文章编号: 1004-0609(2013)08-2098-06

断续时效对 2519A 铝合金组织和力学性能的影响

刚^{1,2}, 叶凌英^{1,2}, 张新明^{1,2}, 蒋海春^{1,2}, 孙大翔^{1,2}, 张 盼^{1,2} 厛

(1. 中南大学 材料科学与工程学院,长沙 410083; 2. 中南大学 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室, 长沙 410083)

摘要:通过硬度试验、拉伸试验、扫描电镜以及透射电镜研究断续时效对 2519A 铝合金板材微观组织和力学性能 的影响。研究表明: 2519A 铝合金经断续时效(T9I6)后,其屈服强度、抗拉强度和伸长率分别为 501 MPa、540 MPa 和 14%,相比于 2519A-T87 状态铝合金的 450 MPa、480 MPa 和 9%,分别提高了 51 MPa、60 MPa 和 5%。在断 续时效过程中,低温保温可以使基体内不断形成大量临界尺寸的密集、细小的 GP 区,而使时效相也趋于细小、 密集,从而提高了合金的力学性能。

关键词: 2519A 铝合金: 断续时效: 组织: 力学性能 中图分类号: TG146 文献标志码: A

Effects of interrupted ageing on microstructure and mechanical properties of 2519A aluminum alloy

GU Gang^{1, 2}, YE Ling-ying^{1, 2}, ZHANG Xin-ming^{1, 2}, JIANG Hai-chun^{1, 2}, SUN Da-xiang^{1, 2}, ZHANG Pan^{1, 2}

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2. Key Laboratory of Nonferrous Metals Materials Science and Engineering, Ministry of Education, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The effect of interrupted ageing on the microstructure and mechanical properties of 2519A aluminum alloy was studied by means of hardness, tensile test, SEM and TEM. After the T9I6 heat treatment, the yield strength, tensile strength and elongation of 2519A aluminum alloy can reach 501 MPa, 540 MPa and 14%, respectively. Compared to T87 temper, which is 450 MPa, 480 MPa and 9%, respectively, the mechanical properties of 2519A-T9I6 increases by 51 MPa, 60 MPa and 5%, respectively. During the process of interrupted aging, keeping the alloy in a lower temperature contributes to forming the numerous, finer and denser GP zone with critical size. So, the following precipitated phase will also be finer and denser, which results in the increasing mechanical properties of 2519A aluminum alloy. Key words: 2519A aluminum alloy; interrupted ageing; microstructure; mechanical properties

2519A 铝合金是在美国 2519 铝合金基础上发展 而来的铝合金。作为一种装甲材料,2519A 需要不断 提高抗弹性能,关键需要提高合金的强度。2519A-T87 状态合金的抗拉强度可达 475 MPa, 伸长率为 9.9%^[1], 但随着预变形量的提高, 2519A 铝合金的强度也随之 提高[2-3],然而塑性明显降低,例如80%冷变形后峰时

效强度可达 551 MPa, 且伸长率仅为 4%。强变形工艺 通过加工硬化提高了材料的强度,但却损失了材料的 塑性和韧性。LI等^[4]研究了Y对2519A铝合金力学性 能的影响,发现添加 0.1%Y 的 2519A-T87 铝合金屈服 强度、抗拉强度、伸长率分别为 445 MPa、485 MPa 和 9%。WANG 等^[5]也发现, 添加 0.21%Ce 的 2519A-T87

基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目(2012CB619501)

收稿日期: 2012-12-12; 修订日期: 2013-03-14

通信作者: 叶凌英, 讲师, 博士; 电话: 13607435545; E-mail: 30575421@qq.com

铝合金的屈服强度、抗拉强度、伸长率可分别提高至 436 MPa、493 MPa、10.7%。微合金化处理在保持良 好塑性、韧性和腐蚀性能^[6]的情况下,提高 2519A 铝 合金的力学性能。本研究探求一种新的热处理技术, 以期 2519A 铝合金在获得良好强度的同时不损失塑性 和韧性。

多级时效制度在 Al-Zn-Mg-Cu^[7-8]和 Al-Li^[9]铝合 金上得到了广泛的应用,对于提高材料的服役性能, 多级时效效果较为明显。断续时效是多级时效制度的 一种,相比于传统的单级热处理工艺,其能使材料得 到更理想的服役性能^[10-12]。而 T9I6 则是断续时效工 艺中研究得相对较少的制度,国内外都鲜有报道。T9I6 热处理制度就是打断传统的 T8 热处理制度,先进行 预时效,随后进行一定量的冷变形,冷变形后则是低 温长时保温,长时保温结束以后再回到 T8 热处理达 到峰时效状态。而 T9I6 中间的低温长时保温就是所说 的"断续"。本文作者探索适用于 2519A 铝合金的断 续时效制度(即 T9I6 制度)在时效过程中的作用机理, 以提高 2519A 铝合金的性能为目的,并对 2519A-T87 和 2519A-T9I6 进行比较。

1 实验

实验的原材料为在西南铝生产的 2519A 板材,其 名义成分如表 1 所列。T87 热处理制度为:固溶+冷 轧+峰值时效。T9I6 的工艺冷变形量选取与 T87 一致 的 7%,时效温度参照 T87 的时效制度制定,基本工 艺为固溶+预时效+冷轧+断续时效+再时效,T9I6 的工 艺路线如图 1 所示。

表1 2519A 铝合金的化学成分

Table 1	Chemical	compositions	of 2519A	(mass fi	raction,	%)

Cu	Mn	Mg	Ti	Zr	Fe	Si	Al
5.80	0.30	0.20	0.05	0.20	0.20	0.10	Bal.

对获得的板材进行室温力学性能测试,在 SEM 上 观察断口形貌,并通过 TEM 对不同状态样品进行分 析。TEM 试样采用双喷减薄制备,电解液为 20%HNO₃+80%CH₃OH(体积分数),采用液氮冷却, 温度控制在-20 ℃以下。实验中的主要检测设备如下: HV-10B硬度仪,MTS Landmark 电液伺服试验系统, FEI Sirion200 型扫描电镜及 TecnaiG²20 透射电镜。



Fig. 1 Process route of T9I6

2 结果与分析

2.1 T9I6 时效硬化曲线

按图 1 所示工艺,对 2519A 铝合金板材进行人工 时效,得到 2519A-T87 和 2519A-T9I6 两种不同的状 态铝合金。固溶态的 2519A 铝合金硬度为 85.0 HV, 预时效阶段,硬度值有一个"阶跃"式的提高,这主 要是因为时效析出强化。预时效后,硬度达到 122.9 HV。冷轧后,硬度提高到了 143.2 HV,这主要是由 加工硬化所致,另外,冷轧增加晶体的位错和空位密 度,促使 GP 区和第二相的析出。在断续时效阶段, 硬度缓慢地上升,整个阶段硬度提高不明显。随后, 将合金随炉加热再时效,峰时效硬度值为 167.2 HV。 再时效过程的后期阶段,时效硬化曲线的上升趋于平 缓,说明合金的时效强化潜力在不断地减少。相比于



图 2 T9I6 工艺的时效硬化曲线

Fig. 2 Relationship between hardness and aging time on T9I6 process

2519A-T87 在的峰时效硬度值(144.6 HV),提高了约 22.5 HV,效果比较明显。

2.3 拉伸性能测试

2519A-T87 和 2519A-T9I6 的室温力学性能如表 2 所列。2519A-T9I6 的力学性能有显著提高,抗拉强度 高达 540.1 MPa,相比于 2519A-T87 提高了近 70 MPa, 伸长率也有着显著的提高,达到 14.33%。

对拉伸后的样品在 SEM 上观察断口形貌。两者 的断口形貌如图 3 所示,两种状态下,2519A 板材均 是韧性断裂,都有着沿晶、穿晶韧窝,是一种典型的 混合断裂的形式。其中图 3(a)和(b)为 2519A-T87 的断

表 2 2519A-T87 和 2519A-T9I6 的室温力学性能

Table 2 Mechanical properties of 2519A-T87 and 2519A-T9I6 at room temperature

Alloy	Yield strength/ MPa	Tensile strength/ MPa	Elongation rate/%	Hardness, HV
2519A-T87	431.6	470.5	9.7	145.6
2519A-T9I6	501.0	540.1	14.3	167.2

口形貌。由图 3(a)可以看出, T87 态的断口韧窝深浅、 大小不一,没有明显的分布规律,但局部有尺寸非常 大的韧窝,这种形式的断裂很可能是由粗大第二相引 起的;在局部放大图 3(b)中可以观察到, 韧窝的尺寸 约在几个 µm 到几十个 µm 之间, 韧窝内可以明显看 到一些较大的粒子, EDS 分析(结果如图 4 所示)后发 现,其Al、Cu摩尔比约为2:1,推断其应该是一些较 为粗大的 Al₂Cu 相。图 3(c)和(d)所示为 2519A-T9I6 的断口形貌,其中一部分区域韧窝的分布更为细小、 弥散。在对韧窝分布均匀的区域进行局部放大后得到 如图 3(d)所示的微观组织,可以发现 T9I6 状态下,部 分区域韧窝相对于 T87 状态下的更深。根据 LUMLEY 等^[10-11]对二次时效现象的研究, 2519A 铝合金在 T9I6 工艺过程中的低温保温阶段,只有少量的 Cu 原子向 晶界、亚晶界扩散,因此晶界、亚晶界上的析出相较 少,合金在变形时不易在晶界、亚晶界处形成微裂纹, 因而, T9I6 状态下的合金相比于 T87 状态的合金, 其 塑性及断裂韧性有了较为明显的提高。

2.4 显微组织分析

在 TecnaiG220 透射电镜下分别对 2519A 经 T87 和 T9I6 峰时效后进行观察,其 TEM 像如图 5 所示。



图 3 2519A-T87 和 2519A-T9I6 拉伸断口的 SEM 像

Fig. 3 SEM images of fracture surfaces of 2519A-T87 ((a), (b)) and 2519A-T9I6 ((c), (d))

相比图 5(a)所示的 T87 状态,可以明显观察到 T9I6 工艺下 θ'相的尺寸明显小于 T87 状态的,且在图中所 示的视场下, T9I6 处理后的 θ'相分布更为密集。可见 断续时效工艺对 2519A 铝合金中 θ'相的析出起到了促进作用,且析出相的分布更为均匀。

图 6 所示为 T9I6 工艺中经第二级长时低温保温



图4 断口形貌及其第二相能谱分析

Fig.4 Morphology of fracture surfaces(a) and energy spectrum of second phase(b)



图 5 2519A 铝合金经 T87 和 T9I6 工艺峰时效状态的 TEM 像

Fig. 5 TEM images of 2519A aluminum alloy in T87(a) and T9I6(b) temper



图 6 2519A 铝合金在 T9I6 工艺中经断续时效后的 TEM 像及其衍射斑 Fig. 6 TEM image of 2519A aluminum alloy obtained after interrupted ageing in T9I6 temper(a) and its selected electron diffraction pattern(b)

(即所谓的"断续")后的 TEM 像。由图 6 可以看出, 合金内部主要是一些尺寸相当小的析出相,对于该相 的尺寸统计如图 7 所示。在图 6(b)所示的衍射斑点上, 还未见有明显的 θ'相衍射斑,对于铝基体斑点周围出 现的"芒线",推测其为图 6(a)中所示的细小相的影响。

对于 2519A 铝合金的析出序列, 一般是^[13]: 过饱 和固溶体→GP 区→ θ'' → θ' → θ 。其中 GP 区和 θ'' 相与 A1 基体共格、 θ' 相半共格、 θ 相不共格。 θ' 相为主要 的强化相,获得均匀、细小、密集的 θ' 相是 2519A 合 金获得优良力学性能的主要途径。



Area	Diameter/nm	Thickness/nm
A	7.5	0.46
В	9.6	0.36
С	9.2	0.41
D	7.8	0.39
E	8.6	0.36
F	7.3	0.42

图7 图中所示6个区域中相的平均直径与厚度

Fig. 7 Mean diameter and thickness of six areas shown in figure

经 T9I6 工艺处理以后的 2519A 铝合金相比于原 有的 T87 工艺,合金力学性能显著提高。2519A 铝合 金经 535℃固溶后淬火,固溶体中的 Cu 原子未能立即 析出,形成过饱和固溶体。淬火不仅获得过饱和固溶 体,还使空位被"冻结"在晶格内。过饱和空位为时 效过程中 GP 区形成提供条件。在预时效阶段,与传 统的 T6 人工时效处理相当,为过饱和固溶体分解提 供动力。在图 2 所示的合金的时效硬化曲线上,合金 在预时效过程中,硬度呈"阶跃"式上升,这主要是 因为在时效前,未引入冷变形,时效初期, GP 区的硬 化作用明显,引入冷变形会抑制与基体共格的 GP 区 的析出^[2]。

随即进行的冷轧变形一方面引入了加工硬化,使 得后续的时效强化在更高的起点开始;另一方面,预 变形可以增加基体的位错密度,大大减小晶格畸变能, 为后续与 Al 基体半共格的 θ'相形核提供有利的条件。 尽管进行了冷变形,但预变形量不大,不易产生可动 性较强的位错,即位错分布弥散,难以产生交滑移、 攀移^[1]。

合金再回到低温保温阶段时,基体的过饱和度增 加,GP区的相变自由能也增大。在此阶段中,Cu原 子继续缓慢地在{100}面上偏聚,与预时效阶段的变化 类似,形成 Cu 原子富集的 GP 区^[14-15],但考虑冷轧 预变形后空位数量的减少,该过程相比于预时效阶段 更为缓慢。同时,较低的温度下,溶质原子的扩散速 率也比较慢, GP 区的形核也比预时效阶段下更加均 匀,这些 GP 区达到一定尺寸后就成为后续时效析出 相的核心。根据图 6 观察到的结果,由其衍射斑点可 以发现, 仅在铝基体衍射斑的周围形成了"芒线"的 结构,而未见"十字花"形^[16]的典型θ相斑点,可见 在该阶段只形成了少量的 θ'相。而根据图 6(a)所示的 第二相形貌,可以推测其仍是一种盘片状的相,与 θ' 相形态类似,并且该相的尺寸较小。对图7所示的结 果,不同区域内,该相的直径在 7~10 nm、厚度在 0.35~0.47 nm 之间。而 Al-Cu 合金中 GP 区为厚 0.3~0.6 nm、直径约8nm的盘片状结构^[17]。因而,推测图6(a) 所示的细小相可能为 GP 区。

在时效的第三阶段,合金进行再时效,GP 区 $\rightarrow \theta''$ 相 $\rightarrow \theta'$ 相的转变逐渐完成。图 5(b)所示为 T9I6 峰时效 状态的 TEM 像,图中主要为互成 90°分布的 θ' 相,在 衍射斑点上,AI 基体斑点四周出现了明显的"十字花" 结构,为典型的 θ' 相衍射斑。对图 5、图 6 所示的析 出相的面积进行统计可得,T9I6 状态下析出相面积约 为 32.9%,T87 状态下的约为 23.3%。另外,从相的尺 寸上来说,T87 状态的相尺寸大约在 50 nm,而 T9I6 的则大约在 30 nm。相比与图 5(a)所示的 T87 状态, T9I6 状态下, θ' 相分布明显更为细小、弥散,而这种 明显的差异也表明 2519A-T9I6 的力学性能明显优于 2519A-T87 的。

3 结论

1) 2519A 经固溶+预时效+轧制+断续时效+再时 效的 T9I6 工艺处理后,强度明显上升。其中,最优工 艺下, 屈服强度为 501.0 MPa, 抗拉强度 540.1 MPa, 伸长率为 14.3%。相比于 2519A-T87 的 431.6 MPa、 470.5 MPa、9.7%分别提高了 69.4 MPa、69.6 MPa、 4.6%。这是时效强化与加工硬化共同作用的结果。

2) 断续时效为 θ'的析出提供了有利条件,在断续 时效过程中,由于温度较低,时效过程缓慢且稳定, 基体内不断形成密集、细小的 GP 区,这使得后续 θ' 相的形成也趋于细小、密集。最终,2519A-T9I6 的 θ' 相体积分数大于 T87 态的,同时,2519A-T9I6 的 θ' 相尺寸及小于 T87 态的,且第二相强化效果显著。

REFERENCES

- 张新明, 贾寓真, 刘 玲, 叶凌英, 陈明安, 高志国, 王文韬, 匡小月. 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): 46-49.
 ZHANG Xin-ming, JIA Yu-zhen, LIU Ling, YE Ling-ying, CHEN Ming-an, GAO Zhi-guo, WANG Wen-tao, KUANG Xiao-yue. Effects of cold-pre-rolling reduction on precipitation of 2519A aluminum alloy plate[J]. Journal of Central South University: Science and Technology, 2011, 42(1): 46-49.
- [2] 张新明,刘 玲,贾寓真. 拉伸与冷轧预变形对 2519A 铝合
 金组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(6):
 1088-1094.

ZHANG Xin-ming, LIU Ling, JIA Yu-zhen. Effects of stretching and rolling pre-deformation on microstructures and mechanical properties of 2519A aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(6): 1088–1094.

[3] 李慧中,梁霄鹏,陈明安,张新明. 冷轧变形量对 2519 铝合
 金组织和力学性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2008, 9(2):
 86-89.

LI Hui-zhong, LIANG Xiao-peng, CHEN Ming-an, ZHANG Xin-ming. Effect of cold rolling reduction on microstructure and mechanical property of 2519 aluminum alloy[J]. Transactions of Material and Heat Treatment, 2008, 9(2): 86–89.

- [4] LI Hui-zhong, LIANG Xiao-peng, LI Fang-fang, GUO Fei-fei, LI Zhou, ZHANG Xin-ming. Effect of Y content on microstructure and mechanical properties of 2519 aluminum alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2007, 17(6): 1194–1198.
- [5] WANG Wen-tao, ZHANG Xin-ming, GAO Zhi-guo, JIA Yu-zhen, YE Ling-ying, ZHENG Da-wei, LIU Ling. Influences of Ce addition on the microstructures and mechanical properties of 2519A aluminum alloy plate[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 419(1/2): 366–371.
- [6] 陈志国,杨文玲,王诗勇,舒 军. 微合金化铝合金的研究进展[J]. 稀有金属材料与工程,2010,39(8):1499-1530.
 CHEN Zhi-guo, YANG Weng-ling, WANG Shi-yong, SHU Jun.
 Research progress of microalloyed aluminum alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39(8): 366-371.

- [7] 韩念梅,张新明,刘胜胆,宋丰轩,辛 星. 双级时效对 7050 铝合金厚板断裂韧性的影响[J]. 中南大学学报:自然科学版, 2011, 42(3): 623-628.
 HAN Nian-mei, ZHANG Xin-ming, LIU Sheng-dan, SONG Feng-xuan, XIN Xing. Influence of two-step aging on fracture toughness of 7050 aluminum alloy plate[J]. Journal of Central South University: Science and Technology, 2011, 42(3): 623-628.
- [8] 张新明, 宋丰轩, 刘胜胆, 韩念梅. 双级时效对 7050 铝合金 板材剥蚀性能的影响[J]. 中南大学学报: 自然科学版, 2011, 42(8): 2252-2258.

ZHANG Xin-ming, SONG Feng-xuan, LIU Sheng-dan, HAN Nian-mei. Influence of two-step aging on exfoliation corrosion properties of 7050 aluminum alloy plate[J]. Journal of Central South University: Science and Technology, 2011, 42(8): 2252–2258.

- [9] 张新明,罗智辉,杜予晅,叶凌英.双级时效对 1420 铝锂合 金超塑性的影响[J].材料热处理学报,2007,28(4):55-58.
 ZHANG Xin-ming, LUO Zhi-hui, DU Yu-xuan, YE Ling-ying. Effect of two-stage ageing on super plasticity of 1420 Al-Li alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2007, 28(4):55-58.
- [10] LUMLEY R N, POLMEAR I J, MPRTON A J. Temper Developments Using Secondary Ageing[C]// NIE J F, MORTON A J, MUDDLE B C. Proceedings of the 9th International Conference on Aluminum Alloys. Brisbane, Australia: Institute of Materials Engineering Australasia Ltd, 2004: 85–95.
- [11] LUMLEY R N, POLMEAR I J, MPRTON A J. Interrupted aging and secondary precipitation in aluminum alloys[J]. Materials Science and Technology, 2003, 19(11): 1483–1490.
- [12] LUMLEY R N, POLMEAR I J, MPRTON A J. Development of mechanical properties during secondary aging in aluminum alloys[J]. Materials Science and Technology, 2005, 21(9): 1025–1032.
- [13] MASSALSKI T B. The Al-Cu (aluminum-copper) system[J]. Journal of Phase Equilibria, 1980, 1(1): 27–33.
- [14] KARLIK M, JOUFFRY B. High resolution electron microscopy of Guinier-Preston(G.P.I) zones in an Al-Cu based alloys[J]. Acta Materialia, 1997, 45(8): 3251–3263.
- [15] TAKEDAI M, MAEDAI Y, YOSHIDAI A, YABUTA K, KONUMA S, ENDOL T. Discontinuity of G.P.(I) zone and θ' phase in all AI-Cu alloy[J]. Scripta Materialia, 1999, 41(6): 643–649.
- [16] FONDA R W, BINGERT J F. Microstructural evolution in the heat-affected zone of a friction stir weld[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2004, 35(5): 1487–1499.
- [17] 李松瑞,周善初.金属热处理[M].长沙:中南大学出版社, 2005:198-202.

LI Song-rui, ZHOU Shan-chu. Heat treatment of metals[M]. Changsha: Central South University Press, 2005: 198–202.