

文章编号: 1004-0609(2004)12-1990-05

预变形对 2519 铝合金组织与力学性能的影响^①

李慧中, 张新明, 陈明安, 周卓平, 龚敏如

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要: 通过拉伸测试、显微硬度测试、透射电镜及扫描电镜分析等手段研究了预变形对 2519 铝合金组织与力学性能的影响。结果表明: 预变形降低了合金于 180 ℃时效第一阶段的硬化效果, 提高了合金峰值硬度及强度, 缩短了峰值时效时间。预变形合金强度、硬度的提高是由于 θ' 相的数目增加和尺寸减小。细小弥散的 θ' 相有利于阻碍位错的运动, 提高了合金的强度, 同时也降低了合金的塑性。综合考虑合金的强度和塑性, 2519 铝合金时效前的预变形以 15% 为宜。

关键词: 2519 铝合金; 预变形; 时效; 力学性能; 显微组织

中图分类号: TG 146

文献标识码: A

Effect of pre-deformation on microstructures and mechanical properties of 2519 aluminum alloy

LI Huizhong, ZHANG Xin-ming, CHEN Ming-an, ZHOU Zhuo-ping, GONG Min-ru

(School of Materials Science and Engineering,
Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The effect of pre-deformation on the microstructures and mechanical properties of 2519 aluminum alloy were investigated by means of tensile test, microhardness test, transmission electron microscope and scanning electron microscope. The results show that the pre-deformation decreases the hardening effect of the first stage, increases the peak hardness and tensile strength and reduces the time of peak aged at 180 ℃. The peak hardness and tensile strength of the pre-deformed alloy are increased because of quantity increasing and refinement of θ' phase. The fined and dispersed θ' phase can strongly retard the movement of dislocations, improve the tensile strength of the alloys, at the same time, the plasticity of the alloy is decreased. The pre-deformation of 15% for 2519 aluminum alloy is better according its tensile strength and plasticity.

Key words: 2519 aluminum alloy; pre-deformation; ageing; mechanical properties; microstructure

铝合金的最终形变热处理旨在通过塑性变形与热处理的有机结合, 使合金获得更高的强度且保持良好的塑性、韧性和抗应力腐蚀性能^[1]。铝合金形变热处理的研究已取得较大的进展, Al-Li、Al-Cu-Li、Al-Cu-Mg 等系列的合金利用形变热处理提高合金性能的研究已有报道^[2-4]。2519 铝合金属于 Al-Cu 系热处理可强化的高强铝合金, 主要用于飞机蒙皮、火箭、舰船等的结构件和两栖装甲突击

车、空投空降车等的装甲材料^[5, 6]。美国已将该合金用作先进的两栖突击车(AAAV)的装甲材料^[6]。对 2519 铝合金焊接及抗应力腐蚀方面的研究也有大量报道^[7-10], 文献[11]研究了热压缩 2519 铝合金流变应力特征, 2519 装甲铝合金板的使用状态通常为 T8 状态^[7, 8], 即经过了固溶、淬火-冷变形-人工时效的形变热处理工艺。而我国对 2519 铝合金的研究尚处起步阶段, 对该合金的形变热处理工

① 基金项目: 国家重点基础研究发展规划资助项目(G1999064908)

收稿日期: 2004-06-14; 修订日期: 2004-08-26

作者简介: 李慧中(1968-), 男, 讲师, 博士研究生。

通讯作者: 李慧中, 讲师; 电话: 0731-8830265; E-mail: lhz606@mail.csu.edu.cn

艺研究不多,也未见到国外在这方面的报道。为探讨 2519 铝合金的形变热处理工艺,本文作者研究了预变形对 180 ℃人工时效 2519 铝合金的显微组织和力学性能的影响。

1 实验

2519 铝合金的实际成分为(质量分数, %): Cu 5.8, Mn0.29, Mg0.22, Zr0.22, Fe0.15, Ti0.06, Si0.05, 余量为 Al。采用 Al-Cu、Al-Mn、Al-Ti 和 Al-Zr 等中间合金及纯 Mg (99.9%)、纯 Al (99.7%) 配制合金;合金通过均匀化退火并进行热轧后,在 530 ℃固溶、水淬,然后进行冷轧变形,预轧变形量(ϵ)分别为: 0, 5%, 10%, 15%, 20%;最后进行 180 ℃时效。

用 HVA-10A 型维氏硬度计测试合金的硬度,每个试样测 5 个点取平均值。拉伸试验在 CSS-44100 电子拉伸机上进行,每个状态测试 3 个样取平均值。在 POLYVAR-MET 光学金相显微镜上进行组织观察。透射电镜分析在 H-800 型透射电镜上进行,薄膜试样采用电解双喷减薄,电解液为 30% 硝酸和 70% 甲醇混合液。拉伸断口分析在 X-650 型扫描电镜上进行。

2 实验结果

2.1 合金时效过程

图 1 所示为 2519 铝合金经预变形后在 180 ℃下所得的硬度-时间曲线。可以看出,经预变形后 180 ℃时效时,一个显著的特点是不管在哪个时效阶段,预变形合金的硬度均明显高于未预变形合金,且随变形量增大,合金硬度明显增加。未预变形合金的等温时效硬化曲线具有双阶段时效硬化特征,合金在时效 3 h 时到达第一阶段硬化峰值;此后,随时效的进行,时效曲线趋于平缓,时效至 15 h 达到第二阶段硬化峰值;继续时效,合金硬度随时效时间延长而下降。经预变形合金等温时效第一阶段硬化不显著,与未预变形合金的等温时效硬化曲线相比,合金的硬度增加并且时效硬化峰提前,预变形程度从 0 增加到 5% 时,合金峰值硬度值的增量最大达 HV12,而预变形程度从 15% 增大到 20%,合金峰值硬度值增幅不大,仅 HV3,预变形程度为 20% 时,合金峰值时效时间提前 6 h。

2.2 合金拉伸性能

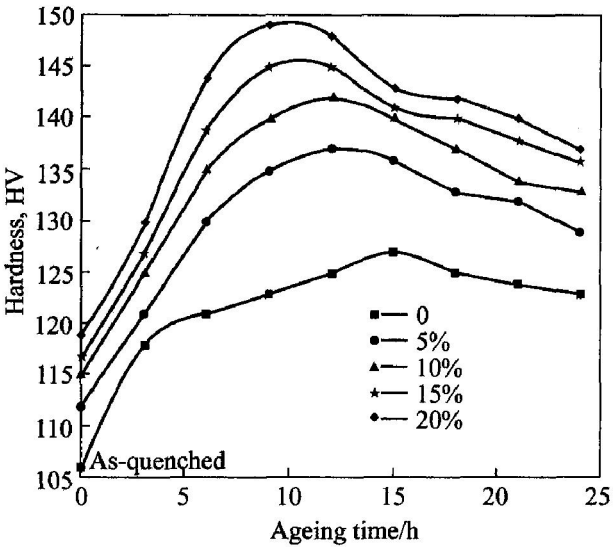


图 1 180 ℃等温时效硬化曲线
Fig. 1 Isothermal age-hardening curves at 180 ℃

对不同预变形状态的合金在 180 ℃经过峰值时效处理后,进行室温拉伸,结果列于表 1。从表可见,合金经预变形处理后,其室温抗拉强度均有明显提高,随预变形量的增加,合金的 σ_b 和 $\sigma_{0.2}$ 都呈上升趋势;预变形量超过 10% 后,上升趋势趋于平缓;伸长率在整个范围内都呈下降趋势,而且变形量在 5% ~ 10% 之间下降的趋势尤为明显,超过 10% 后变得平缓。综合考虑强度和塑性的要求,预变形量确定在 15% 左右。

表 1 合金的力学性能

Table 1 Mechanical properties of alloy			
ϵ / %	σ_b / MPa	$\sigma_{0.2}$ / MPa	δ / %
0	412	291	16.4
5	448	375	12.0
10	463	398	9.6
15	473	410	7.8
20	478	413	6.5

2.3 合金金相显微组织

不同预变形合金在 180 ℃峰值时效态的光学显微组织如图 2 所示。可见,未预变形合金的组织为再结晶组织,晶粒粗大,呈等轴状,增加预变形后,合金晶粒沿轧向拉长,并随变形量的增加趋势愈明显。

2.4 合金透射显微组织

合金 TEM 分析结果如图 3 所示。时效后合金的主要强化相均为相互垂直 θ' 相,随预变形量的增

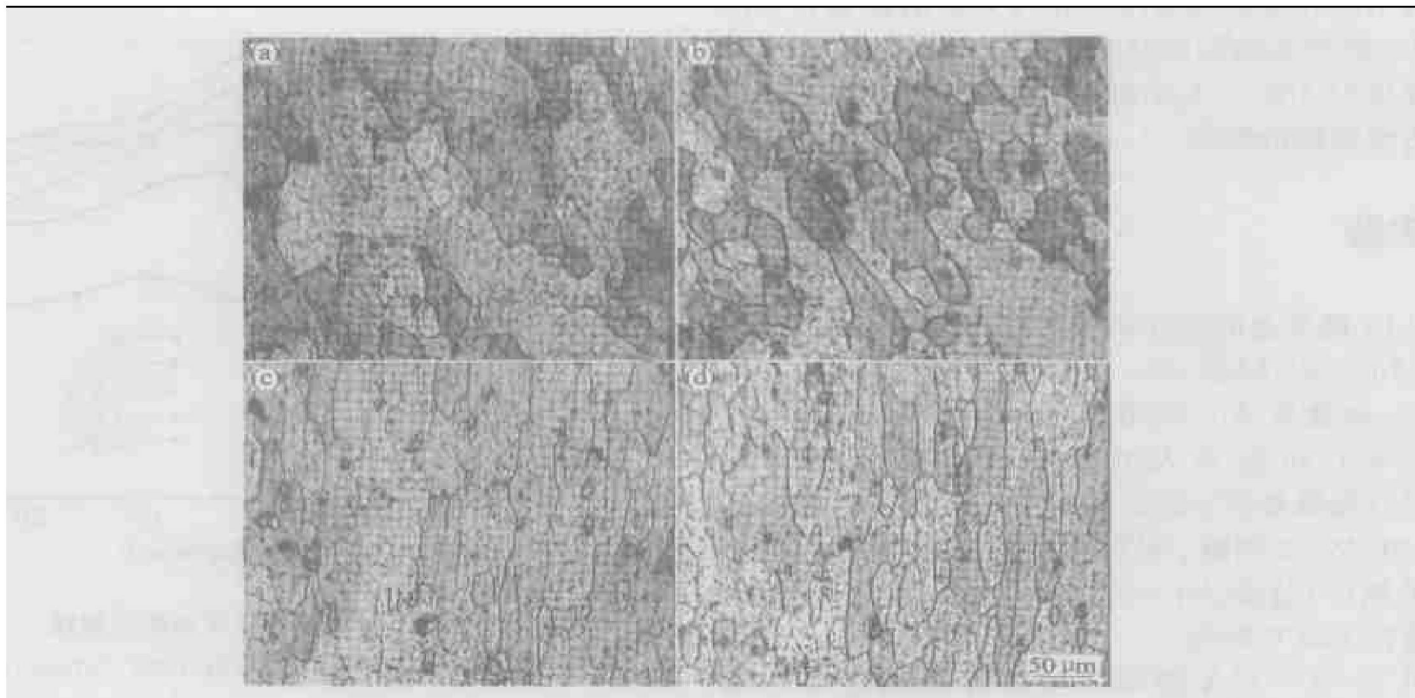


图 2 合金峰值时效态的显微组织

Fig. 2 Microstructures of peak aged alloys

ε : (a) -0 ; (b) -5% ; (c) -15% ; (d) -20%

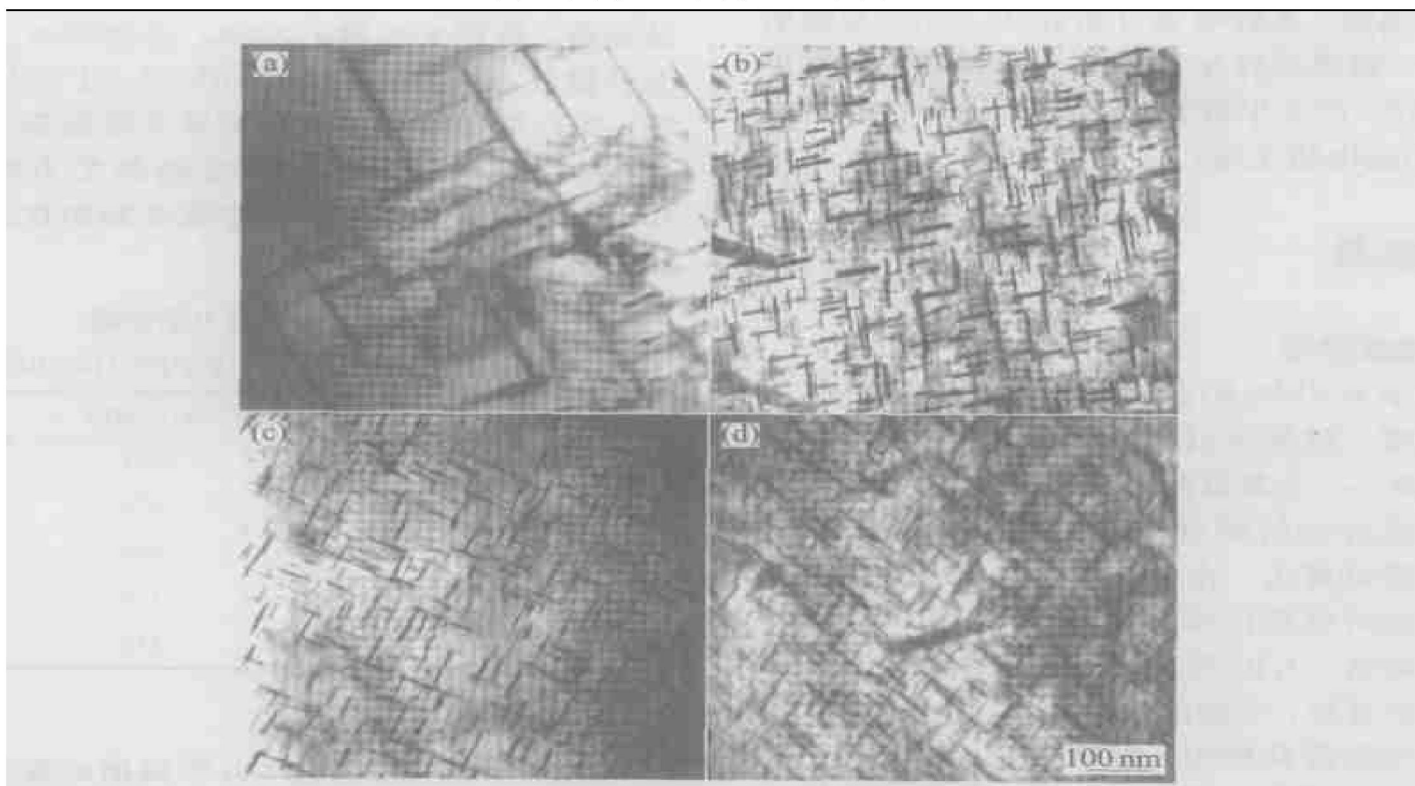


图 3 合金峰值时效态的 TEM 像

Fig. 3 TEM images of peak aged alloys

ε : (a) -0 ; (b) -5% ; (c) -15% ; (d) -20%

加, 合金析出的 θ' 相数目呈上升趋势; 预变形超过 15% 后, 上升趋于平缓; 合金析出的 θ' 相大小呈现出逐渐细化的趋势, 而且在变形量在 5% ~ 15% 之间细化较明显, 超过 15% 后变得平缓。

2.5 合金拉伸断口

合金峰值时效后拉伸断口的形貌如图 4 所示。可见, 合金的拉伸断口呈现出以韧性断裂为主, 脆性、韧性断裂共存的混合型断口特征。未预变形

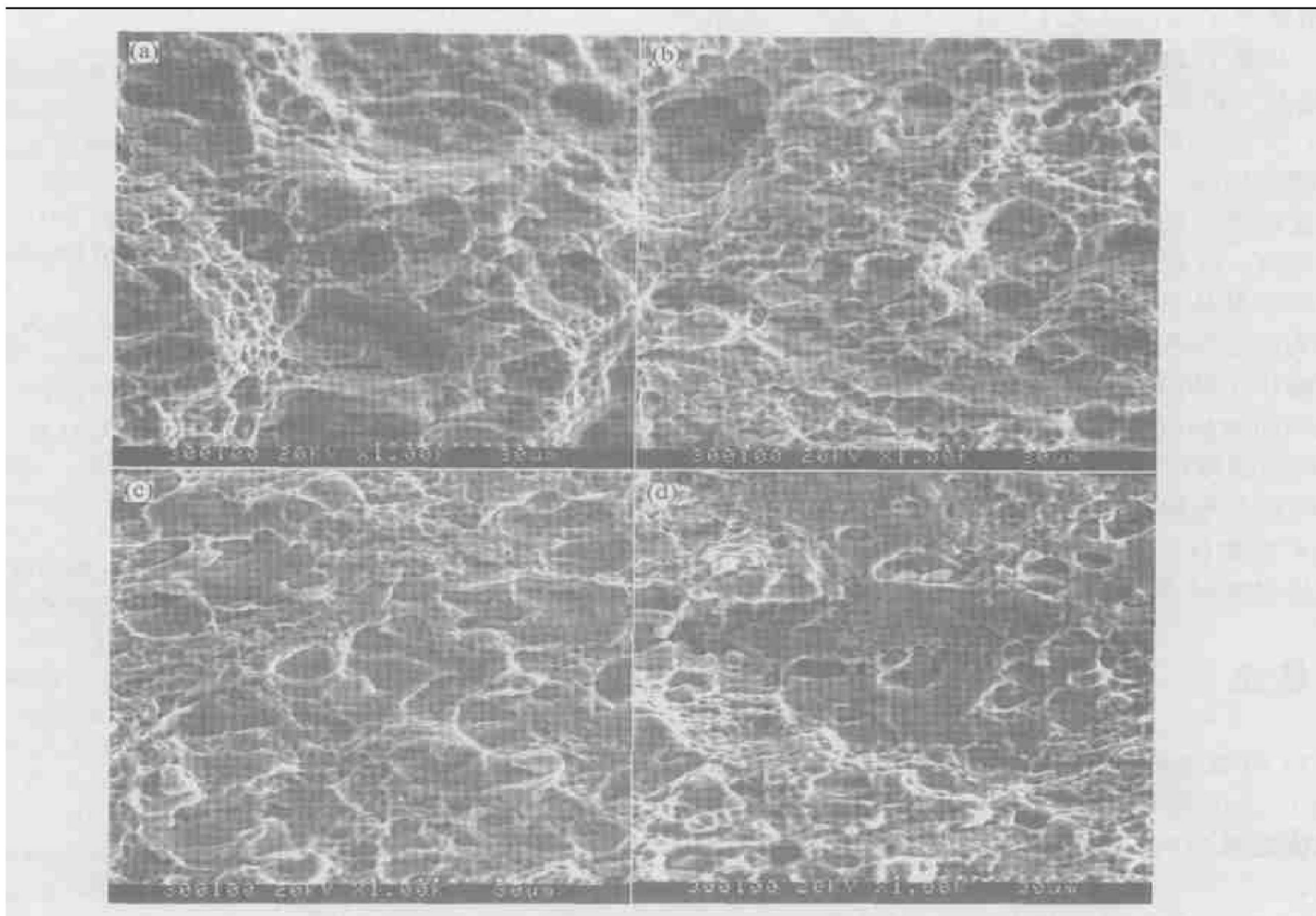


图 4 合金拉伸断口的 SEM 形貌

Fig. 4 SEM morphologies of tensile fracture of alloys
 ε : (a) -0 ; (b) -5% ; (c) -15% ; (d) -20%

试样延性韧窝状断口形貌明显, 部分韧窝粗大且较深, 沿晶断裂程度较小, 因而合金的塑性较好。增加 5% 预变形后断面上大尺寸韧窝减少, 继续提高预变形量后, 试样断口面趋于平坦, 沿晶断裂程度增大, 有些部位可观察到一些沿着晶界的突起和台阶以及部分晶粒沿晶界分离后留下的深坑, 合金的塑性降低。

3 分析与讨论

2519 铝合金属于高 Cu/Mg 比的 Al-Cu-Mg 系合金, 其典型的时效过程是^[12]: α 过饱和固溶体 $\rightarrow$ GP(I) 区 $\rightarrow \theta''$ 相 $\rightarrow \theta'$ 相 $\rightarrow \theta$ (CuAl₂) 相。对于大多数 Al-Cu(Mg) 系合金, 时效硬化曲线上存在双阶段硬化特征。一般认为第一阶段的硬化来自 GP(I) 区, 第二阶段硬化来自于 GP(I) 区、 θ'' 及 θ' 相的共同作用, 随后的软化则是由于 θ' 相的长大和 GP(I) 区的回溶^[13, 14]。由于预变形引入的大量位错是空位最有效的吸收源, 使扩散到位错的空位数

量增加, 而使参与沉淀析出 GP(I) 区的空位数目减少, 因而合金基体中 GP(I) 区数目减少。因此, 在合金的第一阶段, 与未变形的合金相比, 经预变形后合金第一阶段硬化趋势减弱(图 1)。本研究的形变热处理工艺属低温形变热处理, 时效时脱溶与回复同时进行。由于预变形增加了合金的位错和空位密度, 提供了更多 θ' 相的形核位置, 更有利于脱溶析出, 因而减少了时效相应时间, 加快了时效的进程, 使得时效峰值前移。与此同时, 脱溶相的质点也会阻碍多边化等回复过程的进行, 基体中的亚结构更细, 这也有利于提高强度。

从图 2 可见, 预变形后合金组织中晶粒沿轧向拉长, 这是由于预变形后的时效, 合金主要发生回复过程。而未经预变形合金, 时效后基体仍为淬火后的再结晶组织。 θ' 相一般优先在位错处形核^[3], 由于预变形引入位错, 给 θ' 相提供了有效的形核位置, 从而使 θ' 相形核数目增加。同时淬火后的过饱和固溶体中的溶质原子浓度较高, 位错密度增加后, 溶质原子与位错交互作用, 在位错周围富集形

成的气团数目也相继增加, 这些富集溶质原子的气团, 也是 θ' 的核心^[15]。从图 3 可以看出, 预变形量增加, 合金中 θ' 相愈弥散、愈细小, 从而合金的强度和硬度提高。从表 1 可见, 合金的抗拉强度随预变形量的增大而提高, 并且随着合金预变形程度进一步提高, 合金强度提高的幅度逐渐降低。这是因为预变形量从 0~5%, 位错密度的增量较大, 而继续加大预变形程度, 位错密度却继续提高, 但过饱和固溶体中的溶质原子浓度是一定的, 富集溶质原子的气团增加幅度减小, θ' 相数目的增加幅度也减小, 因而强度的增量也随之减少。从图 3 也可以看出, 随预变形量增加, 合金 θ' 相的尺寸减小的幅度以及 θ' 相数目增加的幅度均是逐渐减少的。这与合金抗拉强度的变化是对应的。

4 结论

1) 时效前的预变形改善了合金时效硬化特征, 加速了 2519 铝合金在 180 °C 下的时效过程, 缩短了峰值时效时间, 使合金常温力学性能得到较大的提高。

2) 预变形能显著细化合金沉淀析出相, 并随预变形程度的增加, 析出强化相 θ' 相愈弥散、愈细小, 这有利于阻碍位错的运动, 和提高合金的强度。2519 铝合金的预变形以 15% 为宜。

REFERENCES

- [1] 王祝堂, 田荣璋. 铝合金及其加工手册[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2000. 103 - 108.
WANG Zhu-tang, TIAN Rong-zhang. Manual for Aluminium Alloy and Its Processing[M]. Changsha: Central South University Press, 2000. 103 - 108.
- [2] Chaturvedi M C, Chung D W, Doucette R A. Effect of thermomechanical treatment on structure and properties of 2036 aluminum alloy[J]. Materials Science, 1979, 13(1): 34 - 40.
- [3] Ringer S P, Muddle B C, Polmear I J. Effects of cold work on precipitation in Al-Cu-Mg(Ag) and Al-Cu-Li(Mg-Ag) alloys[J]. Metall Trans A, 1995, 26A(7): 1659 - 1671.
- [4] Avramovic-Cingara G, Perovic D D, Mc Queen H J. An overview for thermomechanical processing of Al-Li based alloy (part I)[J]. Aluminum, 2000, 76(4): 313 - 316.
- [5] Sonnino C B, Ford T, Vanark V. Potentiometric and potentiostatic determination of the corrosion rate of welded 2519 aluminum alloy[J]. ASTM Special Technical Publication, 1991, 1134: 132 - 140.
- [6] Fisher J, James J. Aluminum alloy 2519 in military vehicles[J]. Advanced Materials and Processes, 2002, 160(9): 43 - 46.
- [7] Hamiton B C, Saxena A. Transient crack growth behavior in aluminum alloys C415-T8 and 2519-T87[J]. Engineering Fracture Mechanics, 1999, 62(1): 1 - 22.
- [8] Kramer L S, Blair T P, Blough S D, et al. Stress-corrosion cracking susceptibility of various product forms of aluminum alloy 2519[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2002, 11(6): 645 - 650.
- [9] 陈险峰, 彭大暑, 张 辉, 等. 热处理制度对 2519 铝合金板材力学性能和应力腐蚀敏感性的影响[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(4): 934 - 938.
CHEN Xian-feng, PENG Da-shu, ZHANG Hui, et al. Influence of heat treatment on mechanical properties and stress corrosion sensitivity of 2519 aluminum alloy plate[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(4): 934 - 938.
- [10] Staislaw D, Marek D. TEM investigation of age-hardenable Al 2519 alloy subjected to stress corrosion cracking tests[J]. Materials Chemistry and Physics, 2003, 81(2/3): 286 - 288.
- [11] 林启权, 张 辉, 彭大暑, 等. 热压缩 2519 铝合金流变应力特征[J]. 矿冶工程, 2002, 22(2): 110 - 113.
LIN Qi-quan, ZHANG Hui, PENG Da-shu, et al. Feature of flow stress of 2519 aluminum alloy during compressive deformation[J]. Mining and Metallurgical Engineering, 2002, 22(2): 110 - 113.
- [12] Mondolfo L F. Aluminum Alloys: Structure and Properties[M]. London: Butterworths, 1976. 497.
- [13] Sofyan B T, Polmear L J, Ringer S P. Precipitation processes in Al-4Cu(Mg, Cd)(%) alloys[J]. Materials Science Forum, 2002, 396 - 402: 613 - 618.
- [14] Takeda T, Maeda Y, Yoshida A, et al. Discontinuity of GP(I) zone and θ'' -phase in an Al-Cu alloy[J]. Scripta Materialia, 1999, 41(6): 643 - 649.
- [15] Yoshimura R, Konno T J, Abe E, et al. Transmission electron microscopy study of the evolution of precipitates in aged Al-Li-Cu alloys: the θ prime and T1 phases[J]. Acta Materialia, 2003, 51(10): 4251 - 4266.

(编辑 陈爱华)