

[文章编号] 1004- 0609(2001) 04- 0603- 04

在线挤压淬火对地铁列车用 6005A 合金 力学性能及微观组织的影响^①

王志伟¹, 汪明朴¹, 王正安¹, 李 周¹, 尹志民¹, 彭志辉¹,
刘静安², 孙熙南², 朱鸣峰², 杨纯梅², 黄 平², 唐 剑²

(1. 中南大学 材料科学与工程系, 长沙 410083; 2. 西南铝加工厂, 重庆 401326)

[摘 要] 对地铁列车车体用 6005A 铝合金进行了在线挤压淬火正交实验和透射电镜分析, 研究了挤压温度、挤压速度、淬火方式对合金力学性能的影响。结果表明: 淬火方式对合金性能的影响最大, 水淬可使合金获得高的力学性能; 提高挤压温度和挤压速度也可在一定程度上提高合金力学性能。透射电镜分析表明, 在线挤压淬火工艺对合金力学性能的影响实质上与 β 强化相的数量、大小、分布密切相关。

[关键词] 地铁列车; 6005A 合金; 挤压; 淬火

[中图分类号] TG 113. 25⁺ 1; TG 115. 21⁺ 5. 3

[文献标识码] A

现代轨道交通发展的核心要求是高速、节能、安全。寻找一种中强、高韧、比重小、工艺性能好的车体大型材用铝合金尤为关键。从发展趋势来看, 6005A 合金非常引人注目, 国内外的学者对 6005A 合金作了大量研究, 认为该合金基本满足上述要求^[1~ 6]。德国 VAW 公司等厂家以此合金生产了车体大型型材。在我国, 地铁列车、高速列车、城市轻轨车等轨道交通的飞速发展急需铝合金车体大型型材。为此, 作者以 6005A 合金为例, 采用正交实验法研究了挤压温度、挤压速度、在线淬火方式这 3 个重要参数对合金力学性能的影响, 并利用透射电镜作了微观组织结构上的分析。

1 实验

实验合金 6005A 经熔炼后半连铸铸造成 $d160$ 的锭坯。然后对锭坯进行锯切、均匀化退火和铣面, 并在 2 500 t 挤压机上以不同的挤压温度、挤压速度和淬火方式进行在线挤压淬火实验, 所得型材在拉矫机上进行矫直处理, 然后放入时效炉中进行时效处理。

将时效后的型材沿挤压方向切割成长度为 270 mm, 宽为 30 mm, 厚为 4 mm 的样品, 并按 GB6397-86 制成拉伸试验长试样。拉伸实验在 CSS-

44100 电子拉伸试验机上按 GB228-87 进行。不同工艺样品的微观组织结构分析在 H-800 透射电镜上进行。

2 结果与讨论

2.1 在线挤压淬火工艺对力学性能的影响

在线挤压淬火工艺实验主要考虑挤压温度、挤压速度和淬火方式 3 个影响因素, 挤压温度范围为 490~ 550 $^{\circ}\text{C}$, 挤压速度范围为 1~ 5 m/min, 淬火方式则采用中强风淬, 强风淬和水淬, 淬火后所有样品均进行 175 $^{\circ}\text{C}$, 8 h 的时效处理。表 1 列出了实验所获部分典型工艺样品的力学性能。对实验所得的全部数据按挤压温度、挤压速度和淬火方式 3 个因素进行正交分析, 所得综合平均值 K_i 和极差 R 见表 2。

由表 1 与表 2 可以看出, 对合金的强度影响最大的因素是淬火方式(极差 $R[\sigma_b] = 80 \text{ MPa}$, $R[\sigma_{0.2}] = 95 \text{ MPa}$), 即水淬的合金强度远大于风淬, 无论是 σ_b 还是 $\sigma_{0.2}$ 经过水淬后都大大提高。在工业生产中, 若大型材在线挤压水淬后变形不大或者矫直工艺不成问题的话, 应尽可能采用在线挤压后水淬(或水雾淬)。

挤压速度对合金力学性能也有影响。挤压速度

① [基金项目] 国家计委产业化前期关键技术研究项目(980411)
[作者简介] 王志伟(1975-), 男, 硕士研究生。

[收稿日期] 2000- 04- 02; [修订日期] 2001- 03- 02

表 1 部分典型工艺样品的力学性能

Table 1 Mechanical properties of experiment alloys under some typical technique

Sample number	Technological conditions	Mechanical property			
		σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	HB
1	530 ℃, 3 m/min, water quenching, 175 ℃, 8 h aging	325	305	14	85
2	490 ℃, 1 m/min, water quenching, 175 ℃, 8 h aging	275	255	16	79
3	550 ℃, 3 m/min, stronger wind quenching, 175 ℃, 8 h aging	260	235	11	76
4	530 ℃, 3 m/min, wind quenching, 175 ℃, 8 h aging	240	215	12	68
5	490 ℃, 1 m/min, wind quenching, 175 ℃, 8 h aging	200	160	16	56
6	Annealing, 550 ℃, 0.5 h furnace cooling	170	100	24	45

表 2 综合平均值(K_i)及极差(R)分析表

Table 2 Analysis table of comprehensive mean value (K_i) and range (R)

K_i, R	Performance parameter	Extrusion temperature/℃	Extrusion speed / (m·min ⁻¹)	Quenching way
K_1	σ_b	245	242	217
	$\sigma_{0.2}$	217	210	183
	δ_{10}	12	13	12
	HB	69	69	61
K_2	σ_b	256	270	297
	$\sigma_{0.2}$	231	245	277
	δ_{10}	11	10	10
	HB	72	74	83
K_3	σ_b	269	259	
	$\sigma_{0.2}$	242	235	
	δ_{10}	10	10	
	HB	75	72	
R	σ_b	21	28	80
	$\sigma_{0.2}$	22	35	95
	δ_{10}	2	3	2
	HB	7	6	21

从 1 m/min $\rightarrow$ 3 m/min 时, $K(\sigma_b)$ 从 $K_1=242$ MPa $\rightarrow$ $K_2=270$ MPa, 提高了 28 MPa。可见一定范围内挤压速度的提高对合金的强化是有利的。但挤压速度不宜过高, 过高的挤压速度会使挤压制品中产生轻微金属粘着和模具道, 甚至会在制品表面产生微裂纹, 反而降低了合金的强度。

对挤压温度的选择是本次实验的一个重要发

现, 即挤压温度愈高, 强度愈大。甚至当挤压温度高达 530 ℃时, 仍然没有达到强度最高值。挤压温度从 490 ℃ $\rightarrow$ 510 ℃ $\rightarrow$ 530 ℃时, $K(\sigma_b)$ 从 $K_1=245$ MPa $\rightarrow$ $K_2=256$ MPa $\rightarrow$ $K_3=269$ MPa; $K(\sigma_{0.2})$ 从 $K_1=217$ MPa $\rightarrow$ $K_2=231$ MPa $\rightarrow$ $K_3=242$ MPa。进一步提高挤压温度仍有可能提高合金强度。国内对 6005A 合金一般采用中温挤压, 主要是考虑到过高的挤压温度容易产生过热、晶粒粗大从而导致性能下降。本次实验的结果表明, 只要合金成分配比适当, 挤压速度选取合理, 就可以将挤压温度提高到 530 ℃或更高, 同时使合金的强度得到提高。

6005A 铝合金在高速列车、地铁列车的使用日益广泛。一般对其性能要求为: $\sigma_b \geq 250$ MPa, $\sigma_{0.2} \geq 210$ MPa, $\delta \geq 8\%$, HB ≥ 60 。若采用在线挤压水淬工艺, 则时效后力学性能都满足要求。但在实际工业生产中, 水淬易引起大型材弯曲变形, 增加了淬火后精整矫形的难度, 并可能产生较大的矫形应力, 造成后续焊接工艺上的困难。若采取在线挤压风淬工艺, 时效后力学性能常常偏低。但从上述正交实验分析结果知道, 通过提高挤压温度可使合金 σ_b 和 $\sigma_{0.2}$ 得到提高。故我们采用更高的挤压温度, 并加大风淬强度(强风淬)做了补充实验。采用的在线挤压淬火工艺为: 550 ℃, 3 m/min, 强风淬。时效后测得其力学性能值: $\sigma_b=260$ MPa, $\sigma_{0.2}=235$ MPa, $\delta=11\%$, HB=76。可见已满足高速列车用铝合金的力学性能要求。从而也证实了上述正交分析优化结果是正确的。

2.2 透射电镜分析

为了进一步了解挤压温度, 挤压速度以及淬火速度对合金力学性能的影响, 选取了几种典型状态的合金作了透射电镜分析, 从微观结构上解释了上述正交实验的结果。

图 1(a) 为实验合金经 530 ℃, 3 m/min 在线挤压水淬, 175 ℃, 8 h 时效后的透射电镜像。可见晶内沉淀相 β 呈花格尼状, 分布密度很大, 其平均长度约 0.1 μ m, 宽度为 50~100 Å。 β 相为密排六方结构, $a=7.05$ Å $c=4.50$ Å (001) $_{\beta}$ //(110) $_{Al}$, (110) $_{\beta}$ //(001) $_{Al}$ 。 β 相与基体 $\alpha(Al)$ 保持半共格关系, 它能钉扎位错, 阻碍位错运动, 是 6005A 合金中的主要强化相, 大量均匀分布的细小 β 相使该状态合金力学性能大大提高^[7~12]。此外, 晶界上尚有细小平衡沉淀相, 它是在高温挤压淬火后时效析出的。由于在较高温度以较大的速度挤压, 大量空位、位错产生并聚集在晶界处, 使晶界处应力能较

高, 从而为时效析出的 GP 区、过渡相的长大提供了动力, 过早地产生平衡相的析出。图 1(b) 为实验合金经 490 °C, 1 m/min, 在线挤压水淬, 175 °C, 8 h 时效后的透射电镜像。可见晶内沉淀相 β 也呈花格尼状, 但分布密度较图 1(a) 低, 尺寸较大, 约 $0.2 \mu\text{m} \times 200 \text{ \AA}$ 。对比图 1(a) 和(b) 的挤压工艺, 可以看出较高温度下(530 °C) 挤压能使合金第二相固溶更充分, 时效后产生大量细小均匀分布的强化相 β ; 从而提高了合金的强度。

图 1(c) 为 530 °C, 3 m/min, 中强风淬, 175 °C, 8 h 时效后的照片。沉淀相 β 仍呈花格尼状分布, 分布密度较(b) 低, 尺寸更粗大, 约 $0.8 \mu\text{m} \times 500 \text{ \AA}$ 并有大量 $500 \text{ \AA} \sim 0.2 \mu\text{m}$ 的块状 β 相析出。对比图 1(c) 和(a) 的挤压工艺, 只有淬火方式不同, 但析出相的微观组织结构差别很大。水淬后时效析出相大多为 β 相, 分布密度很大, 且尺寸小、分布均匀。风淬晶内析出的 β 相粗大, 且有大量 $0.1 \sim 0.3 \mu\text{m}$ 的块状平衡 β 相。平衡 β 相是在 β 与基体界

面上, 以消耗掉 β 的方式形成的。根据奥罗万机制, 位错运动时以形成位错环的方式绕过 β 相, 因而它的强化效果不如 β 那么显著。可见淬火速度对合金的力学性能影响极大, 以较高的速度淬火, 固溶于基体 Mg, Si 等元素不易在淬火中产生平衡分解, 且再结晶难以进行, 挤压效应显著, 这对合金力学性能的提高非常有利。图 1(d) 为 550 °C, 3 m/min, 强风淬, 175 °C, 8 h 时效后的显微组织。如前所述, 该状态合金是在正交分析后得出的优化结果。其沉淀相仍呈花格尼状分布, 分布密度较图 1(c) 略高, 尺寸也较细, 晶内的块状 β 相的分布密度明显小于图 1(c) 中的 β 相。这表明该状态合金强度要高于图 1(c) 所示合金状态, 能满足地铁列车车身用铝合金的使用要求。

3 结论

1) 6005A 合金水淬力学性能远高于风淬, 其

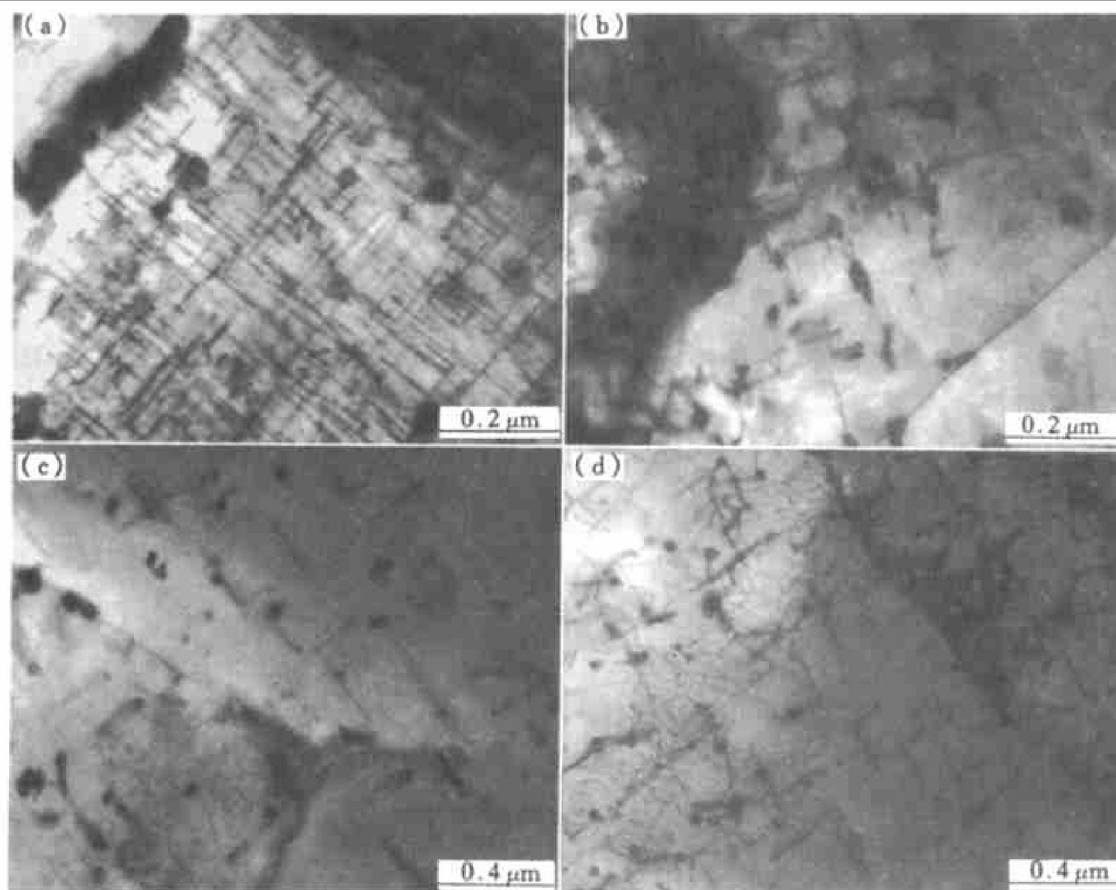


图 1 各种状态下的典型透镜衍衬像

Fig. 1 Typical transition electron microscope images under different conditions

- (a) —530 °C, 3 m/min extrusion, water-quenching, 175 °C, 8 h aging;
- (b) —490 °C, 1 m/min extrusion, water-quenching, 175 °C, 8 h aging;
- (c) —530 °C, 3 m/min extrusion, less stronger wind-quenching, 175 °C, 8 h aging;
- (d) —550 °C, 3 m/min extrusion, strong wind-quenching, 175 °C, 8 h aging

$\sigma_b \approx 275 \sim 325$ MPa, $\sigma_{0.2} \approx 253 \sim 305$ MPa, $\delta \geq 14\%$, 硬度值 HB 78~88, 完全可以达到地铁列车对合金力学性能的要求。

2) 挤压温度愈高, 挤压速度愈大, 6005A 合金强度也愈高。在大型材生产中若采取在线挤压风淬工艺, 可以通过适当提高合金的挤压速度和挤压温度来提高合金力学性能。

3) 透射电镜分析表明, 合金中主要强化相为 β' 相, 它呈花格尼状分布, β 相分布密度愈大、尺寸愈小对合金强化愈有利。

[REFERENCES]

- [1] Marchand D, Faivre P. Medium-strength extrusion alloys in the 6000 series Part II [J]. Light Metal Age, 1983, 41(6): 14-18.
- [2] SHU Xuechang(苏学常). 铝合金的强化 [J]. Light Alloy Fabrication Technology(轻合金加工技术), 1996, 24(9): 2-5.
- [3] Mukhopadhyay A K, Yang Q B, Singh S R. The influence of zirconium on the early stages of aging of a ternary Al-Zr-Mg alloy [J]. Acta Metall Mater, 1994, 42(9): 3083-3091.
- [4] Paray F, Gruzleski J E. Microstructure-mechanical property relationships in a 356 alloy [J]. Cast Met, 1994, 7(3): 153-163.
- [5] Cantor B. Differential scanning calorimetry and the advanced solidification processing of metals and alloys [J]. J Therm Anal, 1994, 42(4): 647-665.
- [6] Swift T. Damage tolerance capability [J]. J Fatigue, 1994, 6(1): 75-94.
- [7] Singh P, Evans J T, Holroyd N J H. Strain concentration at grain boundaries in Al-Mg-Si alloys [J]. Mater Sci Eng A, 1992, A157(1): 1-8.
- [8] Mancini B. Controlled cooling of aluminum extruded products [J]. Allum Leghe, 1992, 33(4): 103-108.
- [9] Davidov J. Influence of iron quantity on the fatigue behaviour of cast aluminum alloy [J]. Fiz Khim Mekh Mater, 1992, 28(1): 74-78.
- [10] ZHANG Kui, ZHANG Yong-hong, LIU Guo-jun, et al. Structural evolution of non-dendritic AlSi7Mg alloy during reheating [J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 1999, 9(3): 553-556.
- [11] GU Wanli, PENG Huaxin, LIU Zong-rong, et al. Roles of orientation relationship and recrystallization in superplasticity of SiC_w/6061 Al alloy composite [J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 1997, 7(1): 134-136.
- [12] WANG Jiar-qian, GENG Ping, ZHANG Bao-jin, et al. Microstructure and features of RS Al-based thermal-strengthened alloys [J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 1997, 7(1): 56-60.

Effects of on-line extrusion quenching technique on mechanical properties and microscopic structure of 6005A alloys employed in underground railway trains

WANG Zhiwei¹, WANG Mingpu¹, WANG Zheng-an¹, LI Zhou¹, YIN Zhi-min¹, PENG Zhi-Hui¹,
LIU Jing-an², SUN Xi-nan², ZHU Ming-feng², YANG Chun-mei², HUANG Ping², TANG Jian²

(1. Department of Materials Science and Engineering, Central South University,

Changsha 410083, P. R. China;

2. Chongqing Aluminum Fabrication Plant, Chongqing 401326, P. R. China)

[Abstract] The effects of the extrusion temperature, extrusion speed, quenching way on the mechanical properties of 6005A alloys were studied by the on-line extrusion orthogonal experiments and transmitted electron microscopic analysis. The results show that quenching way has the most obvious effect on the mechanical properties of the alloys. Water quenching can improve the mechanical properties of the alloys more. Improving extrusion temperature and extrusion speed can also do to a certain extent. Transmission electron microscopic analysis shows that the effect of on-line extrusion quenching technique on the mechanical properties of the alloy is closely related to the amounts, the size and the distribution of the β' precipitated phase.

[Key words] underground railway trains; 6005A alloys; extrusion; quenching

(编辑 黄劲松)