

不同伸长率多晶 Be 室温拉伸断口分析

许德美^{1,2}, 李峰², 王战宏², 钟景明², 李志年², 秦高梧¹

(1. 东北大学 材料各向异性与织构教育部重点实验室, 辽宁 沈阳 110819)

(2. 西北稀有金属材料研究院 稀有金属特种材料国家重点实验室, 宁夏 石嘴山 753000)

摘要: 通过扫描电镜系统分析了伸长率 >5% 和零伸长率多晶 Be 室温拉伸断口形貌。发现多晶 Be 无论伸长率高低, 拉伸断口均平整、无颈缩; 断口宏观形貌分纤维区和放射区, 微观形貌既有裂纹沿一定结晶学表面扩展形成的解理断裂特征, 又有一定塑性变形产生的撕裂棱, 属准解理断口。但是, 伸长率 >5% 的多晶 Be 断口纤维区和放射区界限不清晰, 放射花样细小且走向多变, 断口没有明显的主裂纹源, 断裂是由多个裂纹源汇合所致。而零伸长率多晶 Be 断口纤维区和放射区界限清晰, 放射花样粗大且走向单一, 并且纤维区占整个断口比例极小, 放射花样则几乎遍布断口通区, 断口上可见明显的主裂纹源, 主裂纹源中心往往存在某种组织缺陷, 断裂主要是单一裂纹扩展所致。这表明多晶 Be 的伸长率主要来自于裂纹形核阶段, 微观组织缺陷造成裂纹过早地达到临界裂纹扩展尺寸, 是导致多晶 Be 材室温伸长率降低的主要原因。

关键词: 多晶 Be; 伸长率; 准解理断口; 纤维区; 放射区

中图分类号: TG146.2⁺4; TB383

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)03-0656-06

金属 Be 是一种特殊的功能和结构材料, 在武器、惯性导航、红外光学系统和战略核能等领域有着广泛的应用, 是国防军工、航空航天和战略能源发展不可或缺的材料^[1-3]。但金属 Be 严重的脆性导致其在生产和应用过程中突然断裂, 工程上实际应用的多晶 Be 伸长率通常只有 3%~5%, 生产成本很高并限制了它的应用, 特别是限制了它作为轻质结构材料在航空航天领域的广泛应用^[4,5]。因此, 研究多晶 Be 在应力作用下的断裂行为十分重要。

目前, 多晶 Be 断裂行为的研究主要集中在断裂韧性和宏观失效行为的测试以评估其使用可靠性上^[6-16]。近年来, 由于 ITER 项目的推动, 多晶 Be 在中子辐照条件下的断裂行为也得到重视^[17,18]。因此, 通过扫描电镜对伸长率 >5% 和零伸长率多晶 Be 室温拉伸断口进行了系统的分析, 研究了这 2 种具有不同伸长率的多晶 Be 拉伸断口宏、微观断裂特征, 探讨多晶 Be 室温断裂机制和伸长率下降的原因, 为改善多晶 Be 的塑性提供有益参考。

1 实验

实验材料为粉末热等静压金属 Be 材。材料化学成分分析采用国家军用标准《GJB 2513A-2008 铍化学

分析方法》。力学性能检测采用国家标准《GB/T 228-2002 金属室温拉伸方法》, 但试样为圆形非比例试样, 标距 $l_0=25$ mm, 直径 $d_0=6$ mm。实验材料化学成分(质量分数, %)为: Be 98.5~99.4, BeO 0.6~1.5, C 0.03~0.05, Fe 0.05~1.0, Si 0.01~0.02, 其它杂质 ≤ 0.005 。样品分两组, 一组伸长率 >5%, 另一组伸长率为零。

室温拉伸试验在 Instron5582 型材料试验机上进行, 拉伸速率 3.3×10^{-6} m/s, 拉伸前试样经光亮化铣去除表面机械加工损伤层。

在离拉伸断口表面 2~3 mm 处切取断口试样, 断口试样经超声清洗后, 利用 Supra55 型扫描电镜和 Camebax-Micro 型电子探针仪分析观察断口组织, 并对断口表面出现的杂质进行波谱成分定性分析。

2 结果与讨论

2.1 伸长率 >5% 的多晶 Be 断口形貌特征

伸长率 >5% 的多晶 Be 试样, 室温拉伸最终断裂时表现为瞬间断裂, 无颈缩。断口表面平整, 且与拉伸正应力方向垂直。断口宏、微观形貌见图 1。从图 1a 中可以看出, 伸长率 >5% 的多晶 Be 拉伸断口宏观形貌有纤维区和放射区, 但纤维区和放射区界限不明

收稿日期: 2015-03-20

基金项目: 国家自然科学基金(51474177); 军品配套科研项目(JPPT-125-GH-036)

作者简介: 许德美, 女, 1973 年生, 博士生, 西北稀有金属材料研究院, 宁夏 石嘴山 753000, 电话: 0952-2098461, E-mail: xdm405@163.com

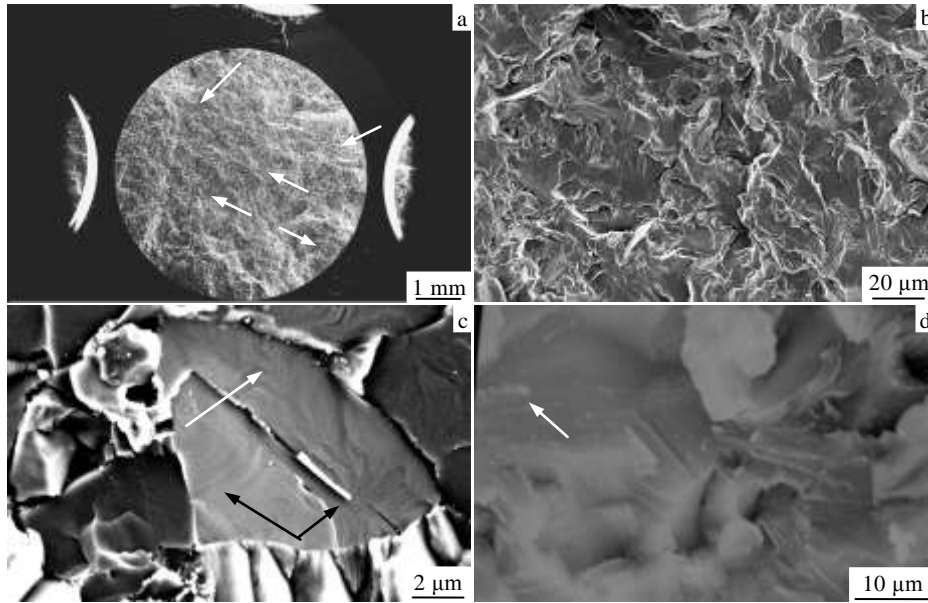


图 1 延伸率>5%的多晶 Be 断口宏观和微观形貌

Fig.1 Fractographs in the polycrystalline beryllium with elongation >5%: (a) macroscopic fractograph, the white arrows showing subcrack sources, (b) river patterns of cleavage, (c) fishbone pattern (the white arrow pointing) and scallop pattern (the black arrows pointing), and (d) cleavage tongue (the white arrow pointing)

显，放射花样细小且走向多变，断口上没有明显的主裂纹源，而是存在多个裂纹源，见图 1a 箭头所示（因裂纹源较多，在图 1a 中未标出所有的裂纹源）。另外，试验还发现放射花样越细小的断口，伸长率越高。断口微观形貌表现为典型解理断裂特征，并具有较强的撕裂棱和二次裂纹，见图 1b。其中主要的解理断裂特征为河流花样，见图 1b，也发现了少量鱼骨状花样、扇形花样（图 1c）和极少的解理舌特征（图 1d），但没有发现解理断裂的瓦纳线特征。

2.2 零伸长率多晶 Be 断口形貌特征

零伸长率多晶 Be 试样，室温拉伸最终断裂时也表现为瞬间断裂，无颈缩，断口表面平整且与拉伸正应力方向垂直，微观断口形貌也表现为解理断裂特征，也存在较多的撕裂棱和二次裂纹，这些与伸长率>5%的多晶 Be 断口相同。但零伸长率多晶 Be 拉伸断口宏观形貌纤维区和放射区界限十分明显，放射花样粗大且走向单一，并且纤维区占整个断口的比例极小，放射花样则几乎遍布断口通区，断口上有明显的主裂纹源，见图 2。

在零伸长率多晶 Be 断口主裂纹源中心，往往能够观察到某种微观组织缺陷，如杂质聚集区（图 3a），大晶粒（图 3b），片状晶体疏松（图 3c）、气孔（图 3d）和大颗粒夹杂（图 3e），但主要的缺陷是图 3a 所示的杂质聚集区类缺陷，其它缺陷较为少见。在某些

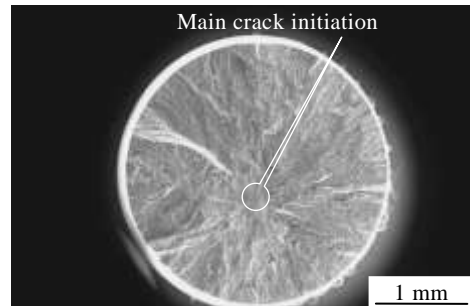


图 2 零伸长率多晶 Be 断口宏观形貌

Fig.2 Macroscopic fractograph in the polycrystalline beryllium with zero elongation

零伸长率多晶 Be 断口中还可以观察到晶间断裂特征，见图 3f。

对多晶 Be 断口上出现的杂质进行波谱定性分析，结果表明：图 3a 所示的杂质聚集区类缺陷的成分有 2 种，一种杂质相十分常见，主要成分是 Be 和 O 元素，并含少量的 Si、Fe 和 Mg 等元素；另一种杂质相以 Be 和 C 元素为主，并含有少量 Si、Fe、O 和 Mg 等元素，但十分少见；图 3c 所示的片状晶体疏松为纯 Be；图 3d 所示的大颗粒夹杂主要以 Be 和 O 元素为主，也含有少量 Si、Fe 和 Mg 等杂质。图 3f 所示的晶间断裂特征晶界表面含有微量的 O、Fe、Si 和 Al 杂质元素。

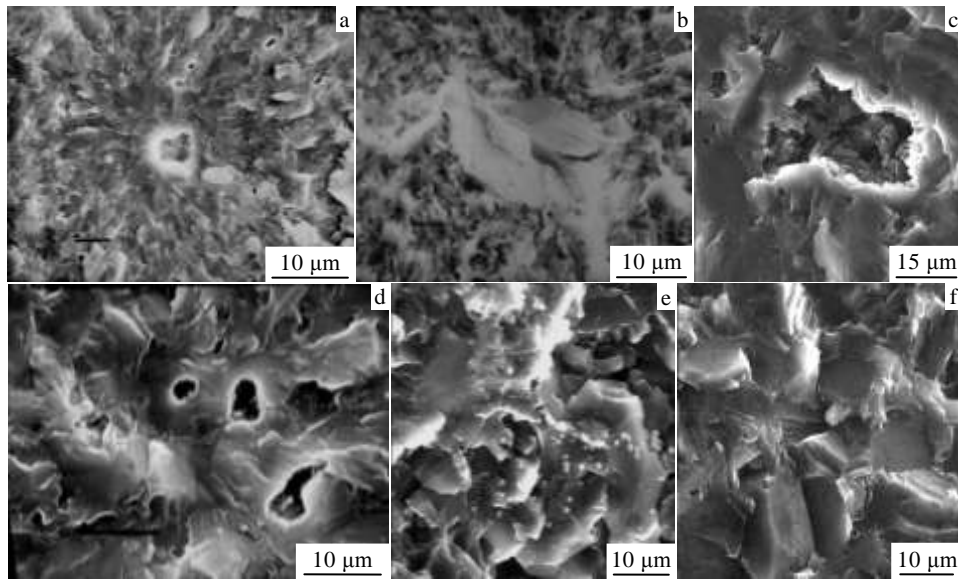


图 3 零延伸率多晶 Be 主裂纹源处的微观组织缺陷

Fig.3 Microstructure defects at main crack initiation of the polycrystalline beryllium with zero elongation: (a) inclusions converging, (b) big grains, (c) porous plate crystal, (d) microholes, (e) big inclusions, and (f) intergranular fracture characteristic

2.3 宏观断口形貌特征分析

Be 是密排六方金属，室温下通常只有 4 个独立的滑移系，且只能 a 滑移，缺乏 c 滑移，变形具有明显的各向异性。同时，Be 的体积模量和剪切模量比值很低为 0.87^[19]，是所有密排六方金属中最低的，低的比率意味着 Be 启动位错和分离原子面所需要的能量十分接近，也就是说少量的滑移之后，因位错堆积造成的应力集中就能达到晶面解理的应力。Be 的这些结构本性决定着 Be 的变形能力十分有限，在室温拉伸试验过程多晶 Be 的断裂受拉伸正应力控制，表现为完全的脆性，瞬间断裂。断裂后断口表面平整、无颈缩，属正断型断口。

按断口学理论，断口纤维区是裂纹缓慢扩展的标志，而放射区是裂纹快速扩展的标志。放射性花样的走向即为裂纹扩展方向，其收敛处为裂纹源，或者说纤维区中央往往代表着裂纹起源处^[20,21]。伸长率 > 5% 的多晶 Be 断口存在多个裂纹源，见图 1a。这表明样品不同组织区域从变形到裂纹形核、再至裂纹缓慢长大到临界扩展尺寸所经历的时间大致相同，裂纹几乎是同时从缓慢生长向快速扩展转变，伸长率 > 5% 的多晶 Be 断裂受多个裂纹扩展控制。当不同的裂纹源相遇时，裂纹扩展方向会改变，故表现为放射花样转向。从微观形貌来看，不同裂纹源之间的汇合往往以撕裂的方式进行，见图 1b。并且，因断口中存在的裂纹源较多，裂纹快速扩展的路径变短无法形成粗大的放射花样，故很难分辨纤维区和放射区的界限，追溯到明

显的主裂纹源。

零伸长率多晶 Be 断口纤维区和放射区界面清晰，可以追溯到明显的主裂纹源，见图 2。这表明零伸长率多晶 Be 断裂主要受单一裂纹扩展控制，即某一裂纹过早的先于其它裂纹达到临界裂纹扩展尺寸，进入快速扩展阶段，而此时其它裂纹还处于缓慢生长阶段。零伸长率多晶 Be 断裂行为的改变往往是由于局部存在某种组织缺陷造成的，见 2.2 节。由于断裂是单一裂纹扩展的结果，裂纹扩展方向不变，故放射花样走向单一、花样粗大。

零伸长率多晶 Be 断口纤维区占整个断口的比例极小，而粗大的放射性花样则几乎遍布断口通区，见图 2。这表明多晶 Be 抵抗裂纹扩展的能力很差，对微裂纹十分敏感。当裂纹生长至临界裂纹扩展尺寸时，裂纹尖端的推进不受阻挡，扩展速度极快，样品瞬间断裂。整个断裂过程表现为完全的脆性，这个过程不可能对伸长率有所贡献。因此，多晶 Be 的伸长率主要来自于微裂纹缓慢长大至临界扩展尺寸之前，即纤维区的形成过程。但多晶 Be 断口纤维区很小，也就是说金属 Be 临界裂纹扩展尺寸较小。

按平面应变断裂韧性 $K_{IC} = Y\sigma_c(\pi a)^{1/2}$ 计算^[22]，取我国工业级热等静压 Be 材通常的抗拉强度 $\sigma_b = 500$ MPa, $K_{IC} = 8 \sim 14$ MPa·m^{1/2}, Y 值取裂纹与外力垂直的平面应变条件下为 1, 可以推算我国热等静压 Be 材通常能够容纳的裂纹临界扩展尺寸为 81~250 μm, 图 2 中纤维区的尺度与该值相当。由此可见，多晶 Be 拉伸断口

组织具有的裂纹源越多,放射性花样越细小,则代表着多晶 Be 各组织区域内微裂纹形核的过程越能得到充分的发挥,各组织区域的变形就越充分、均匀,故伸长率越高。反之,断口主裂纹源明显,放射花样走向单一、粗大,则意味着多晶 Be 本身有限的屈服过程没有得到发挥,材料的伸长率降低,甚至为零。

2.4 微观断口形貌特征分析

多晶 Be 微观断口形貌既有裂纹沿一定结晶学表面扩展形成解理断裂特征,又具有一定塑性变形产生的撕裂棱,见图 1b。结合多晶 Be 宏观断口形貌出现了纤维区和放射区,可以判定多晶 Be 拉伸断口属准解理断口。

通常来说,解理裂纹沿晶粒内许多个相互平行的解理面扩展时,相互平行的裂纹通过二次解理、与螺旋位错相交,撕裂、或通过基体和孪晶的界面发生开裂而相互连接,从而形成类似于河流的花样,河流顺流的方向为裂纹扩展方向^[21,23]。从图 1b 中可以看出,多晶 Be 断口组织中较多晶粒表现为平坦的解理面,较少晶粒存在多个相互平行的解理台阶,这表明多晶 Be 晶粒的解理往往是裂纹在单一解理面上扩展所致。另外,当解理裂纹穿越晶界时,由于晶界位错密度高、位向差大,会产生大量的河流^[21,23],而在多晶 Be 的断口组织中晶界发生河流花样激增的现象较少(图 1b),这反映出多晶 Be 的解理裂纹很难穿越晶界扩展,各晶粒更倾向于独自形成解理裂纹核心,而不是裂纹尖端在各晶粒之间推进。也就是说多晶 Be 不同微裂纹之间的汇合过程不仅表现在宏观尺度上(见 2.3 节),在微观尺度范围内,多晶 Be 的微裂纹生长也更接近于不同晶粒解理小面之间的汇合。从河流花样的走向来看,多晶 Be 的解理裂纹主要起源于晶界。

多晶 Be 解理小面往往通过二次解理和撕裂的方式相连接,晶粒内部不同的解理小面多以二次解理的方式汇合形成解理台阶,不同晶粒之间的解理小面多以撕裂的方式汇合,形成撕裂棱,见图 1b。二次解理也是造成 Be 材断口组织中存在二次裂纹的主要原因。

当解理裂纹起源于晶界附近的晶内时,河流花样将以扇形的方式向外扩展形成所谓的扇形花样^[21,23]。在多晶 Be 断口组织中出现的扇形花样(图 1c 黑色箭头所示)可能是因基面滑移受阻于晶内第二相粒子、亚晶界等造成解理裂纹从晶内起源形成的。多晶 Be 断口鱼骨状花样(图 1c 白色箭头所示)的形成也与基面有关,可能是因基面裂纹扩展过程中,第二序柱面 $\{11\bar{2}0\}$ 伴随着基面(0001)解理一起发生造成的,鱼骨的脊线是 $\{11\bar{2}0\}$ 解理面,两边的鱼骨为 $\{10\bar{1}0\}$ 解理面。

舌状花样是解理裂纹沿主解理面扩展遇到孪晶

后,解理裂纹就会转为沿孪晶与基体的界面扩展,而后再继续沿原解理面扩展,这样就会在解理面上留下舌状孪晶粒突起^[21,23]。Be 室温下通常发生 $\{10\bar{1}2\}$ ($10\bar{1}1$)类孪晶^[6],如果按在(0001)基面发生解理,若该面上存在孪晶晶粒,解理裂纹会沿孪晶粒与正常晶格基体的界面 $\{01\bar{1}2\}$ 发生扩展,直到某一个位置后主裂纹重新回到基体的(0001)面,或者沿孪晶粒内的某晶面发生解理直到基体的(0001)面。这样,都会在(0001)解理面上形成一个突起,即舌状花样,见图 1d 白色箭头所示。

瓦纳线是材料在弹性范围内发生断裂时,裂纹前沿线与以缺陷为中心的球形冲击波交互作用,在断面出现的接近平行的曲线群^[21,23]。瓦纳线的出现意味着材料没有发生塑性变形,前面已经提到多晶 Be 室温下具有一定的塑性变形能力,断裂属准解理断裂。所以这种在弹性范围内出现的解理断裂特征不会出现在多晶 Be 拉伸断口组织中。

2.5 微观组织缺陷对多晶 Be 伸长率的影响

从多晶 Be 断裂行为分析可知,多晶 Be 抵抗裂纹扩展的能力很差,临界裂纹扩展尺寸很小。因此,当组织中存在某种缺陷时,特别是这种组织缺陷会造成局部应力集中时,缺陷处的裂纹尺寸就很容易达到临界裂纹扩展尺寸,造成材料过早的失稳断裂,使多晶 Be 本身有限的屈服过程不能发生,伸长率降低。微观组织缺陷对多晶 Be 的断裂行为有着较大的影响。材料的平面应变断裂韧性 K_{IC} 是一常数,反映材料抵抗脆断的能力,但各种文献中报道的 Be 材 K_{IC} 值并不是一常数^[6-16,22],存在一个非常宽的范围(4~24 MPa $m^{1/2}$),这也反映出 Be 对微观组织缺陷的敏感性。

组织缺陷对多晶 Be 断裂行为的影响主要通过 2 种方式来完成的。一种是因缺陷的存在造成局部应力集中,导致裂纹从该处起源,如大颗粒杂质与 Be 基体失配造成的应力集中,如图 3e 所示。另外,Be 是密排六方金属结构,材料具有各向异性,晶粒大小不均也容易造成局部存在应力集中,如图 3b 所示。可以推测当 Be 材内部存在的应力集中值大于 Be 材屈服强度和抗拉强度之差时,不仅可以导致 Be 材拉伸时伸长率为零,严重时甚至可以发生静置断裂。另一种组织缺陷虽然不造成局部应力集中或造成的应力集中很小,如杂质聚集区(图 3a)、片状晶体疏松(图 3c)、气孔(图 3d)等,但它们却相当于在 Be 中预制了一定尺寸的微裂纹。正如上文所述,Be 材内禀脆性很难靠塑性变形来释放裂纹尖端的应力,对裂纹十分敏感,在拉伸过程中一旦微裂纹尖端形成,这类缺陷就会成为 Be 材解理断裂的裂纹源,劣化 Be 材的伸长率。

杂质聚集区是造成多晶 Be 伸长率降低的主要缺陷。成分定性分析结果表明这些杂质聚集区的主要成分以 Be 和 O 为主,个别有以 C 为主的现象,这与实验材料化学成分分析结果 Be 中的主要杂质为 BeO,含量在 0.5%~1.5% (质量分数),而其它杂质元素的总和一般在 0.1%~0.2%,依次为 C (主要存在形式为 Be₂C)、Fe、Si、Mg 和 Al 等相符。Be 中的大颗粒杂质也是由于杂质汇聚造成的。当杂质相沿晶界成薄膜状连续析出时,晶界的结合强度降低,可以导致多晶 Be 从穿晶解理断裂的方式转变为沿晶界断裂,在断口上表现为晶间断裂的特征,如图 3f 所示,从而严重劣化 Be 材的伸长率。因此,通过工艺减少多晶 Be 微观组织缺陷是改善多晶 Be 室温塑性的有效手段。

3 结 论

1) 多晶 Be 拉伸断口属准解理断口。断口宏观形貌分纤维区和放射区,微观形貌既有裂纹沿一定结晶学表面扩展形成的解理断裂特征,又具有一定塑性变形产生的撕裂棱。

2) 伸长率 >5% 的多晶 Be 拉伸断口组织中的纤维区和放射区界限不清晰,放射状花样细小、走向多变,断口没有明显的主裂纹源,断裂是多个裂纹源汇合所致。而零伸长率多晶 Be 拉伸断口组织中的纤维区和放射区界限清晰,放射花样粗大、走向单一,且纤维区占整个断口的比例极小,放射花样则几乎遍布断口通区,断口上可见明显的主裂纹源,断裂主要是单一裂纹扩展所致。2 种延伸率多晶 Be 断裂行为上的差异是因组织缺陷造成的。组织缺陷导致缺陷处的解理裂纹先于其它裂纹达到临界裂纹扩展尺寸,使多晶 Be 本身有限的屈服过程不能发生,伸长率大幅降低。

3) 多晶 Be 抵抗裂纹扩展的能力很差,对微裂纹十分敏感,裂纹扩展以完全脆性的方式进行,有限的伸长率主要来自于裂纹形核阶段,即纤维区的形成过程。

参考文献 References

- [1] Committee on Assessing the Need for a Defense Stockpile, National Materials Advisory Board, Division on Engineering and Physical Sciences *et al. Managing Materials for a Twenty-First Century Military*[M]. Washington: National Academies Press, 2004: 170
- [2] Haws W J. *JOM*[J], 2000, 52(5): 35
- [3] Roskill Information Services Ltd. *The Economics of Beryllium* [M]. London: Roskill Information Services Ltd, 2001: 111
- [4] Stonehouse A J. *Journal of Vacuum Science and Technology A* [J], 1986, 4(3): 1163
- [5] Nie Dajun(聂大钧). *Beryllium Powder Metallurgy and Processing Technology*(铍粉末冶金与加工技术)[M]. Beijing: Staff Education Textbook Editorial Office of China Nonferrous Metals Corporation, 1986: 2
- [6] Saxton H J, London G J. *Beryllium Science and Technology* [M]. New York and London: Plenum Press, 1979: 115
- [7] Lemon D D, Brown W F. *Journal of Testing and Evaluation*[J], 1985, 13(2): 152
- [8] Burns S J, Gurland J, Richman M H. *Metallography*[J], 1971, 4(6): 533
- [9] Cooper R E. *Journal of Testing and Evaluation*[J], 1975, 3(2): 87
- [10] Cooper R E. *International Journal of Fracture*[J], 1975, 11(4): 649
- [11] Conrad H J, Woodard D H. *Journal of Testing and Evaluation*[J], 1973, 1(2): 88
- [12] Jones M H, Bubsey R T, Brown W F. *Journal of Testing and Evaluation*[J], 1973, 1(2): 100
- [13] Shabbits W O, Logsdon W A. *Journal of Testing and Evaluation*[J], 1973, 1(2): 110
- [14] Kornienko L A, Papirova I I. *Metal Science and Heat Treatment*[J], 1970, 12(10): 885
- [15] Perra M W, Finnie I. *Journal of Materials Science*[J]. 1977, 12(8): 1519
- [16] Bat'kov Yu V, Golubev V K, Sobolev Yu S *et al. Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*[J], 1996, 37(4): 484
- [17] Chaouadi R, Moons F, Puzzolante J L. *Tensile and Fracture Toughness Test Results of Neutron Irradiated Beryllium*[R]. Mol, Belgium: Studiecentrum Voor Kernenergie/Centre d'Etude de l'Energie Nucléaire (SCK CEN), 1997: 1
- [18] Moons F, Chaouadi R, Puzzolante J L. *Fusion Engineering and Design*[J], 1998, 41(1): 187
- [19] Martin A J, Ellis G C. *The Metallurgy of Beryllium*[C]. London: Chapman & Hall Ltd, 1963: 3
- [20] Greetham G, Martin A J. *The Metallurgy of Beryllium*[C]. London: Chapman & Hall Ltd, 1963: 47
- [21] Bennett W D. *The Metallurgy of Beryllium*[C]. London: Chapman & Hall Ltd, 1963: 33
- [22] Greenspan J. *Beryllium Its Metallurgy and Properties*[M]. Berkeley and Los Angeles: University of California Press, 1965: 240
- [23] Gindin I A, Grinyuk V N, Ivanov V Ye *et al. The Physics of Metals and Metallography*[J], 1968, 26(1): 152

Tensile Fractograph Analysis of Polycrystalline Beryllium with Different Elongations at Room Temperature

Xu Demei^{1,2}, Li Feng², Wang Zhanhong², Zhong Jingming², Li Zhinian², Qin Gaowu¹

(1. Key Laboratory for Anisotropy and Texture of Materials (Ministry of Education), Northeastern University, Shenyang 110819, China)

(2. State Key Laboratory of Special Rare Metal Materials, Northwest Rare Metal Materials Research Institute, Shizuishan 753000, China)

Abstract: The tensile fractography of polycrystalline beryllium with zero and >5% elongations at room temperature was examined by scanning electron microscopy. The results show that the tensile fracture of polycrystalline beryllium is of flat surface without necking. Regardless of elongation of polycrystalline beryllium, its macroscopic fractography has fibrous and radical zones, and its microscopic fractography has cleavage fracture patterns produced by cracks propagating along some specific crystallographic surfaces, together with tear ridges produced by some plastic deformation. Therefore, tensile fracture of polycrystalline beryllium is of quasi-cleavage one. For the polycrystalline beryllium with >5% elongation, the boundaries between fibrous and radical zones in the fracture area are not clear, and radial patterns are tiny and of multiple directions. The main crack source is not obvious in the fractograph, and the fracture is caused by the confluence of multiple cracks. In contrast, for the polycrystalline beryllium with zero elongation, the boundaries between fibrous and radical zones in the fracture area are clear, and the radial patterns are coarse with one direction. The radical patterns are mainly across almost all regions of the fracture area, together with very limited fibrous zones. The main crack source is obvious, where some kinds of microstructure defects exist, and the fracture is mainly controlled by a single crack propagation. It can thus be concluded that the elongation of polycrystalline beryllium mainly arises from the microcrack nucleation stage. Microstructure defects lead microcracks to prematurely reach the critical size of crack propagation, which is responsible for the poor ductility of polycrystalline beryllium at room temperature.

Key words: polycrystalline beryllium; elongation; quasi-cleavage fracture; fiber zone; radiation zone

Corresponding author: Qin Gaowu, Ph. D., Professor, Key Laboratory for Anisotropy and Texture of Materials (Ministry of Education), Northeastern University, Shenyang 110819, P. R. China, Tel: 0086-24-83683772, E-mail: qingw@smm.neu.edu.cn