

WC系钢结硬质合金断裂过程 与断裂机制的研究

游兴河 李晓明 施绍明

(合肥工业大学)

[摘要] 用金相显微镜观察了WC系钢结硬质合金在三点弯曲载荷作用下的断裂过程。试验结果表明,在外加载荷作用下,裂纹首先在WC相粗大粒子和碳化物偏集区WC相粒子界面及碳化物偏集区的孔隙处萌生;随着应变量增大,已开裂WC相粒子中的解理裂纹张开粗化,与此同时较小的WC相粒子发生开裂;裂纹沿WC相与WC相粒子界面扩展,并穿过WC相粒子间的钢基体相薄层;然后裂纹沿WC相或二次碳化物粒子与钢基体相交界面扩展并撕裂钢基体相,最终导致试样完全断裂。作者根据对断裂过程的观察和断裂试样断口的分析结果,讨论了WC系钢结硬质合金断裂的微观机制,并提出了提高材料抗脆性断裂能力和防止早期破裂的途径。

钢结硬质合金工模具在使用过程中多数是以早期崩刀和断裂而报废,未能充分发挥其固有的耐磨损性。鉴此,本文进行了钢结硬质合金断裂过程的观察和断裂微观机制的探讨,以期从中找出某些有益的规律,提高这类材料的强韧性。

一、试验材料及试验方法

1. 试验材料及试样

试验材料用经锻造的WC系钢结硬质合金(50%WC-钢)经电火花线切割加工成 $0.6 \times 5 \times 22\text{mm}$ 试样,而后进行退火,工艺为 860°C 加热3小时,炉冷至 730°C 保温4小时,随炉冷至 550°C ,出炉空冷。试样的最终热处理工艺采用 1020°C 加热奥氏体化后进行油淬,分别在 200°C 、 280°C 、 560°C 回火2小时和在 250°C 、 300°C 、 380°C 硝盐溶炉中等温停留,小时后空冷。经最终热处理的试样制成

金相样品备用。

2. 实验方法

观察断裂过程的实验装置如图1所示。

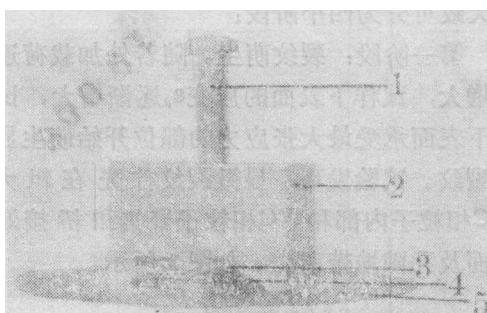


图1 实验装置

1—加载螺钉; 2—夹具; 3—试样; 4—显微镜物镜; 5—显微镜载物台

把制备好的试样置于夹具2中。试样抛光面向下对准金相显微镜物镜4,用加载螺钉1将试样3固定在夹具体2内,整个夹具放在

显微镜载物台 5 上。用加载螺钉加载，同时在放大500倍下观察试样表面是否产生显微裂纹和裂纹扩展途径。并通过显微镜微调螺丝上刻度盘的读数计算出试样下表面的应变量 ϵ_g [1]。

用扫描电子显微镜进行断裂试样的断口分析。

二、试验结果

1. WC系钢结硬质合金的断裂过程

WC系钢结硬质合金的金相显微组织如图 2 所示。在三点弯曲载荷作用下观察不同

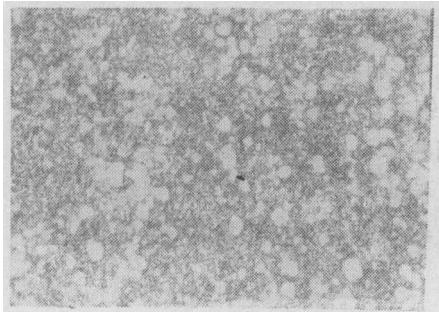


图2 WC系钢结硬质合金退火态的金相显微组织 $\times 500$

热处理状态试样的断裂过程，发现其断裂过程大致可分为四个阶段：

第一阶段：裂纹萌生。随着外加载荷逐渐增大，试样下表面的应变 ϵ_g 逐渐增大，试样下表面承受最大张应力的部位开始萌生显微裂纹。试验发现，显微裂纹首先在粗WC相粒子内部和WC相粒子聚集和桥接界面及孔隙地带萌生，如图 3 所示。

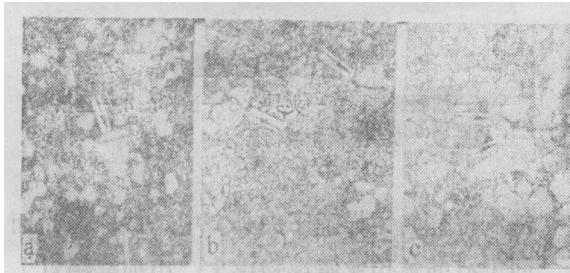


图3 最先萌生的显微裂纹 $\times 500$

第二阶段：已开裂WC相粒子中的裂纹粗化及较小WC相粒子开始产生显微裂纹，如图 4 所示。图 4 a是在应变 $\epsilon_g = 0.85\%$ 时粗大WC相粒子开始产生的显微裂纹。图 4 b是在更大的应变 $(\epsilon_g = 1.59\%)$ 时，显微裂纹张开粗化。没有发现裂纹尖端向钢基体相中扩展，说明钢基体相具有一定的塑性变形能力，可松弛裂纹前端的应力集中，并使裂纹尖端钝化。

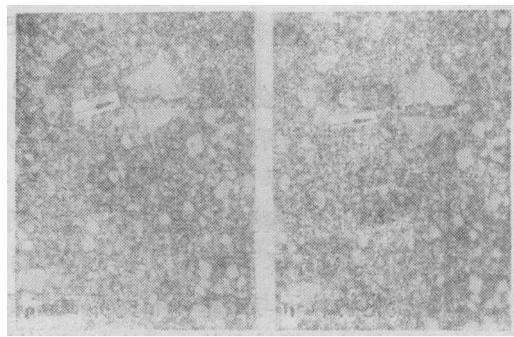


图4 已开裂WC粒子中显微裂纹在更大应变下张开粗化 $\times 500$

第三阶段：裂纹扩展。随着应变 ϵ_g 进一步增大，显微裂纹张大粗化到一定程度时，便发生裂纹的扩展，如图 5 所示。其扩

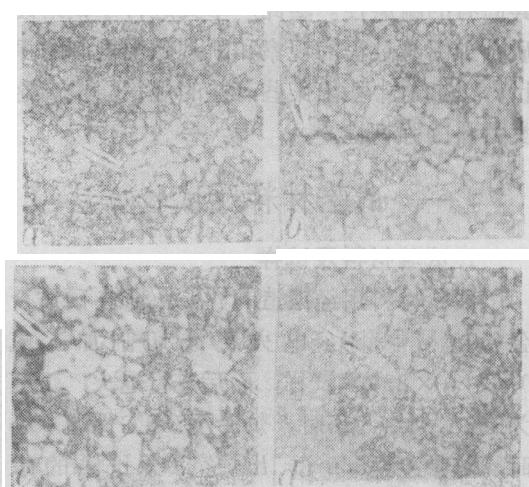


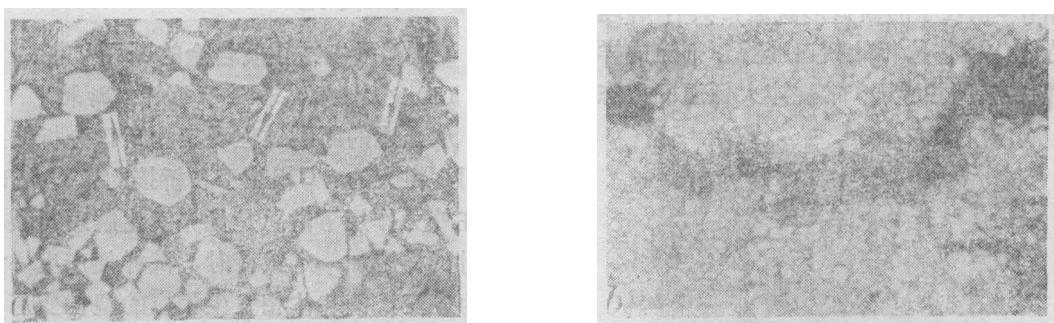
图5 裂纹扩展的各种情况 $\times 500$

展的可能途径有四种：①穿过已开裂两WC相粒子间的钢基体相薄层扩展，如图 5 a箭

头所示；②沿WC相粒子与钢基体相界面扩展，如图5 b所示；③沿WC相粒子，包括沿聚集WC相粒子或桥接WC相粒子界面扩展，如图5 c所示；④沿硬质相聚集区孔隙密集处扩展，形成“之”字形走向，如图5 d所示。

第四阶段：断续裂纹撕裂钢基体相形成

连续裂纹，导致试样完全断裂。钢基体相的断裂过程是首先在WC相粒子或二次碳化物粒子与钢基体相界面形成微孔，并向钢基体相一侧长大和微孔聚合的过程，如图6a所示，最后连接合并成连续的裂纹，如图6 b所示。



a. 扫描电镜图象 $\times 2000$

b. 金相照片 $\times 500$

图6 断续裂纹撕裂钢基体相形成连续裂纹的过程

2. 热处理对WC系钢结硬质合金断裂过程的影响

对不同热处理状态的WC系钢结硬质合金断裂过程的观察结果发现，断裂基本过程大致相同。但由于不同热处理状态的钢基体相组织不同，试样在外加载荷作用下，所表现出的抗断裂能力也不同，即试样开始产生显微裂纹和完全断裂时的应变量以及断裂后主裂纹两侧的支裂纹条数不同，如表1所示。从表1可以看出：(1)随着回火温度和等温淬火温度提高，WC相粒子开始产生显微裂纹时的应变量 ε_0 增大，说明WC相粒子

开始萌生显微裂纹前试样发生的塑性变形增大；(2)试样完全断裂时的应变量 ε_t 增大，说明试样完全断裂前钢基体相发生了较大的塑性变形；(3)试样断裂后主裂纹(断口)两侧的支裂纹条数增多，表明试样在外加载荷作用下，其应变区域增大，即试样主裂纹两侧的塑性变形区域增大。由此可见，通过热处理改善WC系钢结硬质合金钢基体相的塑性，可以提高钢结硬质合金的抗断裂能力。

3. 断口形貌

用扫描电子显微镜对断裂后试样的断口

表1

不同热处理状态试样的断裂行为

试样的断裂行为	热处理状态(1020℃奥氏体化)					
	回火温度, ℃(油淬)				等温淬火温度, ℃	
	200	380	560	250	300	380
WC相粒子开始萌生显微裂纹时的应变量 ε_0 , %	0.28	0.29	0.45	0.31	0.42	0.63
试样完全断裂时的应变量 ε_t , %	0.47	0.53	0.67	0.63	0.89	1.24
试样断裂后主裂纹(断口)两侧支裂纹的平均条数	几乎没有	3.5	10	3	7	14

分析表明，钢结硬质合金的断口是由脆性的硬质相和塑性的钢基体相的复合结构所决定。其硬质相WC相的断口为脆性(解理)断口特征；钢基体相则具有韧性断口特征。因此，WC系钢结硬质合金的断口形貌具有D-B(韧-脆)复合断口特征，如图7所示。硬质相WC相粒子的断口形貌通常具有解理断口特征。钢基体相的断口形貌，则随试样热处理状态不同而异。常规淬火低温回火态钢

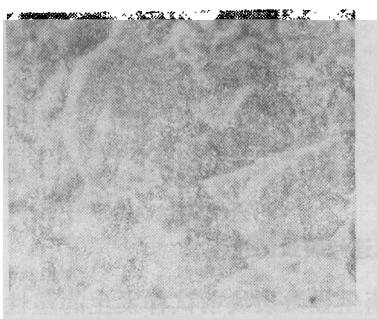


图7 WC系钢结硬质合金的断口形貌特征 $\times 300^0$

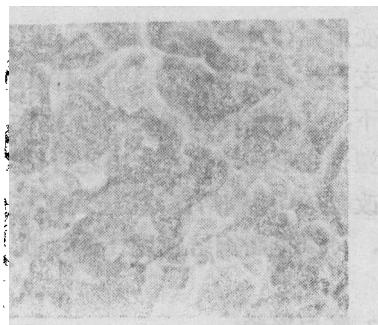


图8 钢结硬质合金1020°C淬火200°C回火态的断口形貌 $\times 3000$

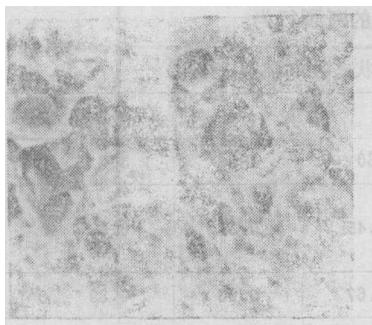


图9 钢结硬质合金1020°C淬火560°C回火态的断口形貌 $\times 3000$

基体相的断口形貌，通常为准解理断口特征，如图8所示；淬火高温回火态及退火态钢基体相的断口形貌，具有明显的韧窝和连续的撕裂棱，如图9所示。这说明钢基体相在断裂过程中发生了明显的塑性变形。

三、讨论

1. WC系钢结硬质合金的断裂机制

(1) 硬质相WC相粒子的解理断裂

从上述的断裂过程观察和断口分析结果表明，粗大的WC相粒子和桥接的WC相粒子在外力作用下，总是优先发生解理断裂，当对试样施加一定载荷时，试样便产生一定量的应变，钢基体相发生相应的塑性变形，即发生位错移动和位错增殖。当位错移动到粗大WC相粒子时，由于位错发生塞积，如图10所示，并在位错塞积处产生很高的局部

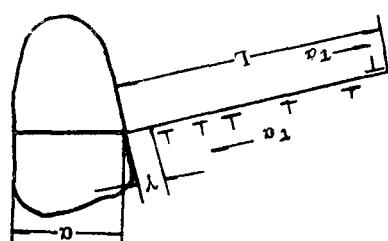


图10 WC相粒子解理断裂机制示意图

应力集中，其值为^[2]：

$$\sigma_{\max} = \frac{3}{2} \left(\frac{L}{r} \right)^{1/2} \tau_a \quad (1)$$

式中 σ_{\max} ——位错塞积群前方距领先位错

r 处WC相粒子所受的最大应力；

L ——位错源至位错塞积群前沿的距离；

r ——领先位错至WC相粒子边缘的距离；

τ_a ——有效切应力。

若按能量分析法^[3]进行粗略估计，WC相粒子解理断裂所需的应力 σ_f 为：

$$\sigma_f = \frac{1}{q} \left(\frac{AE\gamma}{a} \right)^{1/2} \quad (2)$$

式中: q —平均应力集中系数;

E —弹性模量;

γ —WC相粒子解理断裂表面的比表
面能;

a —WC相粒子尺寸。

当 $\sigma_{max} \geq \sigma_t$ 时, 则 WC 相粒子解理断裂所
需的有效切应力 τ_a 为:

$$\tau_a \geq \frac{2}{3q} \left(\frac{4E\gamma r}{aL} \right)^{1/2} \quad (3)$$

此时, WC 相粒子便发生解理断裂。用公式 (3) 可以看出: ① WC 相粒子尺寸 a 愈大, 则发生解理断裂所需的有效切应力 τ_a 愈小; ② 粗大、硬脆的 WC 相粒子在外加载荷作用下, 不能很好地适应周围钢基体相的塑性变形, 即位错不能通过粗大 WC 相粒子, 并在位错移动前沿的 WC 相粒子界面引起位错塞积, 同时产生应力集中。WC 相粒子愈粗大, 塞积的位错愈多, 位错源至位错塞积群前沿的距离 L 和应力集中系数 q 愈大。WC 相粒子发生解理断裂所需的有效切应力 τ_a 愈小。这就解释了为什么在 WC 系钢结硬质合金断裂过程中, 总是粗大 WC 相粒子优先萌生显微裂纹的原因。

(2) 粘结相钢基体相的韧性断裂

钢基体相的断裂过程是微孔的形核、长大和聚集过程, 即微孔首先在 WC 相粒子或二次碳化物粒子与钢基体相界面形核, 并向钢基体相一侧长大和各个微孔聚合的过程 (见前面图 6 a 所示), 最后连接合并成连续裂纹, 而导致试样完全断裂。钢基体相的韧性断裂行为, 可以从前面的断口形貌中的韧窝和撕裂棱得到证实。

钢基体相韧性断裂的微观机制可以用图 11 位错模型示意图加以阐述。在外加载荷作用下, 钢基体相发生塑性变形, 即位错移动, 并在 WC 相粒子或二次碳化物粒子周围形成位错塞积环, 如图 11a 和 b 所示。随着外加载荷增大, 钢基体相塑性变形程度增加, 则 WC 相粒子或二次碳化物粒子周围塞积的位

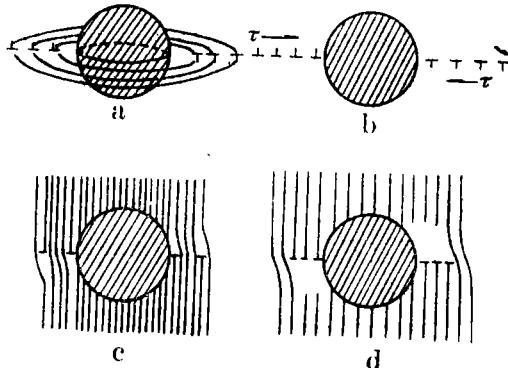


图 11 微孔形核及长大的位错模型示意图 [4]

a. 位错塞积环; b. 剖面图; c. 微孔形核; d. 微孔长大

错愈来愈多, 这时位错将受到两个作用相反的力作用。一是由于位错在 WC 相粒子或二次碳化物粒子周围的塞积, 领先的位错塞积环受到粒子的排斥力; 一是领先的位错塞积环同时又受到位错源的驱动力作用, 被推向粒子。当外加载荷足够大或者由于某些粒子周围产生应力集中, 而该应力又不足以破坏 WC 相粒子或二次碳化物粒子时, 领先位错将被推向钢基体相与 WC 相粒子或二次碳化物粒子的界面上。当一个或一对位错环被推向两相交界面时, 则导致该交界面发生分离而形成微孔, 如图 11c 所示。由于微孔形核使作用在后续位错环上的排斥力大大减小, 并使位错塞积环的大多数位错加入到新形成的微孔中。与此同时, 位于位错塞积环后的, 原先受到前方位错塞积而变得不活动的位错源, 这时又重新被激活, 而把一个个位错推向微孔。因此, 微孔一旦形核, 立即就会发生不稳定的侧向微孔长大和聚集, 如图 11d 和图 6 a 所示。钢基体相最后发生撕裂, 与微孔的长大和聚集所必须的位错运动以及滑移有直接关系。当钢基体相发生撕裂时, 除了要有一定外力促使位错移动外, 还需要有一定的塑性变形。这种塑性变形通常局限于断裂途径裂纹穿过两 WC 相或二次碳化物粒子间薄层钢基体的一个很小的体积范围内, 在宏观上伴随着破断所产生的塑性变

形量是很小的。因此，只需要提供很小的能量就可撕裂钢基体相，而导致试样完全断裂。其断裂途径总是沿WC相粒子或二次碳化物粒子聚集区薄层钢基体相扩展。前面的断裂过程观察和断口形貌分析结果，就是这种断裂机制的证据。

2. 提高WC系钢结硬质合金抗脆性断裂能力的途径

从WC系钢结硬质合金断裂过程的观察和断裂机制的分析，提高其抗脆性断裂能力应该从以下几方面着手。

(1) 由于显微裂纹总是优先在粗大WC相粒子和WC相粒子聚集区萌生和扩展，因此，适当细化WC相粒子并改善WC相粒子的分布，减少WC相粒子的聚集和桥接现象是减少裂纹源的一种措施；

(2) 鉴于钢基体的断裂过程受微孔形核控制，因此，在硬质相含量一定的条件下，通过控制钢基体相中的碳含量，减少钢基体相组织中的二次碳化物粒子数量，以减少微孔形核率，可以提高抗脆性断裂能力；

(3) 通过热处理获得强韧性的钢基体相组织，可以延缓显微裂纹的萌生和扩展。

此外，严格控制原料粉质量，采用冷、热等静压技术，减少孔隙度也是提高材质的重要措施。

四、结论

- 1. WC系钢结硬质合金在外加三点弯曲载荷作用下，断裂过程是粗大WC相粒子和WC相粒子聚集和桥接界面和孔隙地带优先萌生显微裂纹；随着外加载荷增加，试样应变量增大，显微裂纹张开粗化，并沿WC相粒子界面扩展；然后穿过钢基体相导致试样完全断裂。

- 2. WC系钢结硬质合金具有复合断裂机制，即在外加载荷作用下，硬质相(WC相)粒子优先发生解理断裂；随后钢基体相发生韧性断裂，其断裂机制为微孔形核、长大与聚合过程。

- 3. 热处理对WC系钢结硬质合金断裂过程的影响：在本文试验温度范围内，提高回火温度和等温淬火温度，可以改善材料的强韧性，延缓显微裂纹的萌生和扩展，提高材料的抗脆性断裂能力。

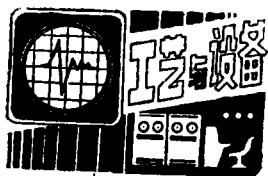
参考文献

- [1] J. Gurland and P. Barazil., Joural of Metals, P. 310-312, 1955
- [2] 金属机械性能编写组，金属机械性能(修订本)，机械工业出版社，P. 70-71, 1982
- [3] 肖纪美，金属的韧性与韧化，上海科学技术出版社，P. 254-259, 1980
- [4] D. 布洛克，工程断裂力学基础，科学出版社，P. 37-47, 1980

A STUDY OF FRACTURE PROCESS AND FRACTURE MECHANISM OF WC BASE STEEL-BONDED CARBIDE

You Xinghe, Li Xiaoming and Shi Shaoming
(Hefei Polytechnic University)

ABSTRACT Fracture process of WC base steel-bonded carbide under the condition of three-point bending load was observed with microscope. Experimental results show that under the influence of applied load cracks begin to occur in large WC grain aggregating area of WC, interface of WC and cavities. With the increase of strain, the cleavage cracks in cracked WC particles lead to coarsening, meanwhile, fracture process in smaller WC Particles appears. Cracks extend



湿法冶金加压氢还原 制取微细镍粉

胡嗣强 师洁琦

(中国科学院化工冶金研究所)

[摘要] 阐述了用湿法冶金加压氢还原技术制取微细镍粉($0.2\text{--}1.0\mu\text{m}$)的方法。该法以工业碱式碳酸镍为原料，水为制浆介质，直接进行浆料氢还原。在配制浆料时加入一定量的硫酸，以保证溶液中有足够的初始镍离子浓度，并消除原料组成及原料pH值的波动带来的不稳定因素。同时加入催化剂，以增加固体表面的活性，以此作为缩短或消除反应诱导期的主要手段。并提出，在确定的镍离子还原初始浓度下，可通过控制固体表面的活性来达到控制产品粒度的目的。此外，还从镍颗粒的形貌试论了该还原反应的机理。

工业上生产微细镍粉的方法很多。用羧基镍热分解法，可得到高纯微细镍粉，但产品价格昂贵，只适用于国防等特殊领域。电解法一般只能获得不规则的树枝状镍粉颗粒。采用湿法冶金加压氢还原技术，在氨系或水—乙醇混合系中^[1]可以得到细镍粉，但通常需要添加品种，影响了微细镍粉的纯度和粒度。六十年代，W·Kunda和D·J·I·Evans^[2]在碳酸铵—水系中，对碱式碳酸镍浆料的直接加压氢还原进行了详细研究^[3、4]。

七十年代初，我所在从红土矿提镍的流程中，也对碱式碳酸镍的浆化氢还原作了大量研究工作^[5]。1984年，毛铭华等人又以试剂级的碱式碳酸镍为原料，进行了浆化氢还原制备超细镍粉的研究。

本实验以工业级碱式碳酸镍为原料，采用加压氢还原技术，通过浆料的直接还原，生产廉价的微细镍粉。本文着重讨论了反应诱导期以及消除诱导期的措施，并对如何控制镍粉的粒度提出了有效措施。

along the interface between WC particles and pass through steel matrix binder phase, a thin layer between WC particles. The cracks will further extend along interface between WC Particles or secondary carbides and steel matrix, and then tear away steel matrix phase, until the specimens completely break. On the basis of observing breaking process and analysizing the fracture surfaces of the specimens. The micro-fractural mechanism of WC base steel-bonded carbide has been discussed and the ways for improving fragile resistance and preventing premature break.