

关于S147铝合金形变时效强化研究*

李杰 孙海洋

(材料科学与应用化学系)

摘要 本文研究了S147铝合金板材在形变时效处理各工艺阶段中的组织与性能。用扫描电镜观察分析了材料的断口形貌,并用薄膜试样在透射电镜下分析了该合金形变时效处理后的微观亚结构及过渡相析出物特征。结果表明,最佳形变时效处理可显著提高S147铝合金的强度及塑韧性,并能改善其过渡相析出过程及特征。

关键词: 铝合金, 形变时效

1. 前言

形变时效是将冷塑性变形和时效联合进行的一种金属强韧化工艺。它是通过形变强化和相变强化的综合作用,改变合金在时效过程中过渡相的析出与分布,从而改善或提高合金的强韧性、抗疲劳性、抗晶间腐蚀和抗应力腐蚀性能等^{[1][4][6]}。

综观国内外有关文献资料^{[2][8][7]},关于形变时效强化工艺,大体都是将冷塑性变形加到常规时效工序之前或后,而很少研究冷变形加速时效过程进行的诸因素。

本文主要研究形变时效过程中,各主要因素对S147铝合金组织与性能的影响,并从中摸索出具有最佳强化效果、有应用价值的形变时效强化工艺。为此,本文采用S147铝合金板材,经淬火后进行9%冷塑性变形,随后在不同温度和时间下进行人工时效处理,然后分析研究其微观组织及性能变化规律,并对其强化机理进行一些推测。

2. 试验过程

本文研究所用材料为东北轻合金加工厂提供的 $5 \times 1500 \times 2000$ mm S147铝合金退火板材,其化学成分与质量要求完全符合有关技术条件规定。

由上述板材中按纵向切取的微型标准拉伸试样,在硝盐炉中进行淬火加热(温度为 $535 \pm 5^\circ\text{C}$),保温40分钟后,于室温清水中淬火。经淬火后的试样,在DLY-10A型万能材料试验机上进行约9%塑性变形,然后分别采用不同温度和时间(如表1所列)进行人工时效处理,最后测定其机械性能。

为探索经形变时效后的S147铝合金板材的组织结构变化,本文采用TMS-2型扫描电镜和H-800型透射电镜(金属薄膜试样),对其拉伸断口形貌和微观亚结构进行了观察和分析。

1988年1月5日收到

* 参加本研究试验工作的还有卞波、杨广、胡君遂等同志

为便于分析比较,在相同试验条件下,对常规时效状态及冷塑性变形5%、12%的形变时效状态试样也进行了性能测试及组织分析。

3. 试验结果及分析

3.1 形变时效对Si47铝合金机械性能和组织的影响

如表1及图1、图2所示。Si47铝合金板材淬火后,经9%冷塑性变形,再经适当的人工时效处理,其机械性能将显著提高,形变时效强化效果比常规时效强化效果明显得多,并随时效温度或时间的增加,合金的强度 σ_b ($\sigma_{0.2}$)分别在 $145^\circ\text{C} \times 18$ 小时和 $165^\circ\text{C} \times 15$ 小时出现峰值,强化效果最佳。与常规时效状态相比,分别提高 66MN/m^2 (120MN/m^2)和 59MN/m^2 (108MN/m^2),时效温度或时间继增,合金的强化效果趋于平缓或减弱。

断口形貌分析及微观亚结构组织如图3、图4所示。由图可看出,形变时效试样断口形貌及微观亚结构组织普遍比常规时效状态者优越。其中,变形量9%经 $145^\circ\text{C} \times 18$ 小时时效的微观亚结构组织更均匀,过渡相析出物尺寸更细小,弥散度较大,且晶界无沉淀带很窄和无粗大夹杂物析出。故其断口形貌为细小、均匀、撕裂棱较宽的韧窝。这种断口形貌特征表明,冷塑性变形量为9%的形变时效处理可望获得良好的综合机械性能。

试验结果还表明,形变时效强化效果远大于时效强化与相变强化的算术叠加作用。因为,在形变时效处理过程中的组织结构变化,既包括形变对沉淀过程的影响;也涉及到变形组织在时效期间的变化,且两者相互交叉作用,因而起到了两者都不能单独达到的明显效果。特别是, Si47铝合金是一种以过渡相沉淀强化为主的Al—Cu—Mn(Mg)系合金,淬火后的冷塑性变形将强烈地改变时效过程中强化相的析出过程及其特征。据资料[6][7]介绍, Al—Cu、Al—Mg系合金在时效过程中,由于过渡相析出所需形核功较高,一般均为择优形核,即优先在晶界、亚晶界及位错线上形核。而Si47铝合金板材,在淬火后的冷塑性变形,将使合金晶体内的位错密度增加,产生均匀缠结的网络状位错亚结构,并引起晶格畸变,导致晶界、亚晶界及位错线附近能量升高,从而使晶界、亚晶界及位错线成为优先形核的非自发形核率增高。故能强烈地促使过渡相的析出,并使其析出物尺寸细小、均匀、弥散。这种效果随淬火后的冷塑性变形量增加而增强。但当其变形量超过某一定限度时,比如说,超过10%,由于冷塑性变形使铝合金晶体中形成了一种非均匀的、带缠结壁的网络状位错亚结构,这种位错亚结构随冷变形量增加,将变得更密、更紧、更厚和极不均匀,网络尺寸也逐渐变小[1][7],因而导致形变时效强化作用平缓或减弱。这就是冷塑性变形量为12%的Si47铝合金经 $165^\circ\text{C} \times 18$ 小时时效后性能较差的主要原因。

3.2 冷塑性变形强烈促使时效过程的进行,使Si47铝合金过时效现象早期出现

图5为冷塑性变形9%的Si47铝合金,分别在不同时效温度和时间,人工时效后试样的薄膜透射电镜显微组织。由图可看出,形变时效后,合金中的过渡相析出物的尺寸大小,体积分数、弥散性及分布情况等均随时效温度或时间而异。最佳时效温度或时间将导致过渡相析出物颗粒细小、弥散并呈均匀分布,因而其强化效果最佳。如图5a为 $165^\circ\text{C} \times 18$ 小时形变时效试样,它基本上为细针状过渡相析出物沿网络状位错线均匀、弥散分布,但尚可见到少量粗针状析出物;图5b为 $165^\circ\text{C} \times 20$ 小时形变时效试样,除大量细针状过渡相析出物外,还有一些粗针状析出物;而在图5c中,则基本上为粗大针

(棒)状析出物占优势,且弥散性差,分布也不均匀,呈现出较严重的过时效组织特征。因而,合金的强度与塑性均急剧降低(如图1及图2所示)。

如上述,适当的冷塑性变形将使合金晶体中产生大量、均匀、缠结的网络状位错亚结构,这种亚结构为过渡相或平衡相的析出提供了优先形核的场地^[8],促进过渡相析出物的形核与长大,使过渡相在较低的温度和较短的时间内迅速产生大量的非自发核心并迅速长大,同时有效地控制着过渡相析出物的尺寸大小、体积分数、弥散性及分布情况^[7]。由此可以断言,合理选择形变后的时效工艺规范,降低时效温度或缩短时效时间是控制S147铝合金过时效现象早期出现的关键。

4. 结 论

1) S147铝合金板材形变时效强化效果比常规时效强化效果显著,淬火后冷塑性变形9%,经145℃×18小时或165℃×15小时时效,强化效果最佳,是具有应用价值的形变时效强化工艺规范。

2) 冷塑性变形产生均匀、缠结的网络状位错亚结构,强化效果最好;而非均匀的、带缠结壁的网络状位错亚结构,对合金的性能影响则是非常有害的。

3) 冷塑性变形能促进时效过程中过渡相析出物的形核与长大,使过渡相在较低温度和较短时间内迅速形核并迅速长大,如仍沿用常规时效工艺规范,则将导致S147铝合金过时效现象早期出现。

表 1 S147铝合金板材形变时效工艺规范及其性能

试样编号	形变时效工艺参数			拉伸机械性能*			强化效果		
	冷变形量 (%)	时效温度 (°C)	时效时间 (小时)	σ_b (MN/m ²)	$\sigma_{0.2}$ (MN/m ²)	δ (%)	$\Delta\sigma_b$ (MN/m ²)	$\Delta\sigma_{0.2}$ (MN/m ²)	$\Delta\delta$ (%)
1	9	130	18	493	411	16.9	+54	+101	+5.9
2	9	145	18	505	430	17.1	+66	+120	+6.1
3	9	165	18	491	409	9.0	+52	+99	-2.0
4	9	175	18	485	402	8.8	+46	+92	-2.2
5	9	185	18	483	398	8.7	+44	+88	-2.3
6	9	165	15	498	418	9.1	+59	+108	-1.9
7	9	165	20	490	410	8.9	+51	+100	-2.1
8	9	165	13	483	401	8.6	+44	+91	-2.4
9	9	165	25	480	400	8.2	+41	+90	-2.8
10	0	165	18	439	310	11.0	—	—	—
11	5	165	18	465	375	9.5	+26	+65	-1.5
12	12	165	18	481	405	9.0	+42	+92	-2.0

* 表中所列试验数据均为五个试样的平均值

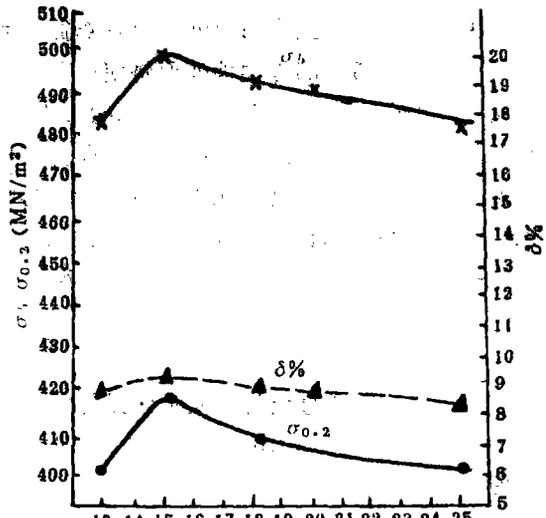
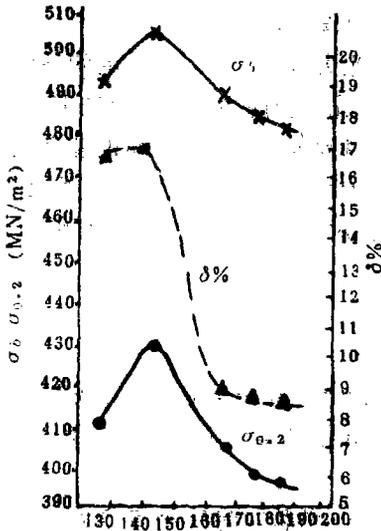
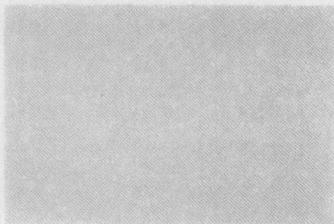


图 1 时效温度对S147铝合金形变时效机械性能的影响 (时效时间均为18小时)

图 2 时效时间对S147铝合金形变时效机械性能的影响 (时效温度均为165°C)



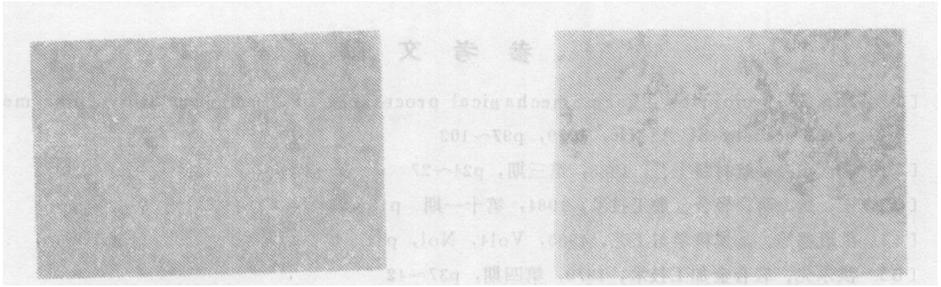
图 3 不同形变时效试样的断口形貌 2,000×
 a: 冷变形0%, 经165°C×18小时时效处理。
 (韧窝较粗大, 分布不均匀, 撕裂棱较窄)
 b: 冷变形9%, 经145°C×18小时时效处理。
 (韧窝细小, 分布均匀, 撕裂棱较宽)
 c: 冷变形12%, 经165°C×18小时时效处理。
 (韧窝呈非均匀网络状分布)



a 过渡相析出物尺寸较大, 弥散性较差, 分布欠均匀。



b 过渡相析出物尺寸细小, 弥散性好, 分布均匀。



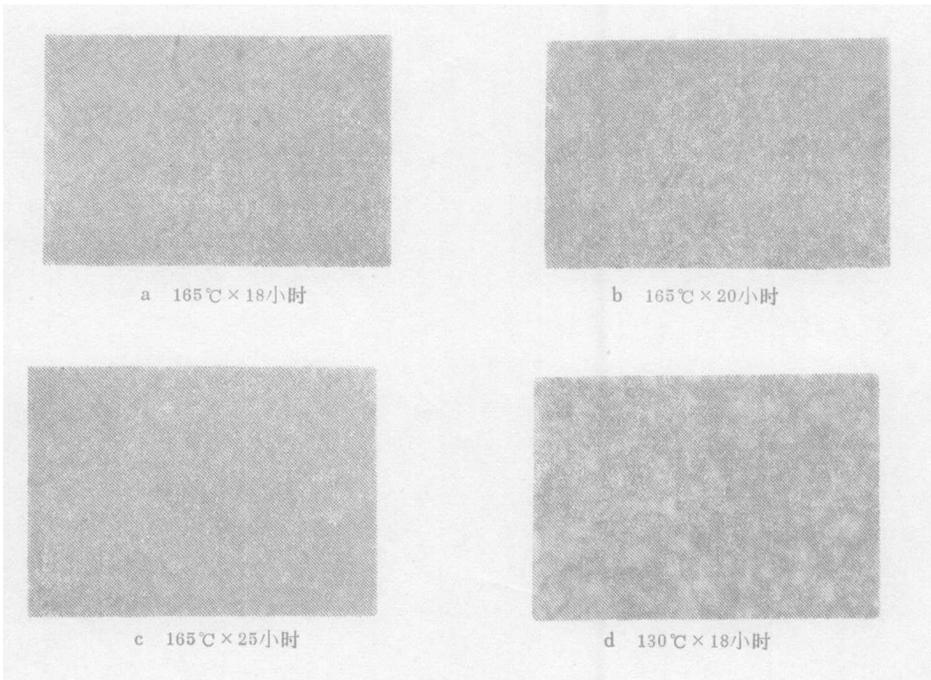
- c 过渡相析出物尺寸较粗大，弥散性差，分布不均匀，有大量粗针（棒）状析出物 θ' 相。 d 晶界无沉淀带很窄，无粗大夹杂物相析出，过渡相析出物漫延到晶界。

图4 不同形变时效试样的薄膜透射电镜显微照片 $50,000\times$

a: 冷变形量0%，经 $165^{\circ}\text{C}\times 18$ 小时时效处理。

b及d: 冷变形量9%，经 $145^{\circ}\text{C}\times 18$ 小时时效处理。

c: 冷变形量12%，经 $165^{\circ}\text{C}\times 18$ 小时时效处理。

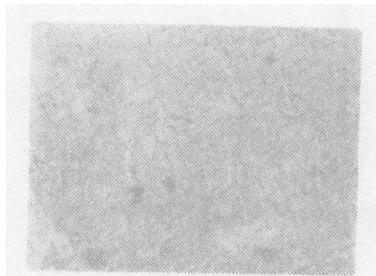


a $165^{\circ}\text{C}\times 18$ 小时

b $165^{\circ}\text{C}\times 20$ 小时

c $165^{\circ}\text{C}\times 25$ 小时

d $130^{\circ}\text{C}\times 18$ 小时



e $145^{\circ}\text{C}\times 18$ 小时

图5 冷变形量9%，经不同时效工艺规范处理的试样薄膜透射电镜显微照片 $50,000\times$

参 考 文 献

- [1] Jams G. morris. Thermomechanical processing of aluminum alloys. The metallurgical society of AIME, 1979, p97~102
- [2] 巫世杰. 宇航材料工艺, 1983, 第三期, p24~27
- [3] 王、魏、蒋. 轻合金加工技术, 1984, 第十一期 p18~23
- [4] 洪斑德等. 金属科学与工艺, 1985, Vol4, Nol, p41~47
- [5] 洪永先. 轻合金加工技术, 1979, 第四期, p37~42
- [6] Thompson, D .S., Levy, S. A. and Benson, D. K. Thermomechanical aging of aluminum alloys. in proc. 3rd Int. Conf On the strength of metals and alloys, Int. Metals, 1973, p119~123
- [7] Rack, H.J. and krenzer, R.W. Thermomechanical Treatment of high purity 6061 alumimom. Met. Trans. 8A, 1977, p335~346

A Study on Strengthening of S147 Aluminum Alloy by Deformation Aging

Li Jie Sun Haiyang

Abstract

The microstructure and the properties of s147 aluminum alloy plate at each stage of deformation aging have been studied. The fracture aspects of the material have been analyzed and examined with a SEM. The microstructures and features of transition phase precipitates of s147 aluminum alloy after deformation aging have been analyzed and investigated with thin foil specimens by TEM. The results show that the optimum deformation aging can greatly increase the strength, plasticity and toughness of s147 aluminum alloy, and improve the feature and process of transition phase precipitates.

Key words Aluminum alloy, Deformation aging

Modeling Investigation of Self Deflagration of Ammonium Perchlorate

Zhao Yin Tian Deyu Jiang Yu

Abstract

A physicochemical model of the self-deflagration of pure single crystal of ammonium perchlorate (AP) has been developed in this paper. The values of the self-deflagrating rate, pressure exponent and burning surface temperature at the pressures between 10 and 800 atm are calculated. The results are in good agreement with the experimental data made by Boggs.^[2]

The calculations are based upon the assumptions that the decomposition of crystal AP follows two competitive processes. At low pressures, AP melts at first, decomposes and then the products react each other in the condensed phase accompanying with the generation of heat. The exothermic reaction in the condensed phase is the main heat source of AP deflagration at low pressures. And at the high pressures, the heat transferred from the gas phase to the burning surface increases rapidly, forming the direct decomposition and vaporization of crystal AP. The regularity of burning rate changing with the