

Effect of Cold-Deformation on Mechanical Property and Microstructure of 2219 Aluminum Alloy Ring Rolled Pieces

Yunqiang Chen^{1,2}, Kanghua Chen^{1,2,3*}, Songyi Chen^{1,2}, Jun Xing^{1,2}

¹Light Alloy Research Institute, Central South University, Changsha Hunan

²Nonferrous Metal Oriented Advanced Structural Materials and Manufacturing Cooperative Innovation Center, Central South University, Changsha Hunan

³State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha Hunan

Email: shuracyq3@163.com, *khchen@csu.edu.cn

Received: May 7th, 2016; accepted: May 28th, 2016; published: May 31st, 2016

Copyright © 2016 by authors and Hans Publishers Inc.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY).

<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



Open Access

Abstract

The effect of cold-deformation about 2219 aluminum alloy ring rolled pieces was investigated by Vicker hardness TEM, SEM, and mechanical testing. Study shows that hardness and time of peak-aging gradually increase following the adding of cold-deformation. Yield strength or tensile strength increases firstly and then maintains as the cold-deformation adding. At deformation 3%, it has best properties with the tensile strength: 426.52 MPa (axial direction), 436.62 MPa (tangent direction) and 445.67 MPa (radial direction), and yield strength: 323.88 MPa (axial direction), 334.35 MPa (tangent direction), 336.72 MPa (radial direction). The elongation will decrease along with the cold-deformation adding, which is particularly significant along tangent direction. As cold-deformation increases, precipitation of alloy becomes longer and wider, the mechanism of dislocation changes to Orowan from the cross precipitation. In general, forge pieces have best properties at 3% deformation.

Keywords

2219 Large Ring Rolled Pieces, Cold-Deformation, Mechanical Properties, Corrosion Resistance, Age Precipitation Phase

*通讯作者。

冷变形对2219铝合金环轧件组织和力学性能的影响

陈运强^{1,2}, 陈康华^{1,2,3*}, 陈送义^{1,2}, 邢 军^{1,2}

¹中南大学轻合金研究院, 湖南 长沙

²中南大学有色金属先进结构材料与制造协同创新中心, 湖南 长沙

³中南大学粉末冶金国家重点实验室, 湖南 长沙

Email: shuracyq3@163.com, khchen@csu.edu.cn

收稿日期: 2016年5月7日; 录用日期: 2016年5月28日; 发布日期: 2016年5月31日

摘 要

本文采用维氏硬度计、拉伸力学性能测试, 透射电镜(TEM)、扫描电镜(SEM)等实验分析手段, 研究了2219环轧件在不同冷变形条件下的组织和力学性能。结果表明: 随着冷变形程度的增加, 合金达到峰值时效的时间明显缩短, 其峰值硬度逐渐增加; 材料的抗拉强度和屈服极限随冷变形量的增加先增加后略微下降, 冷变形量为3%时性能最佳, 抗拉强度为426.54 MPa (轴向)、436.62 MPa (切向)、445.67 MPa (径向)和屈服强度为323.88 MPa (轴向)、334.35 MPa (切向)、336.72 MPa (径向); 随着冷变形量的增加, 合金塑性整体呈下降趋势, 以切向降低最为显著。随着冷变形程度的增加, 合金析出相逐渐增长加厚, 第二相粒子位错运动机制由切过机制转换为绕过机制。综合考虑, 当变形量为3%时性能最佳。

关键词

2219大型环轧件, 冷变形, 力学性能, 腐蚀性能, 时效析出相

1. 引言

2219 铝合金可热处理强化的高强硬铝合金, 具有比强度高、耐热性好、腐蚀抗性大等特点, 已成为航空航天工业中的主要结构材料[1]。

控制 2219 合金性能的最主要方法是热处理工艺, 包括: 固溶淬火, 冷变形, 时效三个过程[2]。铝合金中为制作特殊形状或尺寸的航天锻件, 应该选择与之相匹配的热处理工艺[3]。

许多学者以板材为对象研究了冷变形程度对 2xxx 合金的影响。张新明等[4]针对板材研究表明时效之前, 适当程度的冷变形(轧制变形 7%)使得 Al-Cu-Mg 三元合金中半共格的 θ 相、 Ω 相体积分数更大, 厚径比更小; 安利辉[5]等人提出, 在保持终变形程度一致的条件下, 在固溶淬火前引入 2%的拉伸预变形可提升使用性能。S. K. Ghosh 等人[6]研究了冷变形对 Al-Cu-Si-Mg 合金时效脱溶温度与激活能的影响, 表明冷变形可以使 θ 相的析出温度降低的 82℃。Yang You-liang [7]研究了预变形对 2219 板材的蠕变时效过程的影响, 发现经过 7%预变形的板材在强度和延伸率上都有大的提升。

目前针对大型航天器外壳材料: 整体成型环锻件的研究相对较少, 且根据其后续焊接等工艺的需要, 此类构件的性质有待进一步提高。本实选取航天 2219 大型锻轧件, 通过控制固溶淬火后冷变形程度, 探索形变强化和相变强化之间的联系, 优化了大型环锻件的热处理工艺。

2. 实验

2.1. 实验材料

实验原材料为某厂提供的 2219 铝合金锻件，截取的材料厚度为 45.5 mm 其主要的化学成分见表 1。

2.2. 实验方法

主要实验参数由表 2 所示，引入冷变形的时间为固溶后的 3 h 以内，用以规避 2219 环锻件发生自然时效。综合考虑环锻件的成型方式，冷变形被设计为施加在轴向上的压缩变形/平行于切向的拉伸变形。取块状样品，规格为(90×45×100 mm)，变形程度(0%、1%、3%、5%)。

2.3. 检测手段

采用 HBRUV-187.5 型布洛维光学硬度计测试样品维氏硬度，载荷为 20 kN；每个样品测试至少三次，取平均值。采用美国 Instron 3369 力学试验机测试进行试样力学性能的测试，拉伸速率为 2 mm/min。拉升断口在 sirion200 环境扫描电子显微镜下观察。透射电镜薄片样厚度减至 0.08 mm，在 MTP-1 双喷电解减薄仪上双喷减薄、穿孔，电解液为 V(硝酸):V(甲醇)=3:7，温度控制在-25℃以下，电压为 15~20 V，电流为 60~80 mA。在 JEM-2100F 型透射电镜上进行组织观察。

3. 结果

3.1. 合金的时效硬化行为

图 1 为 165℃时，不同压缩变形 2219 铝合金的时效硬化曲线。结果表明冷变形能极大的影响 2219 环锻件的硬度。首先，在时效过程中合金的硬度整体上升，当冷变形从 0%增加为 5%时，合金时效初期(4 h)的硬度从 115 HV 依次提升为 134 HV。其次，合金达到峰值时效所需时间减短，分别是：28 h，24 h，16 h，12 h，峰值硬度分别为 134 HV、136 HV、137 HV、145 HV，对应变形程度依次为 0%、1%、3%、5%。由此可以看出当变形量为 5%时材料的硬度最高。

3.2. 合金的拉伸力学性能

对淬火后施加不同压缩和拉伸冷变形的环锻件，在 165℃经峰值时效处理后进行室温拉升性能测试。考虑环锻件整体成型的工艺和后续焊接的要求，应从环锻件的三个方向(轴向，切向，径向)综合评价其室温力学性能，以此为标准得到如图 2 所示的数据。

图 2 中的环锻件在轴向上赋予不同程度的冷变形，在冷变形 0%时，锻件三个方向(轴、切、径)的抗拉强度分别为 424 MPa、392 MPa、407 MPa，屈服极限为 280 MPa、254 MPa、281 MPa，延伸率为 11.4%，22.4%，10.5%，未满足锻件的使用强度。当轴向冷变形从 1%增加至 3%时， $\sigma_{0.2}$ 显著增加， σ_b 在径向和切向上显著增加，轴向基本不变。图 2(b)中 $\sigma_{0.2}$ 的增量依为，轴向 31，12 MPa；切向 46，34 MPa；径向 31，24 MPa。图 2(c)中 σ_b 的增量为：轴向 0，2 MPa；切向 30，14 MPa；径向 21，17 MPa。继续提高变形量至 5%，时效强化的作用并没有随着冷变形量的增加而明显提高，在径向上甚至降低了 17 MPa。在塑性上，变形量为 5%时，试样延伸率显著降低为 12.67%，轴向 7.2%、径向 6.65%，考虑到材料后续的焊接工艺，轴向的性能必然不能低于 8%。因此，当冷变形为 3%时环锻件性能最优。

图 3 为当变形量为 3%时，不同变形方式(拉伸，压缩)对环锻件切向力学性能的影响。从图中可以看出，在变形量相同的情况下，经过拉伸变形后，材料的延伸率与经过压缩变形的材料相差不大，为 13.06%，而其强度却更低为 σ_b 426 MPa、 $\sigma_{0.2}$ 324 MPa。在环锻过程中，金属铸锭径向缩短，切向拉长，完成环轧后，轴向压缩变形更容易实现。所以，应该选择轴向压缩作为环锻件的变形方式。

Table 1. The chemical composition of 2219 alloy
表 1. 2219 合金的化学成分(质量分数)

Cu	Mn	Si	Fe	Mg	Zr	Ti	V	Al
6.32	0.27	0.05	0.14	0.02	0.13	0.05	0.1	余量

Table 2. Parameter of TMT process of 2219 alloy
表 2. 2219 合金形变热处理工艺参数

工艺	温度	时间	参数
固溶	532℃/538℃	1 h/4 h	—
淬火	Water	Less than 10 s	—
冷变形	Room temperature	—	0%/1%/3%/5%
时效	165℃	—	—

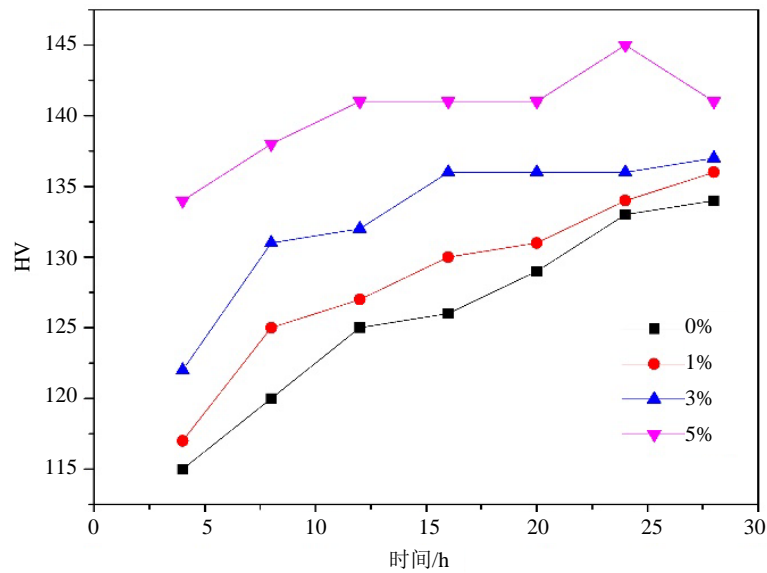
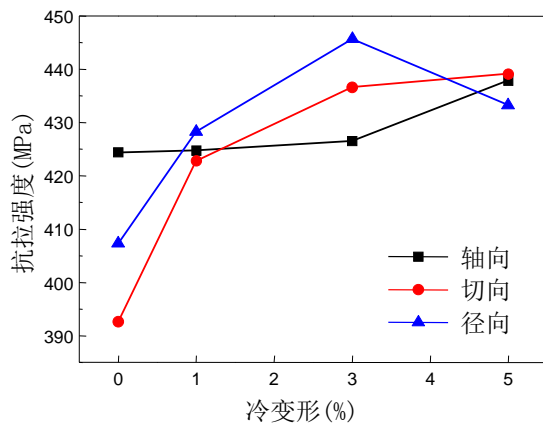
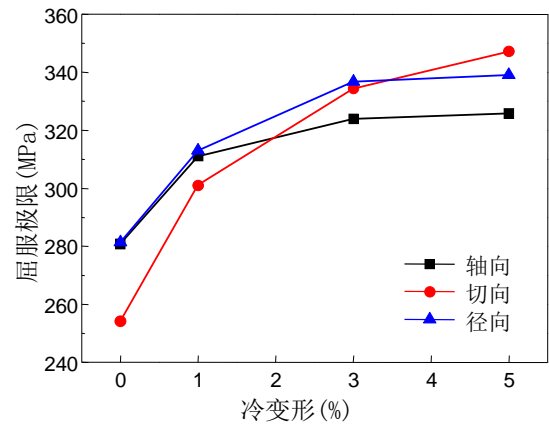


Figure 1. Age hardening curves of 2219 alloy with different cold deformation at 165°C (HV)

图 1. 165℃时不同冷变形条件下 2219 合金时效硬化曲线(维氏硬度)



(a)



(b)

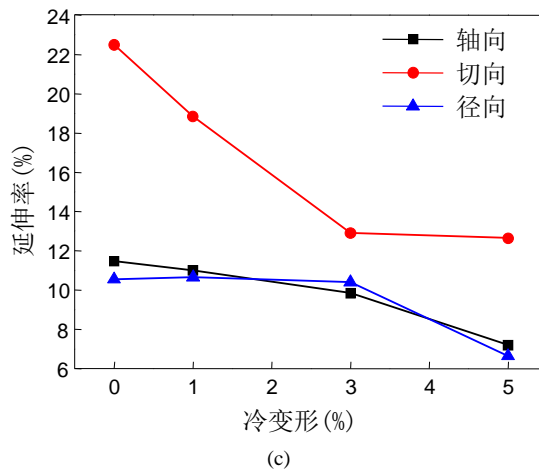


Figure 2. Effect of cold deformation on mechanical properties of 2219 tensile specimen: (a) tensile strength, (b) yield strength, (c) elongation

图 2. 2219 冷变形对 2219 拉伸式样力学性能的影响: (a) 抗拉强度, (b) 屈服强度, (c) 延伸率

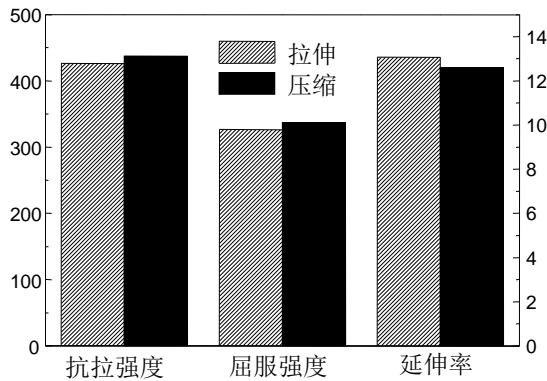


Figure 3. Mechanical properties for 3% stretched and pressed alloy

图 3. 压缩变形与拉伸变形 3% 合金力学性能分析

3.3. 合金显微组织形貌分析

分析拉伸式样的宏观形貌, 其断口平行于受力方向, 表现出塑性断裂特征。如图 4 中的(a)、(b)、(c)、(d), 拉伸断口同时呈现出塑性断裂和脆性断裂的特征, 在变形 0% 时, 断口中分布着许多大而深韧窝, 最大的韧窝尺寸超过 5 μm 。随着变形增加至 5% 时, 韧窝变的浅而小, 金属断面趋于平坦, 分层现象弱化, 更多的区域转变为脆性断裂, 甚至出现解理断口的特征。对韧窝中的粒子进行 EDS 分析, 发现其是残余第二相 $\text{Al}_2\text{Cu} + \text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, 这些第二相的塑性较差, 在材料的变形中, 与基体之间产生不同体积的空位, 这些空位和再结晶晶粒边界共同构成了裂纹源。

如图 5 所示, 3% 变形量环锻件三个方向的断口形貌。图 5(a) 为材料的轴向断口, 其中韧窝中的第二相粒子成带状分布, 且断口韧窝小而浅。图 5(c) 为径向断口, 其中第二相粒子则成扁平状, 这与锻件的变形方式有关: 锻件沿切向拉长, 径向压缩, 在轴向上的变形受限, 第二相粒子也受到相同的作用。整体而言, 轴向和径向上的韧窝呈现小而浅的特征, 表现出更多脆性断裂的特质, 切向则保留了较好的塑性。

冷变形对时效合金的析出相形貌有明显影响。图 6 表示不同的轴向变形条件下, 材料对应的 TEM 显微组织。Al-Cu 合金时效脱溶过程中, 析出相的惯习面为 $\{100\}$ 面。选择带轴 $\langle 100 \rangle$ 方向的电子束得到图

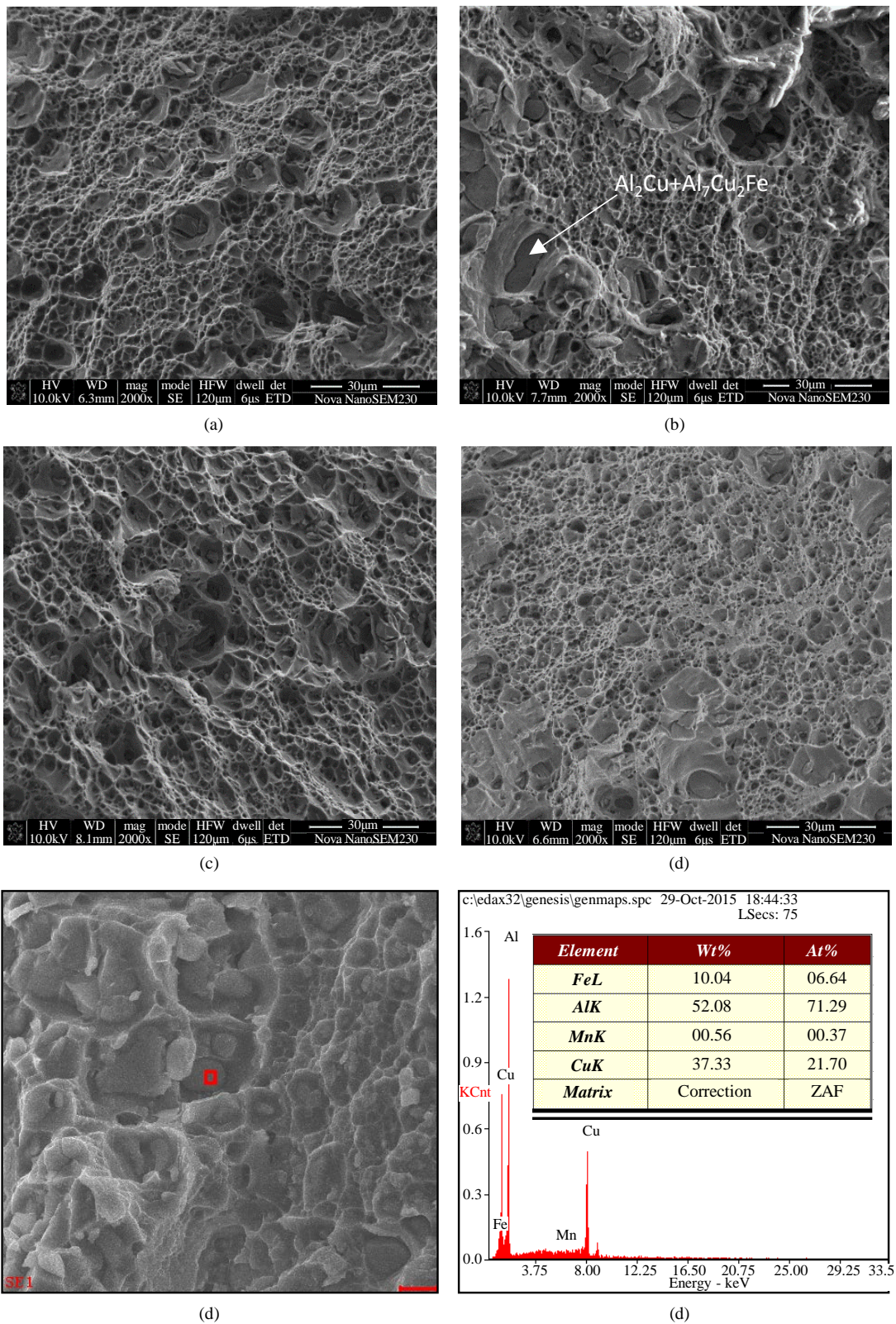


Figure 4. Fracture surface morphology of 2219 alloy with different cold deformation in tangent direction: (a) 0%, (b) 1%, (c) 3%, (d) 5%

图 4. 不同变形量下 2219 铝合金切向式样断口形貌分析: (a) 0%, (b) 1%, (c) 3%, (d) 5%

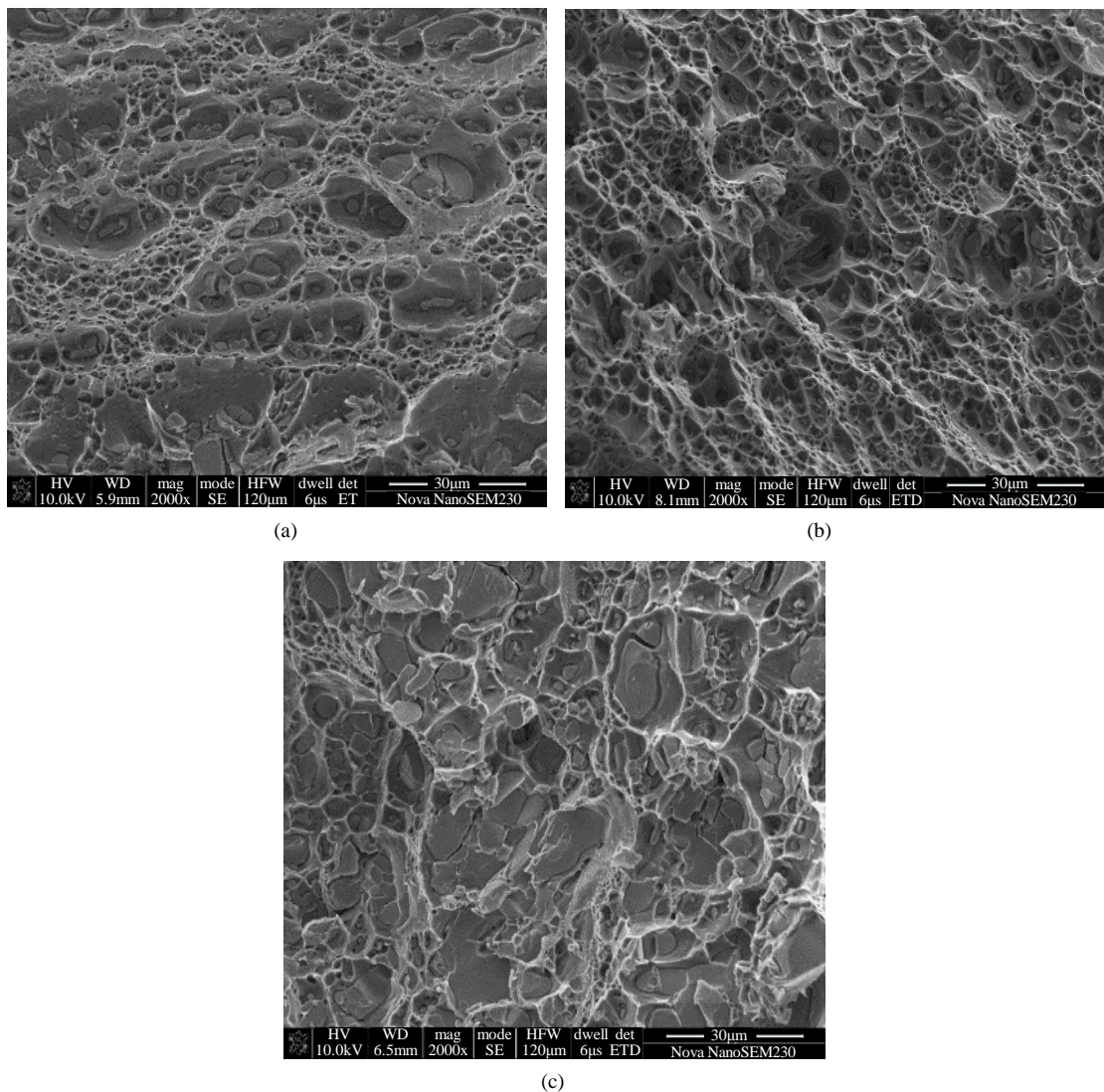


Figure 5. Fracture surface morphology of 2219 alloy with 3% cold deformation in different direction: (a) axial-direction, (b) tangent direction, (c) radial direction

图 5. 3% 变形量下不同方向 2219 铝合金式样的断口形貌分析: (a) 轴向, (b) 切向, (c) 径向

所示的选区衍射花样, 确定此相为半共格的 θ 相。图 6(a), 变形量 0% 时, 析出相尺寸在 20 nm 左右, 细小而弥散分布在基体中, 从衍射花样中亦无法观察到相应的衍射斑。随后变形增加到 1% 时, 细小的析出相变得稀疏而宽化; 再增加至 3% 时, 视区中出现不同尺寸析出相交替分布的现象, 第二相的尺寸继续增加; 最后变形量的增加至 5%, θ 相的尺寸增加至 150~200 nm, 大尺寸的析出相旁边往往还伴有其它小尺寸的第二相, 如图 6(d) 所示。从整体上看, θ 相交错分布, 尺寸随着冷变形的增加而增大[8]。

使用 imagej 图形处理软件进行统计学分析, 在数值上明确时效析出相的分布特征参数。如表 3 所示, 析出相所占的面积分数与单个相的平均面积都成上升的趋势, 在变形量为 1%、3% 时析出相有相近的平均面积, 而单位面积中相的数目却有一定差距。这表明环件经过 3% 的变形, 会促进了更多新相的形核, 原有的相也继续长大。在变形达到 5% 时, 析出相迅速长大, 所占面积分数最多, 单个的面积也最大, 而单位面积上的第二相数目却最少, 这是因为当变形累计到一定程度后, 锻件中形成位错缠结区域, 这类区域更容易富集铜原子, 形成析出相同时促进其长大, 破坏了时效脱溶过程中均匀形核的趋势。

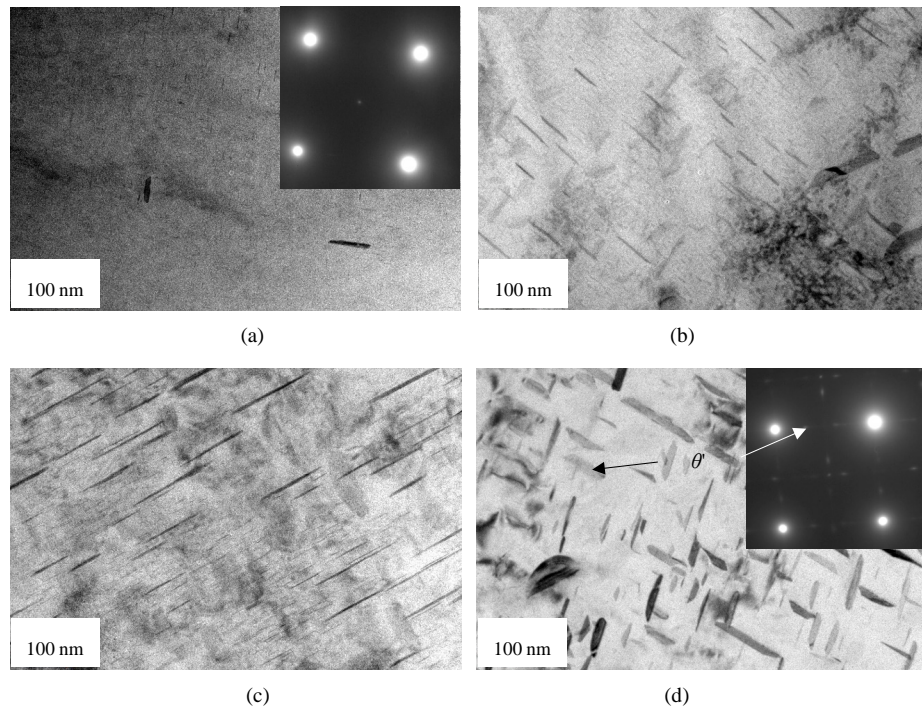


Figure 6. TEM morphology and of 2219 ally under different cold deformation: (a) 0%, (b) 1%, (c) 3%, (d) 5%

图 6. 不同冷变形条件下 2219 合金的 TEM 组织形貌: (a) 0%, (b) 1%, (c) 3%, (d) 5%

Table 3. Morphology feature of precipitated-phase under different cold deformation in peak-aging
表 3. 不同冷变形条件下时合金峰时效析出相形貌

冷变形	第二相面积分数, f	第二相的平均面积, S/nm^2	单位面积第二相的个数/ nm^{-2}
0%	1.58	25.63	4×10^3
1%	2.67	226.89	1.7×10^3
3%	5.94	279.19	2.8×10^3
5%	16.15	730	1.0×10^3

4. 分析与讨论

根据 Al-Cu 合金的时效脱溶序列[9]: 过饱和固溶体—淬火团簇 GP(I)- θ'' - θ' - θ (Al₂Cu), 固溶淬火后引入变形, 将影响合金时效析出的进程与最终产物。从材料的时效硬化曲线来看, 时效强化与形变强化共同作用与合金的时效过程。材料时效前期(2 h~8 h)硬度的差异体现了形变强化程度的差异, GP 区和 θ'' 相的强化对硬度贡献不大, 这是因为形成共格的 GP 区或半共格 θ'' 相的主要方式是空位和原子迁移, 而外界施加的冷变形在微观结构上反应为位错密度的增加, 空位也被位错吸收[10]。根据形核动力学, 位错可以为 θ 的形核与长大提供能量, 促进时效第二阶段 θ' 的形成与演化, 材料峰时效时间提前[11]。

形变热处理的合金, 在峰时效时 θ' 的形态与分布已趋于稳定, 是阻碍位错的运动影响材料力学性能的主要因素。根据金属强化的机理, 此时的强化是形变强化诱发的第二相粒子强化, 其强化程度与粒子的尺寸和分布有关。

实验中, 锻件变形量 0% 时, 如图 6 中(a)此时 θ 粒子的平均尺寸最小为约为 25.63 nm^2 , 位错运动中遇到小粒子时, 采用切过机制[12], 对强度的提升不大, 然而此时相的分布弥散, 体现出最高的延伸率。

当冷变形增加至 1% 以上后,析出相粒子的尺寸增大;至冷变形 5% 时,析出相的平均尺寸增加为 730 nm²,材料强化机制转变为位错线绕过粒子的 Orowan 机制[10],通过修正的奥罗万公式:

$$\Delta\tau = \left(\frac{3}{2\pi}\right)^{\frac{1}{2}} \mu b f^{\frac{1}{2}} S^{-\frac{1}{2}} \quad (1)$$

其中: f 表示析出相的面积百分数, S 是析出相的平均面积,其它参数为与材料有关的固定值。

由表 3 和式(1)可得到材料临界分切应力的增量: $\Delta\tau_{1\%} = 0.106k$; $\Delta\tau_{3\%} = 0.14k$; $\Delta\tau_{5\%} = 0.148k$,其中 k 为常数。这反映了,随着冷变形的增加,材料屈服强度先上升后不变,较小而弥散的析出相是导致环锻件塑性高的原因。

5. 结论

1) 随着变形量的增减环锻件硬度逐渐提高,峰值时效时间减短,峰值硬度呈上升趋势。当变形量为 5% 时,峰时效时间为 12 h,硬度值达 145 HV。

2) 冷变形有助于提高材料的屈服强度和抗拉强度,降低材料延伸率。当冷变形量为 3% 时,材料综合性能最佳,切向强度分别为 436.62 MPa, 334.35 MPa, 塑性为 12.90%。

3) 随着变形量的增加,合金时效析出相明显长大与粗化,且诱发更多的第二相形核。

基金项目

国家重点基础研究计划资助项目(2012CB619502, 2010CB731701); 湖南省自然科学基金(12JJ6040); 国家自然科学基金(51201186); 国家重大科研仪器设备研制专项(51327902)。

参考文献 (References)

- [1] Narasayya, C.V.A., Rambabu, P., Mohan, M.K., *et al.* (2014) Tensile Deformation and Fracture Behaviour of an Aerospace Aluminium Alloy AA2219 in Different Ageing Conditions. *Procedia Materials Science*, **6**, 322-330.
- [2] 谷艳霞, 刘志义, 于迪尔, 等. Al-5.7Cu-0.4Mg-1.2Ag 合金的时效析出行为[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2013(2): 176-181.
- [3] Song, M., He, Y., Xiao, D., *et al.* (2009) Effect of Thermomechanical Treatment on the Mechanical Properties of an Al-Cu-Mg Alloy. *Materials & Design*, **30**, 857-861. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2008.05.053>
- [4] 张新明, 寓真, 刘玲, 等. 冷轧预变形对 2519A 铝合金时效析出的影响[J]. 中南大学学报: 自然科学版, 2011, 42(1): 46-50.
- [5] An, L.-H., Cai, Y., Liu, W., *et al.* (2012) Effect of Pre-Deformation Onmicrostructure and Mechanical Properties of 2219 Aluminum Alloy Sheet by Thermomechanical Treatment. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, **2012**, 2.
- [6] Ghosh, S.K. (2011) Influence of Cold Deformation on the Aging Behaviour of Al-Cu-Si-Mg Alloy. *Journal of Materials Science & Technology*, **27**, 193-198. [http://dx.doi.org/10.1016/S1005-0302\(11\)60048-0](http://dx.doi.org/10.1016/S1005-0302(11)60048-0)
- [7] Yang, Y., Zhan, L., Ma, Q., *et al.* (2015) Effect of Pre-Deformation on Creep Age Forming of AA2219 Plate: Spring-back, Microstructures and Mechanical Properties. *Journal of Materials Processing Technology*, **229**, 697-702. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.10.030>
- [8] 王建华, 易丹青, 苏旭平, 等. 2618 铝合金形变热处理组织与热力学分析[J]. 特种铸造及有色合金, 2007, 27(4): 247-249.
- [9] Son, S.K., Takeda, M., Mitome, M., *et al.* (2005) Precipitation Behavior of an Al-Cu Alloy during Isothermal Aging at Low Temperatures. *Materials Letters*, **59**, 629-632. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matlet.2004.10.058>
- [10] 李慧中, 张新明, 陈明安, 等. 预变形对 2519 铝合金组织与力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2004(12): 003.
- [11] Shang, F.U., Yi, D., Liu, H., *et al.* (2014) Effects of External Stress Aging on Morphology and Precipitation Behavior of θ'' Phase in Al-Cu Alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, **24**, 2282-2288.

[http://dx.doi.org/10.1016/S1003-6326\(14\)63345-8](http://dx.doi.org/10.1016/S1003-6326(14)63345-8)

- [12] Zheng, R., Sun, Y., Ameyama, K., *et al.* (2014) Optimizing the Strength and Ductility of Spark Plasma Sintered Al 2024 Alloy by Conventional Thermo-Mechanical Treatment. *Materials Science and Engineering: A*, **590**, 147-152.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2013.10.017>