文章编号：1004-0609(2008)07-1171-07

单向拉伸与压缩时粗晶纯锌的形变及损伤行为

李 慧[1]，李小武[1, 2]，段启强[3]，张哲峰[3]

(1. 东北大学 理学院 材料物理与化学研究所，沈阳 110004；
2. 东北大学 材料各向异性与织构教育部重点实验室，沈阳 110004；
3. 中国科学院 金属研究所 沈阳材料科学国家(联合)实验室，沈阳 110016)

摘 要：对具有密排六方(hcp)结构的粗晶纯锌(纯度为 99.995%)试样进行单向拉伸与压缩实验，研究其形变及损伤行为。用金相显微镜和扫描电镜对试样的表面变形形貌以及断口形貌进行观察。结果表明：单向拉伸试样塑性很差，只有当应变速率很小时才表现出一定的塑性，在形变过程中几乎没有滑移系开动，只有少量孪晶产生，断口主要以解理断裂为主；单向压缩试样的塑性远优于相同应变速率下的拉伸试样，不同压缩量试样的形变与损伤方式略有不同，主要有孪生(包括二次孪晶)、滑移和裂纹的形成等；晶界在不同载荷下也有不同的表现。
关键词：粗晶；纯锌；hcp 结构；形变；损伤
中图分类号：TG 113.25 文献标识码：A

Deformation and damage behavior of coarse-grained pure zinc under unidirectional tension and compression

LI Hui[1], LI Xiao-wu[1, 2], DUAN Qi-qiang[3], ZHANG Zhe-feng[3]

(1. Institute of Materials Physics and Chemistry, College of Sciences, Northeastern University, Shenyang 110004, China;
2. Key Laboratory for Anisotropy and Texture of Materials, Ministry of Education, Northeastern University, Shenyang 110004, China;
3. Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, The Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: The deformation and damage behavior of coarse-grained pure zinc (purity of 99.995%), with typical hcp structure, were investigated under unidirectional tension and compression. The surface deformation features and fracture surfaces of all deformed samples were observed by optical microscopy and scanning electron microscopy. The results show that under unidirectional tensile deformation, this material exhibits a very poor plasticity. Only under the case that the strain rate is very low, does the pure zinc show somewhat of plasticity. The slip systems can hardly operate under this circumstance, and only a few deformation twins can be found. Cleavage fracture is the major mode of a final failure of samples. In contrast, the samples of pure Zn present much better plasticity under compressive tests than under tensile tests at comparable strain rates. The deformation and damage behavior are slightly distinctive under different compressive strains, consisting of twinning (including formation of secondary twins), slip deformation, cracking, etc. Grain boundaries act as varying roles under different loading conditions.
Key words: coarse-grained; pure zinc; hcp structure; deformation; damage

基金项目：国家自然科学基金资助项目(50671023，50571104)；教育部新世纪优秀人才支持计划资助项目(NCET-07-0162)
收稿日期：2007-07-13；修订日期：2008-03-20
通讯作者：李小武，教授，博士；电话：024-83678479；E-mail: xwli@mail.neu.edu.cn

揭示各类金属材料的塑性变形机制是非常重要的研究课题[1]。金属塑性变形的主要方式有滑移、孪生和扭折。对密排六方(hcp)结构的金属，由于独立滑移系少，孪生成为其重要的变形方式。但单纯的孪生形变所能产生的总形变量比较小，如在锌晶体中当全部晶体沿$\{10\bar{1}2\}$面转变成孪晶时最大的伸长率仅为7.39%左右[2−3]，因此，只有在孪生与滑移共同作用下它才能有较好的塑性。hcp晶体的孪生受轴比、温度和受力情况等因素影响很大，塑性好的Re、Zr和Ti既有拉伸孪晶，也有压缩孪晶，而塑性差的Zn和Be只有压缩孪晶[4]。TORONCHUK[5]讨论了形变孪晶与声发射的关系，对Zn的塑性变形并未做很多解释；CHMELIK[2−3]于 1993 年又利用声发射的方法对Zn的形变行为进行研究，主要研究室温下应变速率和晶粒尺寸等对Zn的拉伸形变行为的影响，但未进行具体的变形特征观察。目前，关于六方金属形变行为的研究有很多报道，但研究主要集中在轴比(c/a)较小的Zr及其合金[6−10]、Ti及其合金[9, 11−15]和广泛应用的Mg及其合金[10, 16−19]等金属材料上，而对轴比较大的hcp金属(如：Zn，其轴比为 1.856)的研究却少见报道[2−3, 5, 20−21]。本文作者通过实验考察粗晶纯锌在单向拉伸载荷和单向压缩载荷作用下的形变与损伤行为，利用光学和电子显微镜对材料表面和断口上所形成的各类形变与损伤特征进行分析，进而对损伤机理作出定性的判断，这有助于对其它六方金属的深入研究。

1 实验

实验所用的材料是纯度为 99.995%的工业纯锌。实验前对所有试样的表面进行预磨和机械抛光，直至表面在金相显微镜下基本观察不到划痕。样品晶粒尺寸较大，利用平均线截距法测定其平均晶粒尺寸约为 3 mm，晶粒内存在亚结构。大晶粒尺寸有利于研究单个晶粒内的局部变形和损伤机制。单向拉伸实验在MTS拉扭 10 kN疲劳机上进行，应变速率分别为 10^{-4}、10^{-3}与 10^{-2} /s，样品尺寸为 4 mm×5 mm×16 mm。单向压缩实验是在MTS810 热机械疲劳机上进行的，试样尺寸为 4 mm×4 mm×8 mm，压缩实验在同一应变速率(5×10^{-4} /s)但不同应变量(3%、6%、11%、16%和36%)下进行。所有实验都是在室温下进行的。拉伸和压缩实验后，利用扫描电子显微镜(SEM)或金相显微镜(OM)对试样表面变形特征以及拉伸断口进行观察。

2 结果与分析

2.1 拉伸、压缩真应力—真应变曲线

鉴于不同应变速率下真拉伸应力—真应变曲线的相似性以及不同压缩应变量下真压缩应力—真应变曲线的相似性，本实验只给出具有代表性的拉伸和压缩真应力—真应变曲线。

图 1(a)所示为应变速率为 10^{-4} /s的拉伸试样的真应力—真应变曲线；图 1(b)所示为应变速率为 5×10^{-4} /s、应变量为 36%的压缩样品的真应力—真应变曲线。从图中可以清晰看出，两条曲线抖动剧烈，即流变应力随应变的变化而上下波动，表明在变形的过程中伴随着孪晶的产生，从而产生应力的不断松弛。压缩曲线显然抖动得更为剧烈。Zn的孪生方式只有$\{10\bar{1}2\}[10\bar{1}\bar{1}]$这一种，并且只在$c$轴受压应力时产

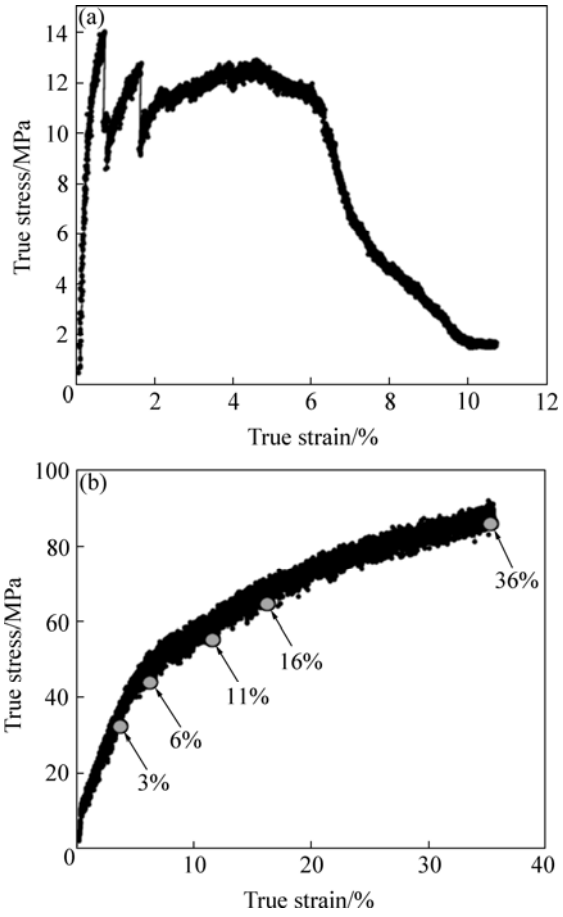

图 1 单向拉伸和压缩试样的真应力—真应变曲线

Fig.1 True stress—true strain curves for samples under unidirectional tension and compaction: (a) At tensile strain rate of 10^{-4} s^{-1}; (b) At compressive strain rate of 5×10^{-4} s^{-1}, with total compressive strain of 36%

生[4]，因此，对试样进行压缩更适于孪晶的形成和发展。

材料发生塑性变形的难易程度与不同的加载方式(也即应力状态)密切相关。根据应力状态软性系数α的定义[22]：

$$\alpha = t_{\max} / S_{\max} = (\sigma_1 - \sigma_3) / 2[\sigma_1 - 0.25(\sigma_2 + \sigma_3)]$$

式中　σ_1、σ_2、σ_3分别为 3 个主应力，且$\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$；$t_{\max}$是按最大切应力理论计算的最大切应力；$S_{\max}$则是按最大正应变理论定出的最大正应力。显然，对于单向拉伸载荷，$\sigma_1=\sigma$，$\sigma_2=\sigma_3=0$，故$\alpha=0.5$；而对于单向压缩载荷，$\sigma_1=\sigma_2=0$，$\sigma_3=\sigma$，故$\alpha=2$，明显高于单向拉伸载荷，也即在单向压缩载荷作用下，最大切应力与正应力的比值较单向拉伸情况大，应力状态软，金属易产生塑性变形。因此，在纯锌的压缩变形时，除了易于激发孪晶的产生外，同时会局部引起某些滑移系的开动而产生滑移变形。因此，在实验中观察到纯锌的压缩塑性明显好于拉伸塑性。

实验测得的不同应变速率下拉伸试样的屈服强度和伸长率列于表 1 中。由表可知，粗晶纯锌拉伸试样在应变速率为 10^{-3} /s时屈服强度达最小值为 5.9 MPa，伸长率随着应变速率的增大而减小，并且减小得很快。试样压缩变形时，当压缩应变量为 36%时可承受 90 MPa的应力而不断裂，显然比拉伸试样塑性要好很多。上述拉伸试样的屈服强度和伸长率都很小，屈服强度最大的仅为 11.6 MPa，与CHMELIK[2−3]测得的晶粒尺寸为 400 μm的拉伸实验的屈服强度 30 MPa和伸长率 18%相比都小很多，这是由于晶粒尺寸越小，延展性越大，屈服强度越高的缘故。本工作所选试样的平均晶粒尺寸为 3 mm，远大于 400 μm，因此得到的屈服强度小很多。由于$\{10\bar{1}2\}$孪生只在c轴受压应力时产生，加之应力状态软性系数的影响[22]，纯锌在拉伸时塑性远差于压缩试样。

表 **1**　不同应变速率下样品的拉伸屈服强度和伸长率

Table 1　Yield strength and elongation under tensile deformation at different strain rates

Strain rate/s^{-1}	Yield strength/MPa	Elongation /%
10^{-4}	11.6	6.3
10^{-3}	5.9	5.6
10^{-2}	7.5	3.2

2.2　拉伸载荷下的形变损伤特征

图 2(a)所示为应变速率为 10^{-4} /s的拉伸试样表面变形形貌的SEM像。从图中可以看出，试样表面产生一些裂纹，裂纹形成的主要机制是孪晶开裂(Twin cracking)，而未观察到沿晶界开裂的现象，这表明在拉伸载荷下裂纹更易在孪晶界而不是随机晶界处产生。随着应变速率增加到 10^{-3} /s时，如图 2(b)所示，试样表面的损伤形式基本上与前者类似，只是裂纹数量稍有增加。当应变速率达到 10^{-2} /s时，如图 2(c)所示，试样表面上形成的裂纹明显增多，但试样表面比较平整，塑性变形很少，裂纹产生的机制主要也是孪晶开裂，有些裂纹的开口很小，表明局部裂纹扩展较快。图 3 所示为应变速率分别为 10^{-4}、10^{-3}和 10^{-2} /s的拉伸试样的断口形貌。由图可知，断口整体上均为解理断口，呈现明显的脆性断裂特征。不过，应变速率较小时，解理台阶处表现出微弱的韧性断裂特征，如图 3(a)中箭头所示。在解理面上可以看见孪晶(twin)的痕迹(如图 3(b)所示)。随应变速率的增大，解理断

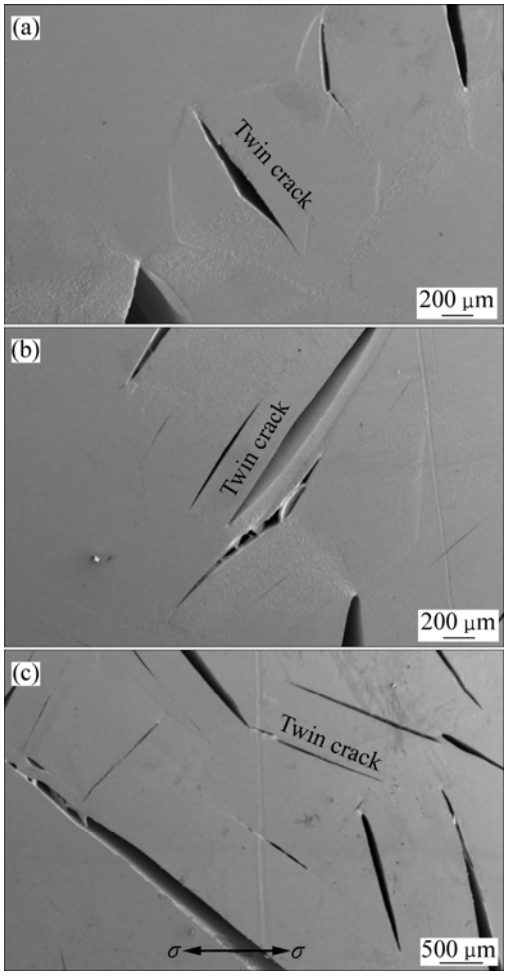

图 **2**　不同应变速率下的拉伸试样的表面变形形貌

Fig.2　Surface deformation features of unidirectional tensile samples at different strain rates: (a) 10^{-4} /s; (b) 10^{-3} /s; (c) 10^{-2} /s

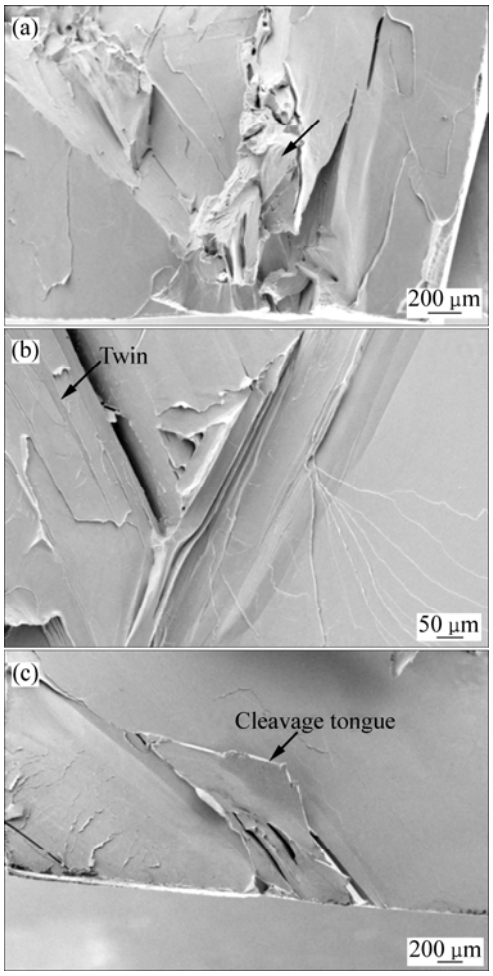

图 **3** 不同应变速率下的单向拉伸试样的断口形貌

Fig.3 Fracture surface features of unidirectional tensile samples at different strain rates: (a) 10^{-4} /s; (b) 10^{-3} /s; (c) 10^{-2} /s

口表面上出现明显的舌状花样(或解理舌，Cleavage tongue)，如图 3(c)所示。这种舌状花样的形成是由于材料在高速形变中解理裂纹沿形变孪晶界扩展而留下的舌状凹坑或凸台[22]。

2.3 压缩载荷下的形变损伤特征

图 4~6 所示为应变速率为 5×10^{-4} /s、应变量分别为 3%、11%和 36%的单向压缩试样的表面变形形貌。由图可知，即使应变量很小(3%)时，试样表面已被损伤，当应变量逐渐加大时，试样表面形变损伤情况越来越严重，当增大到 36%时表面已经完全损伤。

当应变量很小时，主要的损伤形式为孪生和局部形成裂纹，表面损伤程度较低(见图 4)。在试样表面有很多形变孪晶(Deformation twins)产生(见图 4(a))，而仅在边缘处有一些滑移带(Slip bands)出现(见图 4(b))，这表明在粗晶纯锌中和在锆晶体[10]中一样，孪晶在某些情况下比滑移更容易形成。裂纹主要是沿晶界处尤其是三晶交界处开裂(见图 4(c))。在孪晶界处也有裂纹的产生(见图 4(d))，但不如晶界处裂纹多，这表明在压缩载荷下随机晶界要比孪晶界更容易开裂。当应变量增大至 11%时，主要的形变损伤机制并没有很大的改变，但滑移线的产生已经增多，有些区域有两个滑移系同时开动(见图 5(a)和(c))，并且产生了更大量的孪晶，在大的孪晶内形成一些小的二次孪晶(Secondary twins)，并有许多细滑移线穿越这些孪晶(见图 5(b))。裂纹的形成出现沿滑移面开裂的情况，两个沿滑移面启裂的裂纹由一条与其垂直的裂纹相连(见图 5(c))。当应变量增加至 36%时，试样表面损伤变得十分严重，表面形成很多较大的裂纹(见图 6(a))，并且主要以孪晶开裂为主，这是因为晶界的开裂已经协调不了如此大的变形要求(见图 6(a)和(c))。总体看来，塑性变形方式主要还是孪生变形，不过滑移线的大量形成(见图 6(b))表明滑移变形也明显增强。另外，观察到试样表面有台阶结构的形成(见图 6(d))，这种表面台阶状结构的形成应该与锌的孪生变形密切相关。在变形中，材料通过孪晶的不断形成，沿孪生方向挤出表面，从而在表面形成高低不一的台阶状花样，这些台阶平面就可能对应着孪晶面，造成表面的严重损伤，呈现明显的脆性特征。

从图 4~6 还可以看出，粗晶工业纯锌压缩变形及损伤的主要特征如下：1) 晶界可以阻止孪生变形的继续进行，当孪晶遇到晶界时将不能继续向另一个晶粒生长，同时晶界还可以阻止孪晶裂纹的继续扩展；2) 在适当情况下有两个滑移系开动；3) 在变形量很大时表面将有台阶状花样产生；4) 在裂纹形成方面，随机晶界比孪晶界更容易开裂，应变量较小时主要以沿晶界开裂为主，随应变量的逐渐增大，由于随机晶界数目很少，沿孪晶开裂成为主要开裂方式，偶尔也会有沿滑移系开裂的情况产生；5) 孪生可以产生更多的合适取向使滑移系开动，导致滑移线的大量产生；孪晶还可以充当亚晶的作用提高材料的强度[17]，这对应于图 1(b)中压缩塑性和强度明显好于图 1(a)中的拉伸塑性和强度；6) 样品在单向压缩载荷作用下主要的变形及损伤特征与LI等[21]观察到的压−压疲劳时样品的主要损伤特征比较相似。鉴于上述实验结果，样品的主要压缩形变损伤机制如图 7 所示。

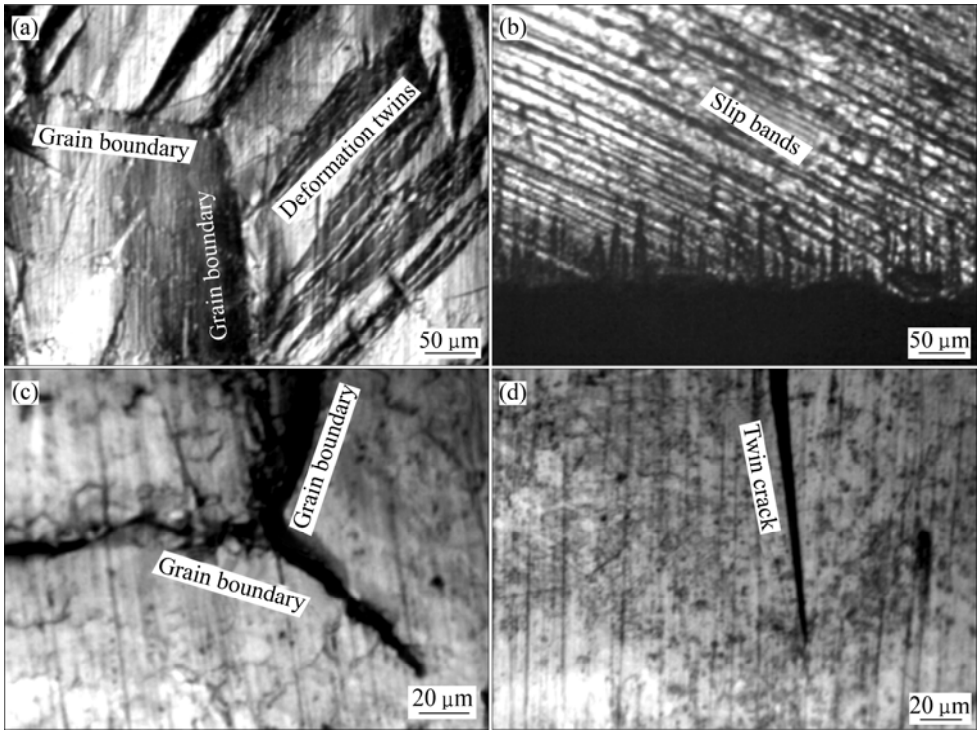

图 **4**　应变速率为 5×10^{-4} /s、应变量为 3%时压缩试样的表面变形形貌

Fig.4　Surface deformation features of compression samples at strain rate of 5×10^{-4} /s and with compressive strain of 3%

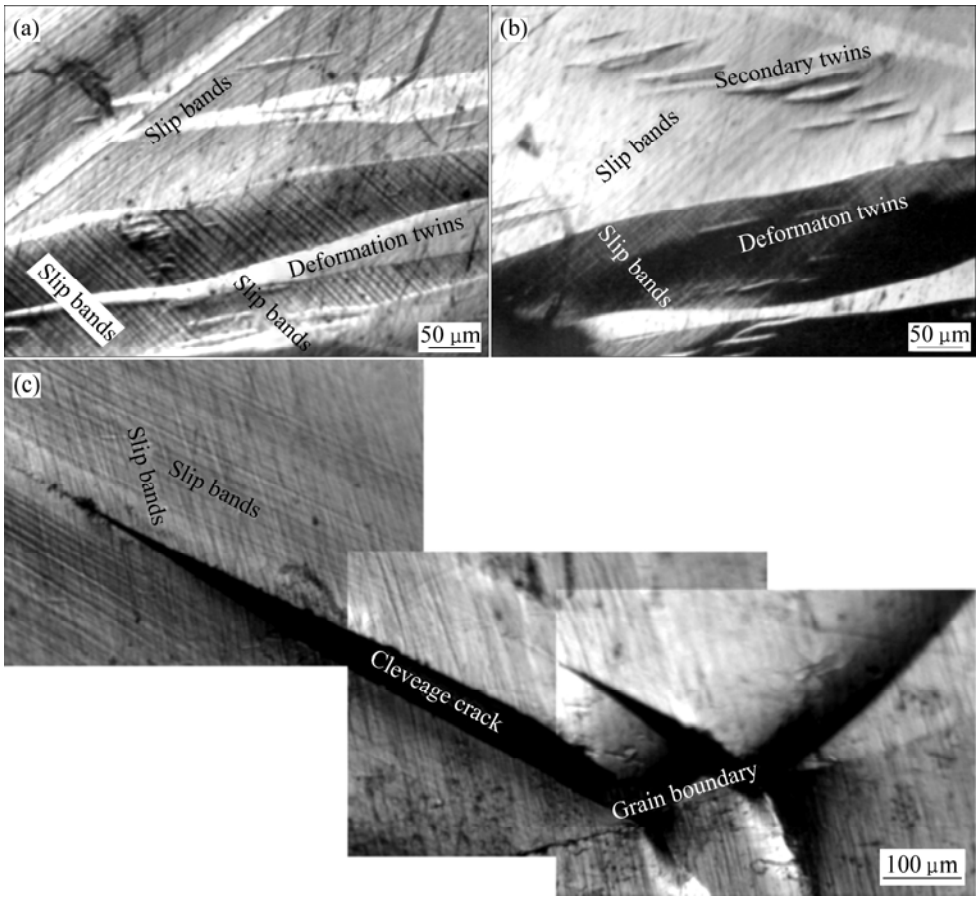

图 **5**　应变速率为 5×10^{-4} /s、应变量为 11%时压缩试样的表面变形形貌

Fig.5　Surface deformation features of compression samples at strain rate of 5×10^{-4} /s and with total compressive strain of 11%

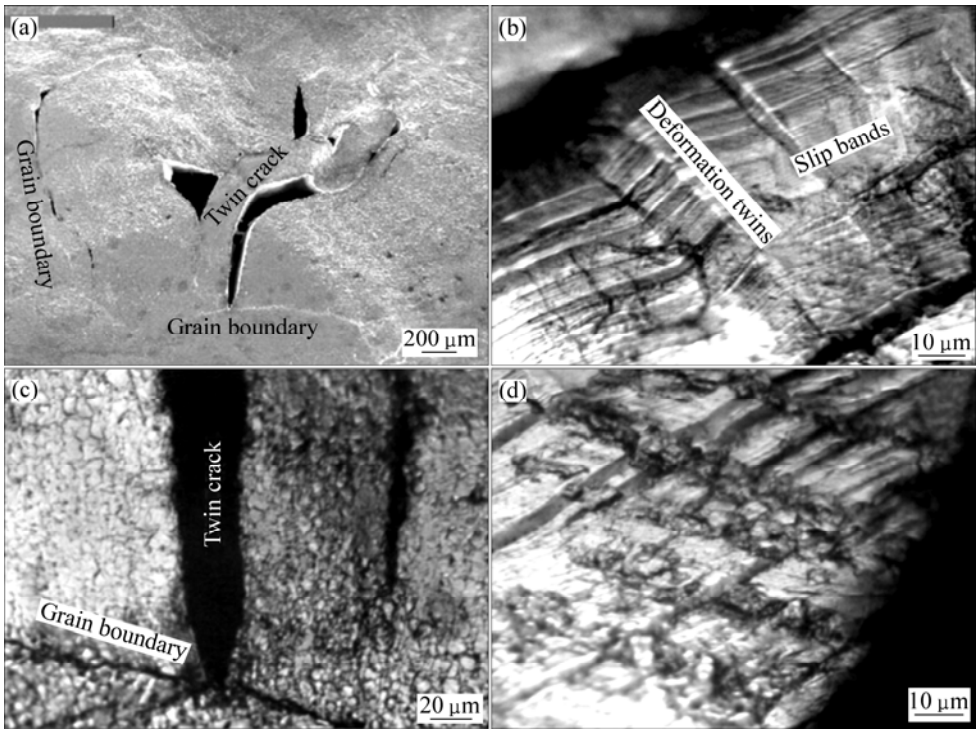

图 **6** 应变速率为 5×10^{-4} /s、应变量为 36%的压缩试样表面变形形貌

Fig.6 Surface deformation features of compaction samples at strain rate of 5×10^{-4} /s and total compressive strain of 36%

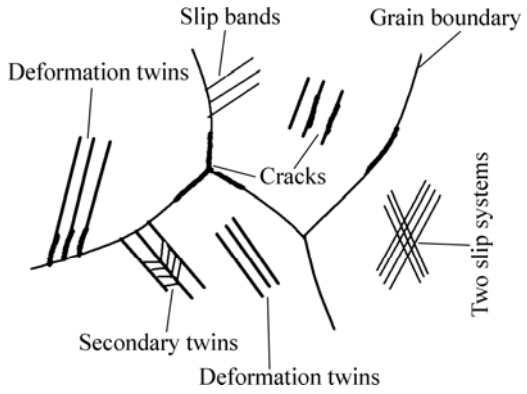

图 **7** 粗晶纯锌的压缩形变损伤机制示意图

Fig.7 Sketch of compressive deformation damage mechanisms of coarse-grained pure Zn

3 结论

1) 随应变速率的增加，拉伸试样的伸长率降低，脆性增大。主要损伤机制为沿孪晶界形成裂纹，一般不出现滑移系的开动，只有少量孪晶产生，断口为典型的解理断口。

2) 样品压缩时的塑性远好于拉伸时的塑性。塑性变形主要以孪生方式进行，在一定条件可以产生二次孪晶，形变孪晶的大量产生显著地提高了样品的塑性。晶界可以阻止孪晶的发展和孪晶界裂纹的扩展。与拉伸载荷下的情况不同，在压缩载荷下可以发生一定程度的滑移变形，并随应变量的增大得到增强，有时可观察到两个滑移系的开动。

3)样品在拉伸载荷下孪晶界比随机晶界更易于开裂；而在压缩载荷下随机晶界比孪晶界更容易开裂。

REFERENCES

[1] SURESH S. 材料的疲劳[M]. 王中光, 译. 北京: 国防工业出版社, 1993.
SURESH S. Fatigue of materials[M]. WANG Zhong-guang, transl. Beijing: National Defense Industry Press, 1993.

[2] CHMELIK F, TROJANOVA Z, LUKAC P. Acoustic emission from zinc deformed at room temperature (Part Ⅰ): The influence of stain rate on deformation behavior and acoustic emission in pure zinc[J]. Journal of Materials Science Letters, 1993, 12: 1086−1087.

[3] CHMELIK F, TROJANOVA Z, LUKAC P. Acoustic emission from zinc deformed at room temperature (Part Ⅱ): The influence of grain size on deformation behavior and acoustic emission in pure zinc[J]. Journal of Materials Science Letters, 1993, 12: 1166−1168.

[4] 谭小礼, 顾海澄. hcp 金属塑性变形与疲劳机理[J]. 材料研究

学报, 1996, 10(6): 569−579.
TAN Xiao-li, GU Hai-cheng. Plastic deformation and fatigue mechanisms of hcp structure metals[J]. Chinese Journal of Materials Research, 1996, 10(6): 569−579.

[5] TORONCHUK J P. Acoustic emission during twinning of zinc single crystals[J]. Materials Evolution, 1977, 10: 51−53.

[6] BOLMARO R E, SIGNORELLI J W, BROKMEIER H G, ARMAS A F, HEREÑÚ S, ALVAREZ-ARMAS I. Cyclic softening mechanisms of Zry-4 at room temperature: the unlikely influence of texture variations[J]. Scripta Materialia, 2004, 51(6): 617−621.

[7] DUNLOP J W, BRÉCHET Y J M, LEGRAS L, ESTRIN Y. Dislocation density-based modeling of plastic deformation of Zircaloy-4[J]. Mater Sci Eng A, 2007, 443(1/2): 77−86.

[8] BEYERLEIN I J, TOME C N. A dislocation-based constitutive law for pure Zr including temperature effects[J]. International Journal of Plasticity, 2008, 24(5): 867−895.

[9] MONNET G, DEVINCRE B, KUBIN L P. Dislocation study of prismatic slip systems and their interactions in hexagonal close packed metals: application to zirconium[J]. Acta Materialia, 2004, 52(14): 4317−4328.

[10] ADDESSIO L B, CERRTA E K, GRAY G T. Mechanical behavior of zirconium and hafnium in tension and compression[J]. Metall Mater Trans A, 2005, 36(11): 2893−2903.

[11] TAN X L, GU H C, ZHANG S F, LAIRD C. Loading mode dependence of deformation microstructure in high purity titanium single crystal oriented for difficult glide[J]. Mater Sci Eng A, 1994, 189(1/2): 77−84.

[12] TAN X L, GU H C, WANG Z G. Cyclic deformation features in high purity titanium bicrystals[J]. Mater Sci Eng A, 1995, 196(1/2): 45−52.

[13] TAN X L, GU H C. Stacking faults in fatigued titanium single crystals[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1995, 33(12): 1977−1980.

[14] TAN X L, GU H C. Fatigue crack initiation in high purity titanium crystals[J]. International Journal of Fatigue, 1996, 18(5): 329−333.

[15] ZHANG Z F, GU H C, TAN X L. Low-cycle fatigue behavior of commercial-purity titanium[J]. Mater Sci Eng A, 1998, 252(1): 85−92.

[16] GRAFF S, BROCKS W, STEGLICH D. Yielding of magnesium: From single crystal to polycrystalline aggregates[J]. International Journal of Plasticity, 2007, 23(12): 1957−1978.

[17] BROWN D W, AGNEW S R, BOURKE M A M, HOLDEN T M, VOGEL S C, TOMÉ C N. Internal strain and texture evolution during deformation twinning in magnesium[J]. Mater Sci Eng A, 2005, 399(1/2): 1−12.

[18] STAROSELSKY A, ANAND L. A constitutive model for hcp materials deforming by slip and twinning: application to magnesium alloy AZ31B[J]. International Journal of Plasticity, 2003, 19(10): 1843−1864.

[19] MERKEL S, YAGI T. Effect of lattice preferred orientation on lattice strains in polycrystalline materials deformed under high pressure: Application to hcp-Co[J]. Journal of Physics and Chemistry of Solids, 2006, 67(9/10): 2119−2131.

[20] ZHANG X, WANG H, SCATTERGOOD R O, NARAYAN J, KOCH C C, SERGUEEVA A V, MUKHERJEE A K. Studies of deformation mechanisms in ultra-fine-grained and nanostructured Zn[J]. Acta Materialia, 2002, 50(19): 4823−4830.

[21] LI H, DUAN Q Q, LI X W, ZHANG Z F. Compressive and fatigue damage behavior of commercially pure zinc[J]. Mater Sci Eng A, 2007, 466(1/2): 38−46.

[22] 束德林. 金属力学性能[M]. 第二版. 北京: 机械工业出版社, 1995.
SHU De-lin. Mechanic properties of metals[M]. 2nd ed. Beijing: China Machine Press, 1995.

(编辑　龙怀中)