

微波烧结钨合金挤压棒材的微观结构及动态力学性能研究

马运柱, 岳鹏, 刘文胜, 张佳佳

(中南大学粉末冶金国家重点实验室, 湖南长沙 410083)

摘要 采用分离式 Hopkinson 动态压缩装置对微波烧结 93W-4.9Ni-2.1Fe 合金棒材切割试样进行了动态力学性能研究, 采用扫描电镜、光学电镜和纳米压痕硬度仪分别对合金试样微观组织和显微硬度进行了表征和测试。结果表明: 微波烧结试样在受到冲击压缩时, 钨晶粒与粘结相都发生均匀变形; 应变率为 2200 s^{-1} 时, 合金的最大应力为 2587 MPa, 钨晶粒和粘结相显微硬度分别为 8.716 和 6.267 GPa; 当应变速率为 2200 s^{-1} 时合金粘结相变形产生明显热软化效应, 在与冲击力呈 45° 的方向形成了绝热剪切带, 位于剪切带中心区域的钨晶粒沿其扩展方向发生变形被拉成纤维状。

关键词 钨合金棒材; 微波烧结; 动态力学性能; 微观结构

中图分类号: TF135

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2013)07-1362-05

钨合金由于具有一系列优异的物理、力学性能, 在国防军工等领域有着广泛的应用^[1-3], 其典型的应用有杆式动能穿甲弹弹芯和侵彻弹弹芯等^[4,5]。在弹芯的使用过程中, 特别是在弹体发射和触及目标物体时, 弹芯要受到高速冲压和撞击, 而钨合金在冲击过程中加工硬化现象明显, 且由于它的高熔点, 使得材料的热软化趋势较慢, 材料需要在较高的应变率下才能发生绝热剪切失效, 极易形成蘑菇头, 从而限制了钨合金弹芯的穿甲和侵彻能力的提高^[6,7]。

为了提高钨合金穿甲弹的穿甲自锐性, 国内外科研工作者进行了大量研究, 发现细化晶粒明显优化钨合金显微组织从而达到提高绝热剪切敏感性的目的^[8-10]。微波烧结在提高合金力学性能的同时, 还能有效抑制钨晶粒长大^[11], 有利于获得细晶合金组织。目前关于微波烧结钨合金, 特别是微波烧结大长径比钨合金棒材的动态力学性能研究未见报道。本实验主要对微波烧结 93W-Ni-Fe 挤压棒材的动态力学性能及显微组织进行研究, 并对合金的自锐化效应进行分析。

1 实验

实验按照 93W-4.3Ni-2.1Fe 的成分配料, 粉末特性如表 1 所示。先经过 2 h 球磨, 再添加适量成形剂混合配料, 用自制模具在 YH41-25C 型 250 kN 单柱液压机上挤出直径 12 mm 的棒坯, 挤压比为 9:1; 对挤

压棒坯进行溶剂脱脂和热脱脂; 将脱脂棒坯在 1550 °C 下微波烧结 30 min, 再经过车削、线切割等工序将棒坯加工为高度 5 mm、直径 5 mm 的圆柱试样, 在 R121600-1/MM 型钨发热体真空烧结炉中进行真空热处理, 热处理工艺为 1200 °C 保温 2 h, 去除加工应力, 采用分离式 Hopkinson 动态压缩装置 (如图 1 所示) 测试合金的动态力学性能。检测时通过改变打击气压使圆柱试样获得不同的应变率, 利用感应片收集检测数据, 将所获数据做归一处理后得到对应的应力-应变曲线; 采用光学电镜和 JSM-5600LV 型扫描电镜观察挤压棒坯端面及剖面的微观结构, 并用 Switzerland CSM 超纳米压痕仪 (UNHT) 检测合金内钨晶粒及粘结相的显微硬度变化情况。

2 结果与讨论

2.1 正挤压钨合金棒坯试样冲击后宏观变形情况

实验中采用 3 种不同的打击气压, 试样编号情况见表 2。

正挤压钨合金棒坯试样在高速冲击时, 其尺寸发

表 1 原料粉末特性

Table 1 Properties of raw material powders

Powder	Appearance	Purity/%	Fass size/ μm
W	Irregular	99.9	2
Ni	Nearly spherical	99.5	5~8
Fe	Irregular	99.5	5~8

收稿日期: 2012-07-22

基金项目: 国家基础科研资助项目 (2008194); 国家自然科学基金 (50774098)

作者简介: 马运柱, 男, 1975 年生, 博士后, 副教授, 中南大学粉末冶金国家重点实验室, 湖南长沙 410083, 电话: 0731-88877825, E-mail: zhuzipm@mail.csu.edu.cn

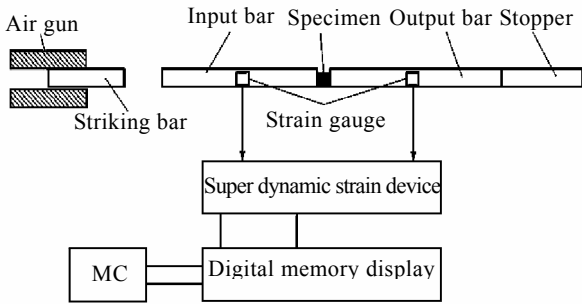


图 1 Hopkinson 动态压缩装置

Fig.1 Hopkinson pressure bar device^[9]

生了较大的变形，且打击气压越大，试样发生的变形也越大(见图 2)，对应的应变率也越大。从宏观上看，正挤压钨合金棒坯表现出了一定的塑性，并没有出现宏观裂纹，且在整个冲击过程中，试样没有出现被破坏的现象。试样冲击前后变形量及应变率见表 3。

表 2 试样编号

Table 2 Sample number			
Sintering method	Impact pressure/ $\times 10^{-1}$ MPa		
	4	6	8
Microwave sintered tungsten alloys	W1	W2	W3

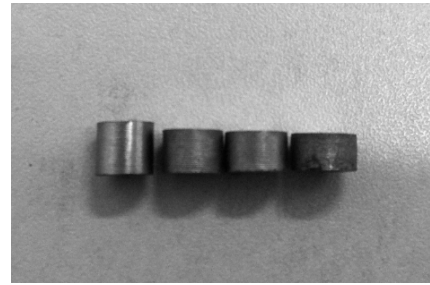


图 2 试样压缩前与压缩后宏观照片

Fig.2 Macro photo of samples before and after compression

表 3 试样动态压缩后变形量与应变率情况

Table 3 Deformation amount and strain rate of samples after dynamic compression

Sample number	Diameter before dynamic compression /mm	Diameter after dynamic compression /mm	Impact pressure/ $\times 10^{-1}$ MPa	Deformation rate/%	Strain rate/ s^{-1}
W1	5.00	5.78	4	33.6	900
W2	5.00	6.07	6	47.4	1500
W3	5.00	6.36	8	61.8	2200

2.2 正挤压钨合金棒坯在不同应变率下的应力-应变关系

图 3 所示为微波烧结正挤压钨合金棒坯在不同应变率下的应力-应变曲线。从图中可以看出，钨合金在动态压缩初期首先发生弹性变形，随着应变的增加，合金应力单调连续增加，3 条曲线分别在应变值为 0.029、0.043、0.054 处出现拐点，由此可判断钨合金在此处产生屈服，并开始发生塑性变形，对应的屈服应力分别为 2033、2133、2324 MPa；在发生塑性变形以后，其应变率越小，应力增加越快，当应变率为 2200 s^{-1} 时，应力增加最慢，且在加载的最后阶段基本不再增加；但发生塑性变形以后 3 条曲线总体上均表现为应力值随着应变的增加而增加的趋势都有所变缓。在高速加载时，钨合金首先发生剧烈变形，在发生屈服以前，钨合金应变强化效应显著，而同时钨合金的塑性变形小而导致热软化效应不明显，使得钨合金强度迅速增加；在发生屈服以后，钨合金的塑性变形开始增多，变形产生的热量不能及时散失，引起的热软化效应也逐渐明显，抵消了一部分应变强化，从而使得钨合金强度增加的趋势变得缓慢；而同时也可以看出，相对于应变率为 2200 s^{-1} 的 W3 试样(最大值应力达到

2587 MPa)，W1 和 W2 试样(应变率分别为 900 s^{-1} 和 1500 s^{-1}) 在发生屈服以后应力的增长仍然比较快，且一直持续到加载完成，应力也分别达到最大值 2459 MPa 和 2517 MPa。这说明在这两种低应变率条件下，钨合金塑性变形所占的比例偏小，占主导地位的还是钨合金变形带来的应变强化效应，正是因为钨合金具有高熔点，使得钨合金的热软化趋势比较慢，钨合金必须经过大的变形以后，产生的热量才能抵消甚至与应变强化达成平衡；而当应变率增加到 2200 s^{-1} 时，钨合金变形量增大到 61.8%，更大的变形量使得热软化效应明显增加，在材料发生屈服以后的应力-应变曲线更加平缓，并在应变为 0.21 左右时应力不再增加，达到了应变强化与热软化之间的平衡。

2.3 正挤压钨合金动态冲击后微观结构的变化

图 4 是正挤压钨合金棒材在不同应变率下经过动态压缩以后的金相显微组织照片。从图中可以看出，随着应变率的增加，钨晶粒的变形程度也越来越大。

为了进行定量分析，这里选用钨晶粒连接度来衡量钨晶粒变形程度的大小，一般采用下面的公式对钨晶粒连接度进行测量^[12]：

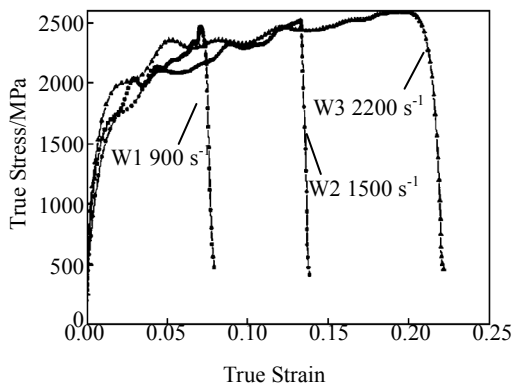


图 3 微波烧结 93W-Ni-Fe 合金棒坯试样的应力-应变曲线
Fig.3 Stress-strain curves of 93W-Ni-Fe alloy rod by microwave sintering

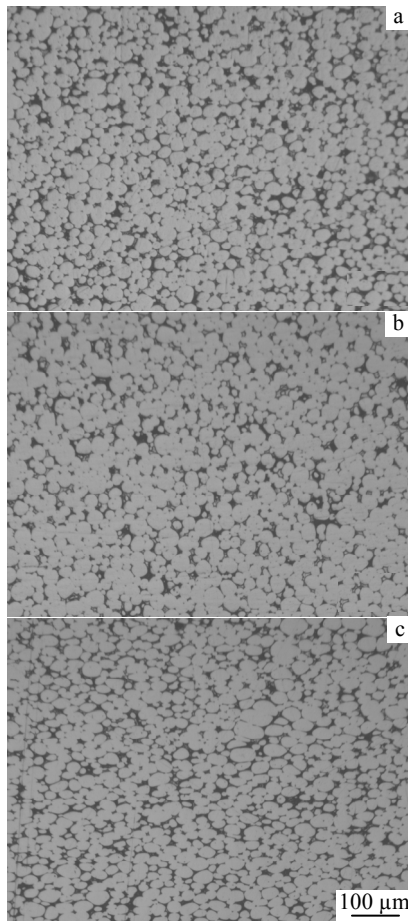


图 4 微波烧结 93W-Ni-Fe 合金棒材在不同应变率下的金相显微组织
Fig.4 Metallographic microstructure of 93W-Ni-Fe alloy rod by microwave sintering under different strain rates: (a) W1, (b) W2, and (c) W3

$$C_w = \frac{2 N_{w-w}}{2 N_{w-w} + N_{w-m}} \quad (1)$$

其中, N_{w-w} 为单位长度上钨晶粒与钨晶粒之间的接触数, N_{w-m} 为单位长度上钨晶粒与粘结相之间的接触数。通过计算以后得钨晶粒动态压缩后的连接度如图 5 所示。

从图 5 中可以看出, 钨晶粒的连接度随着应变的增大而增大, 也客观反映了钨晶粒变形量的增长情况。但也可以看到, 钨晶粒的变形量增长速度随着应变率的增大而趋缓, 这说明了在实际的变形过程中, 钨合金中粘结相变形所占的比例随着应变率的增大而增大, 粘结相的塑性变形必然使钨合金内部聚集大量的热量且无法及时散失, 从而促进热软化机制的形成。粘结相变形比例增大必然会造成钨晶粒变形趋势的减缓, 表现在微观硬度上就是随着应变率的增加, 钨晶粒的显微硬度的增长会变慢, 而粘结相显微硬度的增加会加快。对不同应变率下钨晶粒与粘结相的显微硬度值 (见表 4) 进行测算也证明了上述的观点: 当应变率从 900 升到 1500 s^{-1} 和从 1500 升到 2200 s^{-1} 时, 钨晶粒的显微硬度变化值分别为 0.137 和 0.105 GPa, 而粘结相的显微硬度变化值分别为 0.294 和 0.552 GPa。

此外, 从表中还可以看出, 当应变率从 900 增长到 2200 s^{-1} , 钨晶粒的显微硬度并没有发生大的变

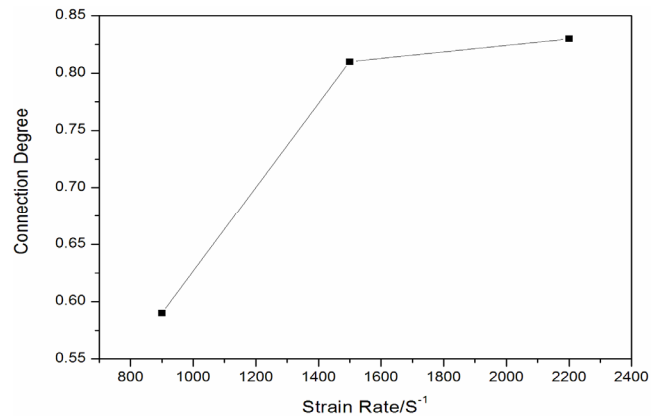


图 5 不同应变率下钨晶粒连接度变化曲线

Fig.5 Connection degree curve of tungsten crystal grains at different strain rates

表 4 不同应变率下微波烧结试样的显微硬度及其增长率

Phase	Strain rate			Growth rate/%
	900 s^{-1}	1500 s^{-1}	2200 s^{-1}	
Tungsten phase	8.474 GPa	8.611 GPa	8.716 GPa	2.86
Binder phase	5.421 GPa	5.715 GPa	6.267 GPa	15.61

化, 增长率仅为 2.86%, 而粘结相的显微硬度增长率为 15.61%。造成粘结相显微硬度增长率明显大于钨晶粒的原因就是随着应变率的增加导致的粘结相的变形在整个材料的变形过程中所占比例的增大。大的变形量一方面导致了粘结相的显微硬度发生较大增长; 另一方面也导致了热量的释放也越多, 从而导致材料在塑性变形阶段的热软化趋势越明显。

图 6 为 W3 号微波烧结试样冲击后微观结构图, 应变率为 2200 s^{-1} 。从图中可以明显看出经过冲击以后, 钨晶粒没有出现大的变形, 试样也没有出现穿晶断裂现象, 这是因为虽然试样在受到轴向冲击的同时截面也受到径向拉应力的作用, 正是因为均匀分布的粘结相承担了大部分的应力, 变形主要集中在了粘结相, 导致钨晶粒只发生了微小的变形, 在材料内部的缺陷处没有形成大的应力集中, 没有形成界面及晶粒断裂。

图 7 中所示区域为微波烧结试样在应变率为 2200 s^{-1} 下冲击后形成的绝热剪切带, 在其他应变率下没有发现同样的微观结构。该绝热剪切带形成于试样剖面左上角, 并与冲击方向成 45° 角, 且向试样内部扩展, 长度大约为 0.8 mm。在该区域内, 钨晶粒剧烈变形, 沿着剪切带扩展的方向被拉成长条状, 剧烈地变形也使该区域在短时间内聚集了大量热量, 发生比较明显的热软化效应, 使材料中的裂纹、孔洞等缺陷易于在此处形核并长大, 并最终导致材料的剪切失效以达到自锐化的效果。但同时也可以看到, 绝热剪切带的长度比较短且剪切带周围晶粒变形量都不大, 以此判断, 绝热剪切带还处于形成的初期。因为绝热剪切带的扩展以及剪切带内晶粒的变形都需要消耗能量, 而在动态压缩的过程中, 子弹打到入射杆上的能量是一定的, 当打击气压为 $8 \times 10^{-1} \text{ MPa}$ 时, 能量不足以使合金中的绝热剪切带继续扩展, 可见, 当打击气压进一步提升, 应变率继续增大时, 图中所示绝热剪切带会继续向前

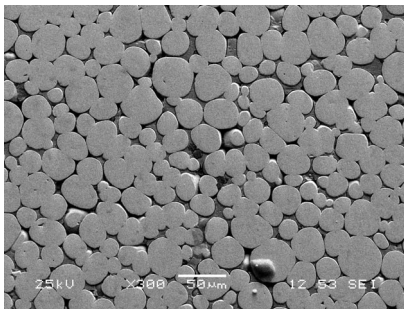


图 6 微波烧结试样冲击后端面 SEM 扫描照片

Fig.6 SEM image of the surface of microwave sintered samples

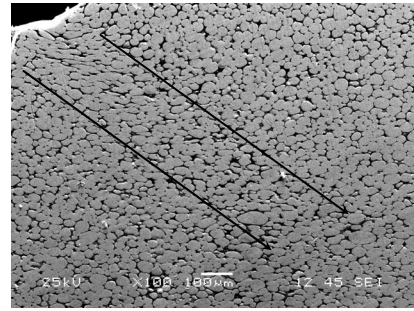


图 7 微波烧结试样 (W3) 剖面 SEM 扫描照片

Fig.7 SEM image of the section of microwave sintered samples (W3)

扩展, 并最终与裂纹、孔洞等缺陷连接, 从而使这些缺陷沿剪切带扩展, 最终使材料剥落, 使弹头一直保持尖锐, 提高合金自锐化性能, 从而有效提高钨合金的穿甲能力。

3 结 论

1) 应变率为 900、1500、 2200 s^{-1} 3 条曲线分别在应变值为 0.029、0.043、0.054 处出现拐点, 钨合金开始发生塑性变形, 对应的屈服应力分别为 2033、2133、2324 MPa。

2) 当应变率从 900 增长到 2200 s^{-1} , 钨晶粒的显微硬度从 8.474 增长到 8.716 GPa, 增长率仅为 2.86%; 而同时粘结相的显微硬度从 5.421 增长到 6.267 GPa, 增长率为 15.61%; 粘结相显微硬度增长率明显高于钨晶粒。

3) 微波烧结试样晶粒细小, 粘结相分布均匀, 试样发生变形后晶粒连接度也相对偏低, 有利于绝热剪切带的形成; 在应变率 2200 s^{-1} 下, 微波烧结试样中与冲击方向呈 45° 方向形成了绝热剪切带, 长度约为 0.8 mm; 剪切带中钨晶粒沿着其扩展方向发生剧烈变形, 表现出剧烈的局部失稳现象。

参考文献 References

- [1] Yadav S, Ramesh K T. *Materials Science and Engineering A*[J], 1995, 203(1-2): 140
- [2] Wang Xing(王 星), Li Shukui(李树奎), Wang Yingchun(王迎春) et al. *Journal of Beijing Institute of Technology*(北京理工大学学报)[J], 2010, 30(11): 1369
- [3] Fan Jinglian(范景莲), Gong Xing(龚 星), Qi Meigui(祁美贵) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(12): 2069
- [4] Kim D S, Nemat-Nasser S, Isaacs J B et al. *Mechanics of*

- Materials*[J], 1998, 28(1-4): 227
- [5] Ni Fang(倪芳), Li Shukui(李树奎), Liu Jinxu(刘金旭) *et al. Ordnance Material Science and Engineering(兵器材料科学与工程)*[J], 2008, 31(1): 36
- [6] Fan Jinglian(范景莲), Liu Tao(刘涛), Cheng Huichao(成会朝) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2006, 35(6): 841
- [7] Gerlach U. *Metallurgical Transactions A*[J], 1986, 17A(3): 435
- [8] Wei Q, Jiao T, Ramesh K T *et al. Acta Materialia*[J], 2006, 54(1): 77
- [9] Fan Jinglian(范景莲), Qi Meigui(祁美贵), Liu Tao(刘涛) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2007, 36(7): 633
- [10] Fan Jinglian(范景莲), Gong Xing(龚星), Qi Meigui(祁美贵) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2009, 19(12): 2143
- [11] Li Bo(李波), Shang Fujun(尚福军), Shi Honggang(史洪刚). *Ordnance Material Science and Engineering(兵器材料科学与工程)*[J], 2010, 33(2): 82
- [12] German R M. *Liquid Phase Sintering*[M]. New York: Plenum, 1985: 31

Microstructure and Dynamic Mechanical Properties of Extruded Tungsten Alloy Rods by Microwave Sintering

Ma Yunzhu, Yue Peng, Liu Wensheng, Zhang Jiajia

(State Key Laboratory for Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The dynamic mechanical properties of 93W-4.9Ni-2.1Fe alloy rod by microwave sintering were investigated under dynamic compression using Split Hopkinson Pressure Bar. The microstructure and micro-hardness of the samples after dynamic compression were analyzed and tested by Scanning Electron Microscope (SEM), Optical Microscopy(OM) and Ultra Nano Hardness Tester (UNHT). The results show that tungsten grains and binder phase of the microwave sintered alloy deform uniformly during impact compression. When the strain rate is 2200 s^{-1} , the stress of 93W-4.9Ni-2.1Fe alloy is 2587 MPa, and micro-hardness of tungsten grains and binder phase are 8.716 GPa and 6.267 GPa, respectively. When the strain rate is 2200 s^{-1} , a thermal softening effect is formed due to binder phase deformation, and the adiabatic shear band pears along 45° with the direction of the impact force. Within the center of the bands, the tungsten grains are severely elongated to be fibrous along the propagation directions of the adiabatic shear bands.

Key words: tungsten alloy rod; microwave sintering; dynamic mechanical properties; microstructure

Corresponding author: Ma Yunzhu, Post Doctoral, Associate Professor, State Key Laboratory for Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, Tel: 0086-731-88877825, E-mail: zhuzipm@mail.csu.edu.cn