \int_0^{\frac{L}{2}} 2\pi r_f x \tau_s dx = \frac{1}{4} \pi r_f L^2 \tau_s \quad (2)$$





(1) 纤维拔出 (续)

若单位裂纹表面由 N 根纤维，则裂纹一侧单位面积上埋入长度为 $(L/2) \sim [(L/2) + dL]$ 范围内的纤维数为 $(2NdL/L)$ 。再设裂纹一侧单位面积上纤维拔出功为 $(G_{fp}/2)$ ，考虑到裂纹有两个表面，故有：

$$\frac{G_{fp}}{2} = \int_0^{\frac{L}{2}} \frac{2NU_f dL}{L} \quad (3)$$

由于 $V_f = N\pi r_f^2$ ，将 (2) 式代入 (3) 式可得：

$$G_{fp} = \frac{V_f \tau_s L^2}{24 r_f} \quad (4)$$

当 $L=L_{cr}$ 时， $G_{fp} \rightarrow G_{fp\max}$ ，则此时有：

$$G_{fp\max} = \frac{V_f \tau_s L_{cr}^2}{24 r_f} = \frac{V_f d_f \sigma_{fu}^2}{48 \tau_s} \quad (5)$$

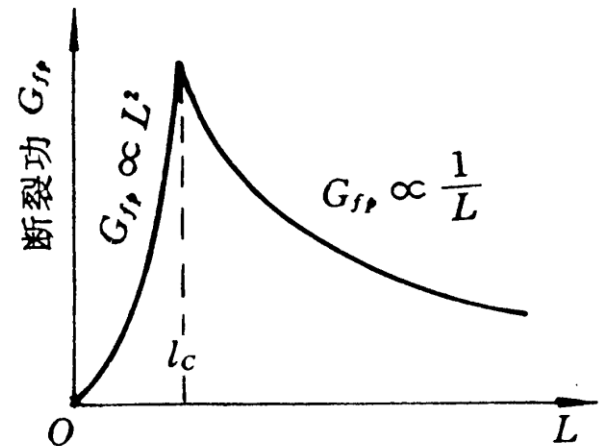


图 5-16 不连续纤维复合材料，将纤维拉出 L 长度所作的断裂功

为了达到最大纤维拔出功，应尽量使 L_{cr} 增大，并且使纤维长度更接近于 L_{cr} 。若 $L > L_{cr}$ ，则由于纤维还要断裂，纤维拔出现象减少，实际拔出功反而降低。

(2) 纤维断裂



思路：

裂纹面之间的纤维在裂纹张开过程中被拉长，并相对于未屈服的基体产生错动，最后因受力过大而断裂。断裂后纤维又缩回基体，错动消失，释放出弹性应变能。

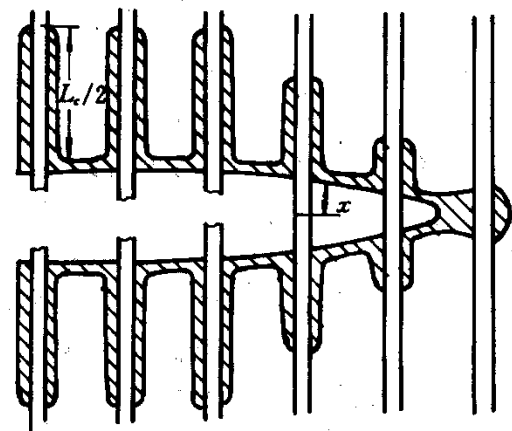


图 5-17 连续纤维在裂纹张开时在裂纹面处的破坏模型，其中埋入基体内 $L_c/2$ 长的一段纤维被拉长和相对于基体错动，影线部分标明基体屈服

基本假设：

- 储存在长为 dx 一段纤维的弹性能为 $(\pi r_f^2 dx) \left(\frac{\sigma_f^2}{2E_f} \right)$
- 由于纤维断裂可发生在 $(L_{cr}/2)$ 处，则只需考虑这一段长度的弹性能和相对于弹性基体的错动；
- 若 x 为纤维断裂时从纤维断面到裂纹面的长度，则在计算纤维应力时，应用 $(L_{cr} - 2x)$ 来代替 L 。

(2) 纤维断裂 (续)



纤维元储存的弹性能为:
$$dU_f = \frac{\pi r_f^2 dx \sigma_f^2}{2E_f} = \frac{\pi (L_{cr} - 2x)^2 \tau_s^2 dx}{2E_f} \quad (1)$$

纤维元相对于基体错动 u 距离作的功为:
$$dU_{mf} = 2\pi r_f \tau_s dx \cdot u \quad (2)$$

而:
$$u = \int_0^{L_{cr}/2} \varepsilon_f dx = \int_0^{L_{cr}/2} \frac{\sigma_f}{E_f} dx = \int_0^{L_{cr}/2} \frac{(L_{cr} - 2x) \tau_s}{E_f r_f} dx = \frac{\tau_s (L_{cr} - 2x)^2}{4r_f E_f} \quad (3)$$

将 (3) 式代入 (2) 式后可发现: $dU_f = dU_{mf}$

则总功为:
$$U_f + U_{mf} = \frac{1}{E_f} \int_0^{L_{cr}/2} \pi \tau_s^2 (L_{cr} - 2x)^2 dx \quad (4)$$

相应断裂功 G_f 为 $2N(U_f + U_{mf})$, 则利用 $\frac{L_{cr}}{2} = \frac{d_f \sigma_{fu}}{4\tau_s}$ 及 $V_f = N\pi r_f^2$ 可得:

$$G_f = \frac{V_f d_f \sigma_{fu}^2}{6E_f \tau_s} = \frac{V_f L_{cr} \sigma_{fu}^2}{3E_f}$$

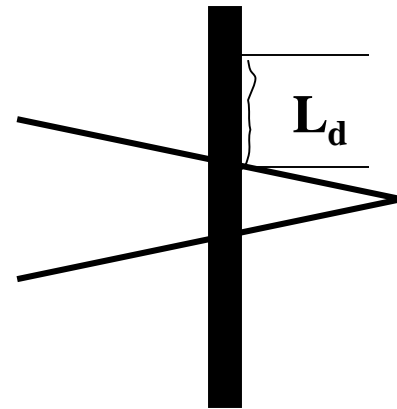
以C/环氧为例, 取 $\tau_s=6\text{MPa}$; $\sigma_{fu}=2.3\text{GPa}$; $V_f=0.5$; $r_f=4\mu\text{m}$, 则计算得到:
 $G_{fp}=150 \text{ KJ/m}^2$, 而 $G_f=3.6 \text{ KJ/m}^2$ 。

(3) 界面脱粘



若纤维一端脱粘长度为 L_d ，则这一段纤维不能再承载，因此，脱粘功 g_d 可近似认为等于储存在 L_d 一段纤维中的弹性应变能，即：

$$g_d = \frac{\sigma_{fu}^2}{2E_f} \cdot \frac{\pi}{4} d_f^2 \cdot 2L_d$$



考虑到单位截面上有 N 根纤维，而 $V_f = N\pi r_f^2$ ，则脱粘功为：

$$G_d = N \cdot g_d = \frac{\sigma_{fu}^2}{E_f} V_f L_d$$

例如，典型纤维 $\sigma_{fu}=2000$ MPa， $\varepsilon_{fu}=1$ ，对 $V_f=50\%$ ，若取 $L_d=50\mu\text{m}$ ，则可计算得： $G_d=0.5$ KJ/m²。

(4) 塑性基体变形



由几何关系知：

$$\frac{\lambda}{V_m} = \frac{d_f}{V_f} \quad \text{或:} \quad \frac{\lambda}{d_f} = \frac{V_m}{V_f}$$

假设基体为理想塑性基体，则在塑性区中单位体积的变形能为 $\sigma_m \varepsilon_m$ （ σ_m 、 ε_m 分别为基体上的最大应力和应变）。

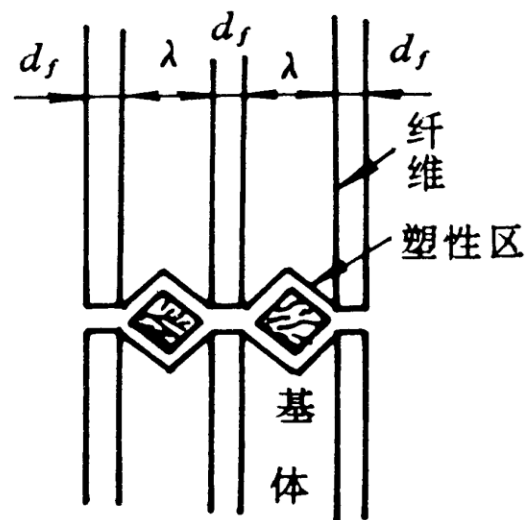


图 5-18 复合材料基体塑性区的二维模型

基体对形成复合材料单位面积裂纹面的能量 G_{mb} 正比于基体体积 V_m 与基体体积塑性变形功的乘积，可导出：

$$G_{mb} = V_m \sigma_m \varepsilon_m \lambda = V_m \sigma_m \varepsilon_m \frac{V_m}{V_f} d_f = d_f \sigma_m \varepsilon_m \frac{V_m^2}{V_f}$$

总结：脆性材料增韧途径

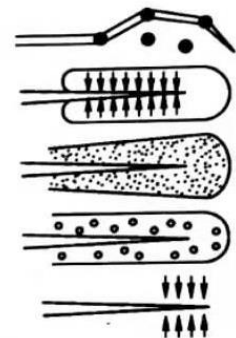


1. 裂纹的偏转现象



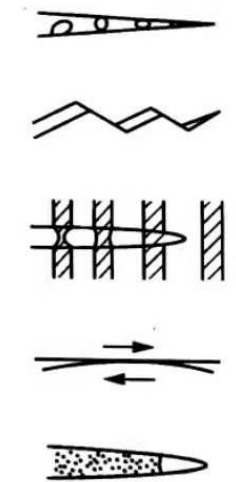
2. 局部封闭, 屏蔽现象

- 相变增韧
- 显微裂纹增韧
- 裂纹墙形成的塑性
- 裂纹应力场内的空洞生成
- 残余应力场
- 裂纹尖端的位错形成的屏蔽



3. 相接触形成的屏蔽现象

- 楔子效应
- 腐蚀产物引起的裂纹闭合
- 裂纹表面粗糙引起的裂纹闭合
- 架桥效应
- 由韧带或纤维产生的韧化
- 滑动效果
- 裂纹面滑动形成的干涉
- 楔子+桥接效果
- 流体压引起的闭合



4. 局部区域的屏蔽与接触屏蔽

- 现象的复合
- 塑性引起的闭合
- 相变引起的闭合

