

热挤压钨重合金纤维方向对绝热剪切特性的影响规律及机理研究

刘金旭¹, 李树奎¹, 郑海云², 宋修纲², 倪芳¹, 陈忠恺¹, 朱本强¹

(1. 北京理工大学, 北京 100081)

(2. 国营 121 厂, 黑龙江 牡丹江 157000)

摘要: 对烧结态 93W-4.5Ni-2.1Fe-0.35Co 合金进行热挤压, 获得纤维状微观组织, 沿与挤压轴向 0°、45° 和 90° 方向取样进行动态压缩, 对试验后的试样进行微观分析和绝热剪切特性分析。结果表明, 热挤压钨合金的绝热剪切特性具有显著的各向异性, 纤维与压缩轴角度越大, 绝热剪切敏感性越高。最大剪切应力面上粘结相的分布及受力状态改变导致绝热温升变化, 这是绝热剪切特性各向异性的主要原因。

关键词: 钨重合金; 绝热剪切; 粘结相分布; 动态压缩

中图分类号: TG 146.4⁺11

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2009)01-0157-04

动能穿甲弹由于具有良好的存速性, 因此与破甲弹相比, 在对付反应装甲和复合装甲时独具优势。钨重合金和贫铀合金是目前动能穿甲弹的 2 种主要弹芯材料, 与现有钨合金相比, 贫铀弹芯材料具有更高的侵彻能力, 这主要归功于贫铀材料高绝热剪切特性引起的穿甲“自锐化”, 避免了侵彻过程中形成“蘑菇头”。但是, 贫铀材料由于具有放射性和化学毒性, 会对环境造成长久的污染, 因此各军事大国越来越重视钨重合金的研究, 以大幅度提高钨重合金的绝热剪切敏感性为目标, 使其在穿甲侵彻过程中具备较高的自锐化能力, 以替代贫铀合金。

针对提高钨合金绝热剪切特性这一课题, 各国学者进行了大量的研究, 其主要思路是设计新合金成分, 改善粘结相组织, 从热稳定性角度考虑提高钨重合金的绝热剪切特性^[1,2], 但是一直以来进展缓慢。本工作研究了钨重合金晶粒取向对绝热剪切特性的影响规律, 在现有钨重合金研究的基础上, 开辟了利用组织因素提高钨重合金绝热剪切特性的新途径。

1 实验

对烧结态 93W-4.5Ni-2.1Fe-0.35Co 进行热挤压变形强化, 变形温度 950 °C, 变形量 75%。沿与挤压轴向 0°、45° 和 90° 方向取样进行动态压缩试验 (如图 1 所示), 试样尺寸为 $\Phi 5$ mm \times 5 mm。试验在分离式 Hopkinson 杆装置上完成, 应变率范围 2500~3500 s⁻¹。

对动态压缩后的 3 种试样进行 SEM(scanning electron microscopy)微观分析及绝热剪切特性分析。

对 95W-3.4Ni-1.5Fe-0.1Co、97W-2Ni-0.85Fe-0.15Co 2 种钨重合金进行热挤压, 变形温度 950 °C, 变形量 75%, 并分别沿与挤压轴向 90° 取样 ($\Phi 5$ mm \times 5 mm) 进行动态压缩试验, 将试验结果与 93W-4.5Ni-2.1Fe-0.35Co 进行对比研究, 并对动态压缩后的试样进行 SEM 微观分析。

2 结果与分析

2.1 微观组织观察

图 2 为热挤压后钨重合金轴向显微组织。可见, 热挤压过程中钨颗粒沿挤压轴向被拉长, 形成纤维组织, 由于粘结相具有更好的塑性和较低的强度, 在变形过程中被挤压成长径比极高的细条状, 分布于钨纤维之间。

2.2 动态压缩试验

图 3 为热挤压钨重合金沿与挤压轴向 0°、45° 和 90° 方向取样进行动态压缩试验的真实应力-应变曲线。可以看出, 0° 和 45° 试样发生鼓型塑性变形, 但未发生破坏 (图 5 右上角); 而 90° 方向的试样沿最大剪切应力面 (与压缩轴成 45° 的平面) 发生剪切破坏。发生剪切破坏时 90° 试样整体应变小于 0.15, 3 种试样屈服强度也略有差别, 其中 90° 试样动态屈服强度最高, 45° 试样其次, 0° 试样最低。

收稿日期: 2008-01-10

作者简介: 刘金旭, 男, 1982 年生, 博士, 北京理工大学, 北京 100081, E-mail: liujinxu@bit.edu.cn; 通讯作者: 李树奎, 男, 教授, 博士生导师, 电话: 010-68913951

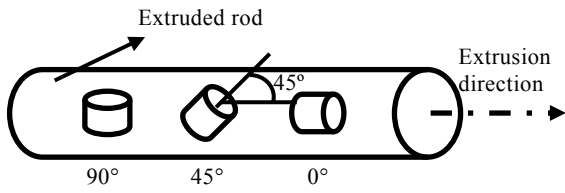


图 1 动态压缩取样示意图

Fig.1 Extraction of cutting specimens from as-extruded WHA

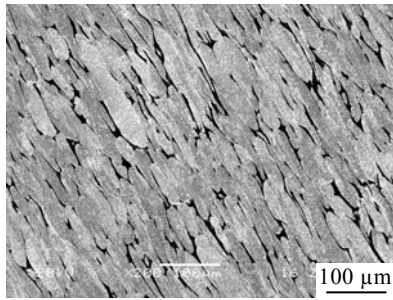


图 2 热挤压钨合金轴向剖面

Fig.2 SEM image of WHA rod fabricated by hot extrusion

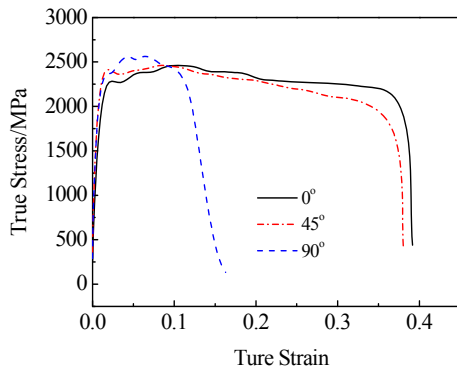


图 3 0°、45° 和 90° 试样动态压缩真应力-应变曲线

Fig.3 Dynamic compression true stress-strain curves of specimens with fibrous orientations of 0°, 45° and 90°

图 4 为热挤压态 93W-4.5Ni-2.1Fe-0.35Co、95W-3.4Ni-1.5Fe-0.1Co 和 97W-2Ni-0.85Fe-0.15Co (简记为 93W、95W 和 97W) 3 种成分合金沿与挤压轴向或 90° 取样的动态压缩真应力-应变曲线对比。可见, 3 种试样在动态试验中均沿最大剪切应力面发生了剪切破坏。

3 分析讨论

3.1 粘结相分布对绝热剪切特性的影响

图 5 和图 6 分别为 0° 和 45° 试样动态压缩后沿压缩轴向剖面的 SEM 照片。由图 5 可知, 试样整体塑性

变形均匀, 未见集中塑性变形带, 材料整体表现出较好的塑性和较差的绝热剪切特性。图 6 中 45° 试样微观塑性变形不均匀, 与纤维方向垂直的最大剪切应力面上 (图中左上至右下方向) 存在一个宽度约为 500 μm 的塑性变形相对集中区域, 区域外塑性变形相对较小。继续加载, 集中塑性变形加剧, 但未沿其发生剪切破坏。

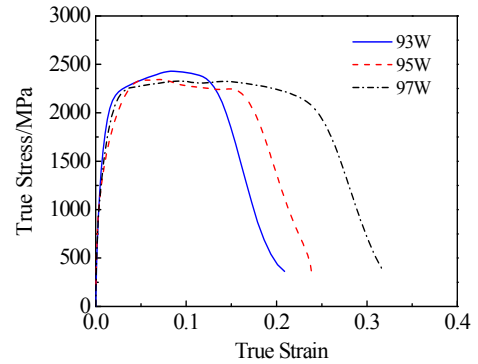


图 4 不同粘结相含量的热挤压钨合金沿与轴向成 90° 取样进行动态压缩的真应力-应变曲线

Fig.4 Dynamic compression true stress-strain curves of specimens with 90° orientation and different matrix proportion

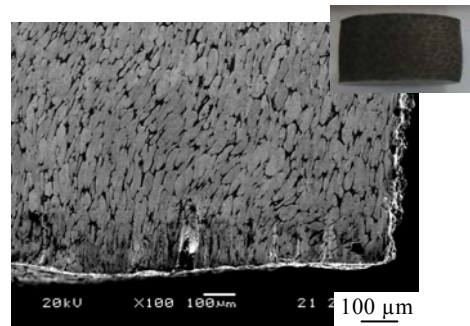


图 5 0° 试样动态压缩后的塑性变形 SEM 照片

Fig.5 SEM image of plastic deformation specimens with 0° fibrous orientation after dynamic compression testing

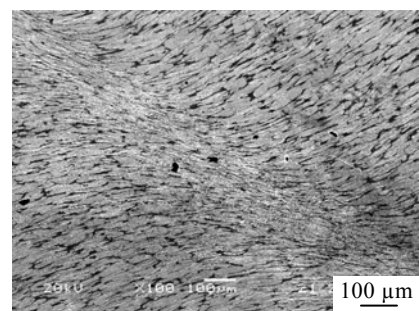


图 6 45° 试样动态压缩后的塑性变形 SEM 照片

Fig.6 SEM image of plastic deformation specimens with 45° fibrous orientation after dynamic compression testing

从图 3 中应力-应变曲线可以观察到，3 种方向的试样均未出现应变硬化现象。与 0° 试样相比，45° 试样应力值随应变增大的下降更为显著，结合图 6 中的塑性变形局域化分析可知，这是由于 45° 试样中相对集中的塑性变形引起的热软化效果导致。

Wright^[3]将绝热剪切敏感性 χ_{SB} 描述为式 (1)：

$$\frac{\chi_{SB}}{a/m} = \min \left\{ 1, \frac{1}{(n/m + \sqrt{n/m})} \right\} \quad (1)$$

对于理想的塑性材料（无应变硬化效应）如本研究中的 3 种试样，式 (1) 可以简化为：

$$\chi_{SB} = \frac{a}{m} \quad (2)$$

式中： a 为与尺寸无关的热软化参数， m 为应变速率敏感系数。图 3 中 0° 和 45° 试样在相同应变速率下屈服强度差别较小，可近似认为 m 相同，而 45° 试样热软化效应引起的应力下降更为显著，即 a 较大，因此绝热剪切敏感性高于 0° 试样。

90° 试样动态压缩时，条状的粘结相与最大剪切应力平面相平行（其空间位置关系如图 7 所示）。图 8 为剪切破坏发生前 90° 试样中的绝热剪切带（图中晶粒方向垂直于图片所在平面）。如图所示，在动态压缩加载下，90° 试样中沿最大剪切应力面形成了贯穿的绝热剪切带（图 8a 中轴向剖面上的对角线），剪切带宽度约为 30 μm ，带内变形非常剧烈，而剪切带以外的区域塑性变形不明显（图 8b）。绝热剪切带形成后，材料沿剪切带迅速剪切破坏，此时试样整体应变小于 0.15（图 3）。

由上可知，随着纤维与加载方向角度的增大，钨重合金的绝热剪切敏感性逐渐提高，当角度增大到 90° 时，条状的粘结相与最大剪切应力面平行，且与最大剪切应力方向垂直（图 7），此时材料表现出的绝热剪切敏感性最高。

3.2 粘结相含量对绝热剪切特性的影响

试验中 93W、95W 和 97W 3 种材料的 90° 试样动

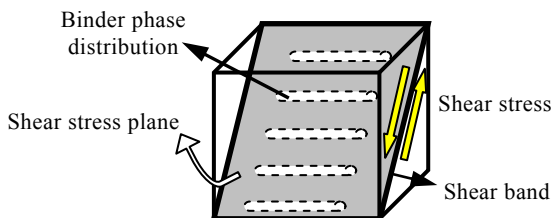


图 7 90° 试样中条状粘结相与最大剪切应力面（断面）的三维位置关系示意

Fig.7 3D-ubiety between the binder phase and the maximum shear stress section in specimens with 90° fibrous orientation

态压缩时均发生了绝热剪切破坏，表现出较高的绝热剪切特性。其中，粘结相含量最高的 93W 剪切破坏时应变值最小（0.12），而 95W 其次（0.15），97W 应变最大（0.23）。可见，随粘结相含量增加，材料发生绝热剪切破坏需要的塑性变形量降低。图 9 为动态压缩试验后 93W、95W 和 97W 3 种材料内部绝热剪切带宽度对比（平均应变率均为 3000 s^{-1} ），结合图 4 中应力应变曲线分析，随着粘结相含量的增加，绝热剪切带的宽度显著降低（93W 中约为 20 μm ），同时试样发生剪切破坏前的应变降低，可见试样中集中塑性变形更剧烈。因此，在一定范围内，粘结相含量越高，材料绝热剪切敏感性越高。

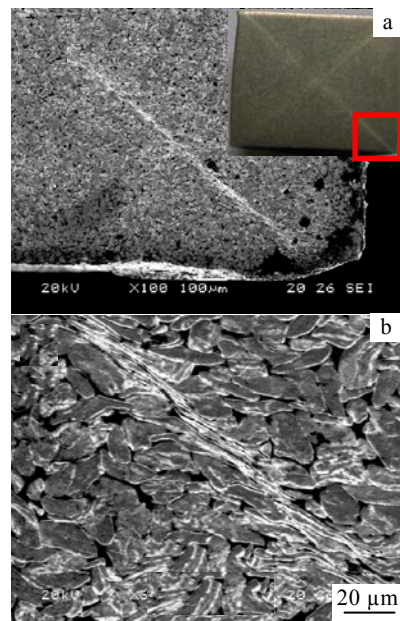


图 8 90° 试样中的绝热剪切带

Fig.8 Adiabatic shear bands in specimens with 90° fibrous orientation

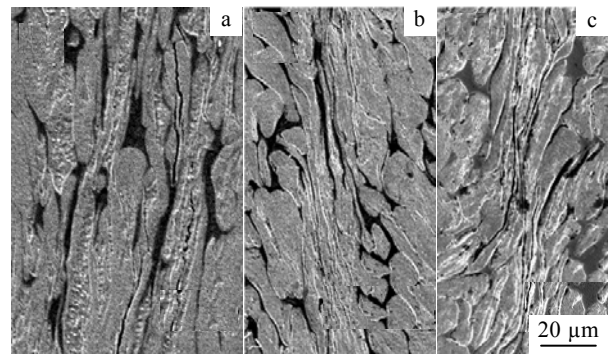


图 9 不同粘结相含量钨重合金的剪切带宽度对比

Fig.9 Thickness of adiabatic shears bands for the specimens of different ratios of matrix by SEM: (a) 97W, (b) 95W, and (c) 93W

3.3 绝热剪切敏感性差别的成因分析

Zenner 和 Hollomon 把绝热剪切现象解释为热塑性失稳^[4], 即当绝热温升引起的热软化超过塑性变形的应变硬化时, 塑性变形集中发生在软化区内, 材料失稳破坏。由于材料动态加载过程中加载应变率高 ($10^3 \sim 10^4 \text{ s}^{-1}$), 加载时间短 ($< 100 \text{ } \mu\text{s}$), 塑性变形产生的热量来不及扩散, 可以近似看作绝热过程。

钨合金动态加载过程中最大剪切应力面附近的绝热温升数值 ΔT 可以由公式(1)计算得出^[5]。 β 是 Taylor-Quinney 系数, 表征塑性变形转化为温升的效率; ρ 是材料的密度, C_p 是材料的比热容。 σ 流变应力, ε_f 为本研究中应理解为最大剪切应力面上的塑性变形。则绝热温升 ΔT 的表达式为:

$$\Delta T = \frac{\beta}{\rho C_p} \int_0^{\varepsilon_f} \sigma \cdot d\varepsilon \quad (3)$$

如图 3 中的真应力-应变曲线所示, 0° 、 45° 和 90° 试样动态压缩过程中流变应力 σ 依次提高, 因此绝热温升数值 ΔT 也相应提高, 这是绝热剪切敏感性提高的原因之一。

在热挤压钨重合金中, 粘结相呈条状分布, 沿不同方向加载时, 粘结相的分布状态发生变化。 0° 试样中粘结相主要承受轴向压应力, 45° 和 90° 试样中粘结相虽然都平行于最大剪切应力面, 但又有所不同, 45° 试样中粘结相长度方向与最大剪切应力平行, 而 90° 试样中条状粘结相长度方向与最大剪切应力方向垂直, 使得条状粘结相整体受到与之垂直的剪切应力作用 (如图 7 中示意)。由于粘结相本身屈服强度较低、塑性好, 在加载初期首先屈服并发生剪切变形, 促使加载初期剪切应变 ε_f 集中在条状粘结相上, 由于以镍铁为主的粘结相本身的导热率低, ε_f 引起绝热温升 ΔT 使粘结相软化, 继而产生更大的剪切应变 ε_f , 和更多的绝热温升 ΔT , 这导致了剪切变形在最大剪切应力平面上的局域化, 并最终在该面上发生绝热剪切失稳破坏。

钨纤维受力状态及晶界的连接相对于入射应力发生改变也是 0° 、 45° 和 90° 试样屈服强度和绝热剪切特性提高的原因之一。

钨重合金中粘结相比比例增大, 会导致剪切应力面上 ε_f 提高和 ρ 降低。根据公式 (3) 可知, 绝热温升 ΔT 提高, 因此, 热挤压态钨重合金中粘结相比比例增大, 材料绝热剪切敏感性提高, 即绝热剪切现象在更小的应变下发生 (图 4), 且剪切带宽度降低 (图 9)。

4 结 论

1) 热挤压钨重合金的绝热剪切敏感性呈现显著的各向异性, 纤维方向与加载轴角度越大, 绝热剪切敏感性越高。

2) 钨纤维及粘结相的分布和受力状态发生改变, 导致动态载荷下最大剪切应力平面上的绝热温升及初期剪切应变值改变, 这是导致热挤压钨重合金绝热剪切特性具有各向异性的主要原因。当纤维方向与加载轴向垂直时, 材料塑性变形高度局域化, 绝热剪切敏感性最高。

3) 粘结相分布状态相同的情况下, 在一定范围内, 粘结相含量越高, 绝热剪切敏感特性越高。

参考文献 References

- [1] Belhadjhamida A, German R M. *The Processing of W-Ni-Mn Alloys and Their Mechanical Properties*[M]. Princeton: Metal Powder Industries Federation, 1993: 217
- [2] Wu G C, You Q, Wang D. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 1999, 17: 299
- [3] Wright TW. *Int J Plast*[J], 1992, 8: 583
- [4] Wang Lili(王礼立), Yu Xitong(余同希), Li Yongchi(李永池). *Impact and Explosion Mechanics(冲击动力学进展)*[M]. Hefei: University of Science and Technology of China, 1992
- [5] Wei Q, Jiao T, Rmesh K T. *Acta Materialia*[J], 2006, 54: 77

Effect Mechanism of Fibre Orientation on the Adiabatic Shear of as-Extruded WHA

Liu Jinxu¹, Li Shukai¹, Zheng Haiyun², Song Xiugang², Ni Fang¹, Chen Zhongkai¹, Zhu Benqiang¹

(1. Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

(2. National 121 Factory, Mudanjiang 157000, China)

Abstract: The 93W-4.5Ni-2.1Fe-0.35Co liquid-phase sintered tungsten heavy alloy (WHA) was fabricated by hot-hydrostatic extrusion at $950 \text{ }^\circ\text{C}$ with plastic deformation ratio of 75%. The specimens for dynamic compression tests were taken from the as-extruded WHA rod along three different directions with the extruding direction. The test results show that the adiabatic shear characteristics of WHA are highly anisotropy for different fiber orientations due to the different adiabatic temperature rise in the different micro-strained condition and the distribution of matrix and fiber.

Key words: tungsten heavy alloy (WHA); adiabatic shear band; matrix distribution; dynamic compressing

Biography: Liu Jinxu, Ph. D., Material Science and Engineering School, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, P. R. China, E-mail: liujinxu@bit.edu.cn