

[文章编号] 1004-0609(2001)06-1069-05

地铁列车用 7005 铝合金力学性能及微观结构分析^①

汪明朴¹, 王志伟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 7005 铝合金进行了在线挤压淬火实验和微观组织分析, 研究了挤压温度、挤压速度、淬火方式以及时效条件对合金力学性能的影响。实验结果表明: 降低挤压速度和淬火速度可在一定程度上提高合金力学性能, 但对力学性能影响最大的两个因素是挤压温度和时效时间。透射电镜分析表明, 较低的挤压温度, 适当短一些的时效时间, 可使合金中的强化 η 相颗粒细小、分布均匀, 且晶界附近无沉淀带窄, 因而易使合金获得高的力学性能。过高的挤压温度和过长的时效时间均易使合金产生过时效, 析出相颗粒粗大, 无沉淀带宽, 导致合金力学性能恶化。

[关键词] 地铁列车; 7005 铝合金; 在线挤压; 淬火; 二级时效

[中图分类号] TG 113.25⁺ 1; TG 115.21⁺ 5.3

[文献标识码] A

铝制列车因其减重性好、耐蚀性好、运行性好、维修费低等为当今世界各国竞相研制和生产。研制铝车, 寻找一种高强、挤压性好、耐蚀性好的车体、底架、框架大型材用铝合金尤为关键^[1~4]。研究表明 7005 铝合金中加入适量 Mn, Cr, Zr 等微量元素可以有效提高合金的再结晶温度和可焊性, 得到综合性能较为优异的合金^[5~8]。德国 ICE, VAW 和日本轻金属开发株式会社(KOK)等厂家以此合金作为生产铝制车的关键用材, 并取得了成功。但目前关于在线挤压淬火工艺、时效制度对 7005 铝合金力学性能的影响及其微观强化机制尚未见深入的研究报导, 且我国研制铝车方面尚属技术空白, 国内至今还没铝车运行, 要实现轨道交通轻量化、高速化急需大量的铝合金型材。为此作者以综合性能较为优异的 7005 铝合金为例, 研究了在线挤压淬火工艺和随后的时效工艺对合金力学性能的影响, 并从微观角度分析了合金强化的原理及机制。

1 实验

实验合金为 7005 铝合金, 并加入了适量的 Mn, Cr, Zr, 经熔炼后半连铸铸造成 $d160$ mm 的锭坯。然后对该锭坯进行锯切、均匀化退火和铣

面, 并在 2 500 t 挤压机上挤压成壁厚 6 mm 的实心型材。挤压温度分为 440, 460, 480, 500 和 520 °C 五种, 挤压速度分为 1, 3 和 5 m/min 三种。挤压完后立刻进行在线淬火, 淬火分为风淬和水淬两种。接着进行时效处理, 时效工艺为二级时效, 首先在 105 °C 时效 8 h, 然后在 155 °C 下时效 8 h 或 16 h。将时效后的试样裁成长度为 270 mm, 宽为 20 mm, 厚度为 6 mm 的样品, 并按 GB97-86 制成拉伸试验长试样。

硬度实验在 Brinell Hardness Tester HBE-3000 硬度计上进行。每个试样测 5 个点, 取其平均值。拉伸试验在 CSS-44100 电子拉伸试验机上按 GB228-87 进行。在试样端部截取 10 mm × 10 mm × 5 mm 的试片制成金相试样, 经磨削抛光后用 Keller 试剂侵蚀 1 min, 在 Neophot 21 光学显微镜下观察其微观组织。不同工艺样品的微观结构分析在 H-800 透射电镜下进行。

2 结果与分析

2.1 在线挤压淬火工艺及时效制度对合金力学性能的影响

表 1 列出了本次实验部分典型工艺条件的力学性能结果, 虽然只给出了部分数据, 但已体现了如下实验规律。

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] 汪明朴(1952-), 男, 教授。

[收稿日期] 2001-03-02; [修订日期] 2001-06-12

表 1 7005 合金部分工艺条件下的力学性能

Table 1 Mechanical properties of 7005 alloy under some typical technique conditions					
Sample number	Technological conditions	Mechanical property			
		σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	HB
1	440 ℃, 5 m/min, wind-quenching, 105 ℃, 8 h+ 155 ℃, 8 h aging	395	330	12	117
2	460 ℃, 3 m/min, water-quenching, 105 ℃, 8 h+ 155 ℃, 16 h aging	285	169	17	78
3	460 ℃, 3 m/min, water-quenching, 105 ℃, 8 h+ 155 ℃, 8 h aging	355	280	13	101
4	480 ℃, 5 m/min, wind-quenching, 105 ℃, 8 h+ 155 ℃, 8 h aging	355	275	13	101
5	500 ℃, 3 m/min, wind-quenching, 105 ℃, 8 h+ 155 ℃, 8 h aging	350	270	13	99
6	520 ℃, 1 m/min, water-quenching, 105 ℃, 8 h+ 155 ℃, 8 h aging	330	255	13	95
7	Annealing, 440 ℃, 1 h, furnace cooling	195	85	22	50

在很宽的在线挤压淬火条件下(挤压温度 440 ~ 500 ℃, 挤压速度 1~ 5 m/min, 风淬或水淬), 7005 铝合金经 105 ℃, 8 h+ 155 ℃, 8 h 时效均获得了满意的力学性能 (σ_b = 350~ 390 MPa, $\sigma_{0.2}$ = 270~ 330 MPa, δ = 12% ~ 13%)。7005 铝合金在高速列车、地铁列车的使用要求一般为: $\sigma_b \geq 350$ MPa, $\sigma_{0.2} \geq 225$ MPa, $\delta \geq 10\%$, 可见已达到或超过了指标规定。

7005 铝合金在挤压温度相同和时效条件相同的条件下, 挤压速度低, 力学性能反而高些, 淬火速度低(如风淬), 力学性能也高些。挤压温度和时效条件是影响 7005 铝合金力学性能的两个重要因素, 在时效条件相同的条件下, 挤压温度低(如 440 ℃)反而易获得较高的力学性能; 在挤压温度确定的条件下, 适当减少二级时效时间(如由 155 ℃, 16 h 降至 155 ℃, 8 h), 反而有利于提高合金力学性

能, 这一点在挤压温度高、挤压速度大、淬火速度大(如水淬)时更为突出。

2.2 金相显微分析

7005 铝合金在 480 ℃以下挤压, 得到的是保留一定加工纤维痕迹的细晶粒(约 30 μm) 部分再结晶组织。图 1(a) 所示为 460 ℃, 5 m/min, 风淬条件下的显微组织。该图表明, 低温挤压后合金晶粒细小, 且沿挤压方向尚保留一定的挤压组织, 产生组织强化效应。挤压温度高于 500 ℃时, 组织中已发生部分晶粒反常长大(> 500 μm) 的二次再结晶, 挤压温度越高, 这种现象越严重。图 1(b) 所示为 520 ℃, 1 m/min, 水淬条件下的金相组织。由图可见合金发生了完全再结晶, 再结晶晶粒粗大, 某些晶粒甚至已达 500 μm , 降低了强化效果。

2.3 透射电镜结果分析

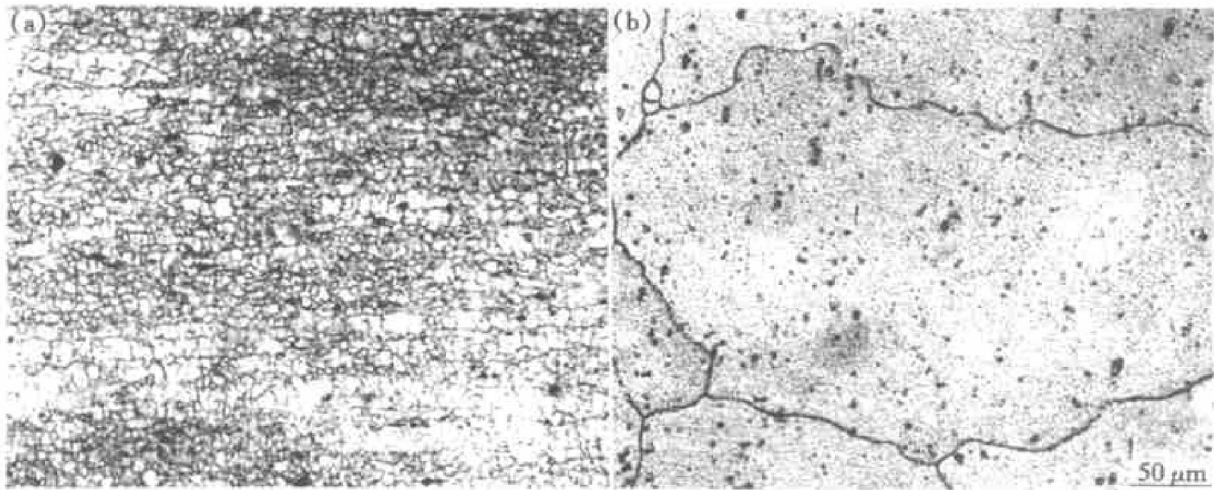


图 1 7005 合金的金相组织

Fig. 1 Optical microstructures of 7005 alloys

(a) —460 ℃, 5 m/min, wind-quenching; (b) —520 ℃, 1 m/min, water-quenching

为了进一步研究挤压温度、挤压速度、淬火方式以及时间条件对合金力学性能的影响, 并为进一步深入研究提供微观组织结构上的依据, 本实验着重对 7005 铝合金在几种典型工艺条件下的微观组织结构做了透射电镜分析。

图 2(a) 所示为 440 °C, 5 m, 风淬, 105 °C, 8 h + 155 °C, 8 h 时效后的透射电镜照片。可见沉淀相 η 呈颗粒状高度弥散分布, η 相粒子大小约为 5~10 nm, 晶界附近存在无沉淀带, 宽约 100 nm。此外, 在晶内还存在少量粗大析出物, 其周围也存在无沉淀析出带。图 2(b) 所示为 520 °C, 1 m, 水淬, 105 °C, 8 h + 155 °C, 8 h 时效后的透射电镜照片。由图可见沉淀相 η 较粗大, 尺寸约为 10~30 nm, 大小不均, 晶界平衡相粗大, 约为 40~100 nm, 无沉淀带宽, 大于 200 nm, 呈过时效特征。

图 2(c) 所示为 460 °C, 3 m, 水淬, 105 °C, 8 h + 155 °C, 16 h 的透射电镜照片。由图可见 η 沉淀

相分布特征类似于图 2(b), 无沉淀带更宽, 约 500 nm, 呈明显的过时效特征。图 2(d) 所示为退火态的透射电镜照片。由图可见晶内除较粗大析出相外, 无 η 沉淀相, 由于没有 η 沉淀, 晶界也不可能有无沉淀带。

3 讨论

7005 铝合金中的时效析出相 η 相 (MgZn_2) 呈六方结构, $a = b = 4.96 \text{ \AA}$, $c = 5.54 \text{ \AA}$, $\gamma = 120^\circ$, $(001)_\eta \parallel (111)_{\text{Al}}$, 它与基体 $\alpha(\text{Al})$ 保持半共格, 是 7005 铝合金中的主要强化相。 η 相越细小, 分布越均匀, 无沉淀带越窄, 合金力学性能就越高。这一关系可由奥罗万 (Orowan) 机制解释, 合金中的滑动位错绕过颗粒时所需的附加切应力 τ 为

$$\tau = \sqrt{\frac{\pi}{6}} \frac{T_f^{1/2}}{br}$$

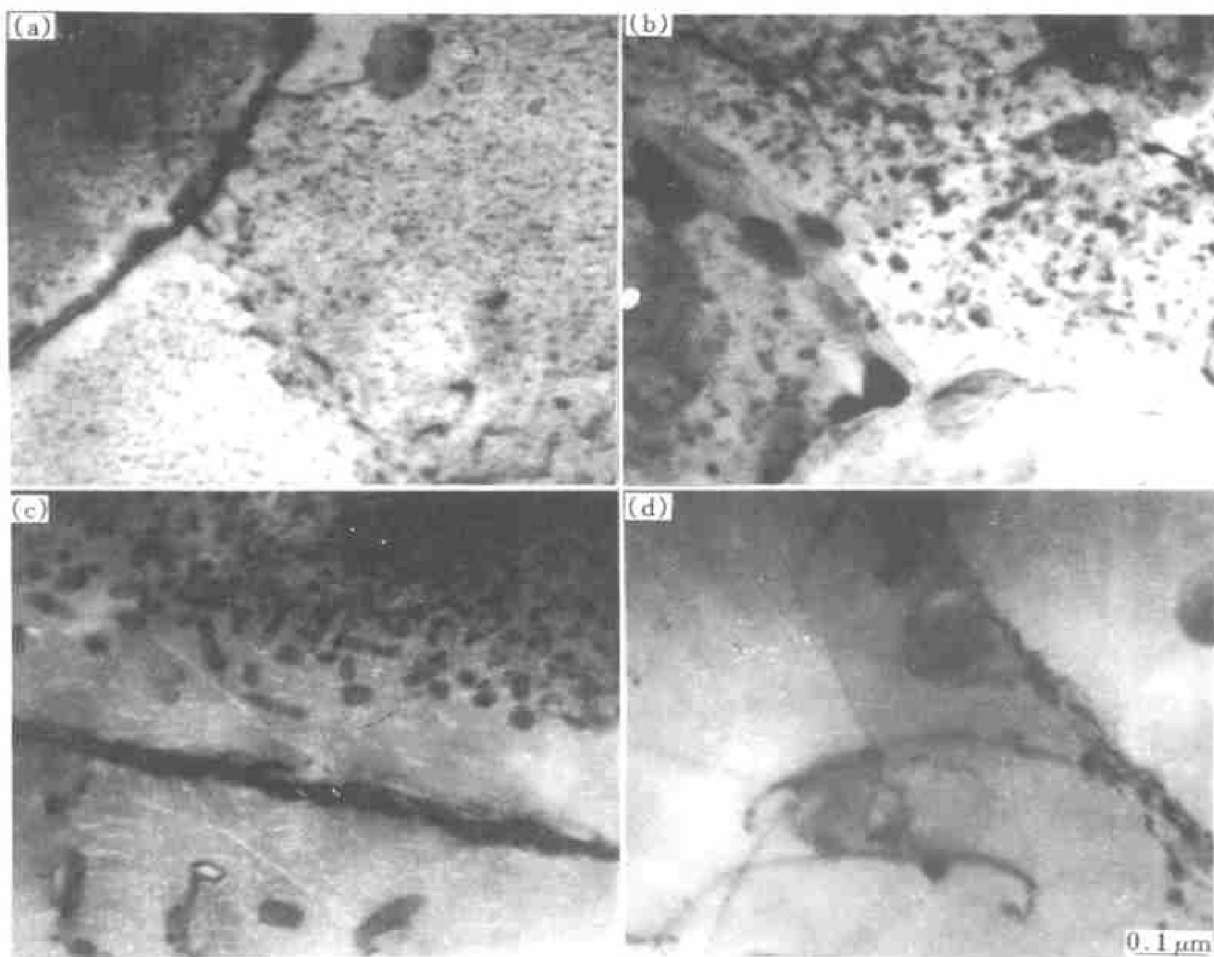


图 2 各种状态下的典型透镜衍衬像

Fig. 2 Typical transition electron microscope images of several technique

(a) —440 °C, 5 m/min extrusion, wind-quenching, 105 °C, 8 h + 155 °C, 8 h aging;

(b) —520 °C, 1 m/min extrusion, water-quenching, 105 °C, 8 h + 155 °C, 8 h aging;

(c) —460 °C, 3 m/min extrusion, water-quenching, 105 °C, 8 h + 155 °C, 16 h aging; (d) —440 °C 1 h annealing

式中 T 为滑动位错的线张力, f 为沉淀相颗粒所占的体积分数, b 为位错的柏氏矢量的模, r 为沉淀相颗粒的半径。由该式知, 在确定的合金体系中, 沉淀强化相总体积分数 f 一定时, 颗粒半径 r 越小, 即颗粒数目越多, 间距越小, 分布越均匀时, 位错运动所遇到的阻力最大, 即强化效应最大^[9~12]。

7005 铝合金中的强化相 η 的大小、分布及无沉淀带的宽度与合金制备工艺条件密切相关, 对其影响最大的两个因素是挤压温度和时效时间。较低的挤压温度(如 440 °C), 适当短一些的时效时间(如 105 °C, 8 h+ 155 °C, 8 h), 则 η 相颗粒细小(约 5~10 nm), 分布高度弥散, 且晶界和粗大析出物附近的无沉淀带窄(约 100 nm), 如图 2(a) 所示, 合金易于获得高的力学性能。挤压温度过高(如大于 480 °C)或时效时间过长(如 105 °C, 8 h+ 155 °C, 16 h), 均易于产生过时效, 如图 2(b) 和(c) 所示。此时 η 相粗大(约 10~30 nm), 分布不均, 晶界内尚有较多的粗大析出物(大小约 300~800 nm), 晶界上也存在 40~100 nm 的粗大析出物, 无沉淀带宽(200~500 nm), 这些均是导致合金力学性能恶化的原因。

时效时间过长使时效形成的脱溶质点发生粗化, 从而导致过时效。而挤压温度高也易产生过时效是因为过饱和空位浓度高, 加快了时效时原子扩散, 使其在正常时效时间内就发生了过时效。因此凡使过饱和空位浓度增加的工艺因素, 如较高的挤压温度、较高的挤压速度、较快的淬火速度以及过大的挤压比均在一定程度上加快时效过程, 使合金过早产生过时效, 这一点与前述实验结果是一致的。此外, 过高的挤压温度易使晶粒反常长大(>500 μm), 如图 1(b) 所示, 这是大型材生产中要尽量避免的。

退火态 7005 铝合金, 几乎不存在 η 强化相, 也无无沉淀带, 但晶内有粗大平衡相析出(约 300~800 nm), 因而强化效果最差, 如图 2(d) 所示。

4 结论

1) 7005 铝合金在线挤压时的最大影响因素是挤压温度和时效条件。较低的挤压温度(如 440 °C), 适当短一些的时效时间(如 105 °C, 8 h+ 155 °C, 8 h), 合金易于获得高的力学性能。挤压速度和淬火方式对合金性能也有一定的影响, 风淬略优于水淬, 挤压速度小略优于挤压速度大。

2) 透射电镜分析表明: 7005 铝合金中的强化相为 η 相(MgZn_2), 在较低的挤压温度和适当短一些的时效时间的工艺条件下, η 相颗粒细小, 分布均匀, 且晶界和粗大析出物附近的无沉淀带窄, 这种微观组织易于使合金获得高的力学性能。过高的挤压温度和过长的时效时间均易使合金产生过时效, 此时 η 相颗粒粗大, 无沉淀带宽, 导致合金力学性能恶化。

3) 挤压温度高易产生过时效是因为高温在线淬火产生的过饱和空位浓度高, 易于原子扩散, 加速了时效过程。

[REFERENCES]

- [1] WANG Zhiwei(王志伟), WANG Mingpu(汪明朴), WANG Zheng'an(王正安), et al. 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 [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报), 2001, 11(4): 1-4.
- [2] LIU Jing'an(刘静安). 铝材在铁道车辆中的应用 [J]. Light Alloy Fabrication Technology(轻合金加工技术), 1993, 21(6): 5-8.
- [3] DAI Jing-min(戴静敏). 高速列车用大型挤压铝型材 [J]. Light Alloy Fabrication Technology(轻合金加工技术), 1995, 23(5): 2-5.
- [4] Marchand D, Faivre P. Medium-strength extrusion alloys in the 6000 series (part II) [J]. Light Metal Age, 1983, 41(6): 14-18.
- [5] SU 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.
- [6] 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.
- [7] Kanno M, Araki I, Cui Q. Precipitation behaviour of 7000 alloys during retrogression and reaging treatment [J]. Mater Sci Technol, 1994, 10(7): 599-603.
- [8] Whealon W J. A study of the effects of iron and silicon on the solidification behavior of 7075 aluminum [J]. Diss Abstr Int, 1994, 55(2): 140.
- [9] Li X D. Dislocation pile-up model of fatigue thresholds for 2024 and 7005 aluminum alloys [J]. Theor Appl Fract Mach, 1996, 24(2): 165-179.
- [10] Boetje J. Structure and composition of aluminum alloys and extrudability [J]. Matenal, 1995, 11(1): 7-9.
- [11] Andersson B, Skjervold S R. Tensile properties at low to high strain rates of AlMgSi and AlZnMg alloys [J]. Mater Sci Forum, 1997, 242: 153-158.

- [12] Uguz A, Martin J W. The effect of retrogression and reaging on the ductile fracture toughness of Al-Zn-Mg alloys containing different dispersoid phases [J]. J Mater Sci, 1995, 30(23): 5923–5926.

Mechanical properties and microscopic structure analysis of 7005 alloys employed in underground railway trains

WANG Ming-pu¹, WANG Zhi-wei¹, 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. Southwestern Aluminum Fabrication Plant, Chongqing 401326, P. R. china)

[Abstract] The effects of the extrusion temperature, extrusion speed, quenching way and aging conditions on the mechanical properties of 7005 alloys were studied by the on-line extrusion experiments and transmitted electron microscopic analysis. The results show that reducing extrusion speed and quenching speed can improve the mechanical properties of the alloys to a certain extent, but the most obvious factors on the mechanical properties of the alloys are extrusion temperature and aging conditions. Higher mechanical properties can be acquired on lower extrusion temperature and shorter aging time. Transmitted electron microscopic analysis shows that η' precipitated phase is smaller in size and evenly distributed and PFZ near grain boundary is narrow on lower extrusion temperature and shorter aging time, so the mechanical property of alloys can be improved. Overaging can be generated on higher extrusion temperature and longer aging time, and the coarse η' precipitated phase distributed unevenly arises, which can result in worse mechanical property.

[Key words] underground railway trains; 7005Al alloys; online extrusion; quenching; secondary aging

(编辑 何学锋)