

高强铝合金形变热处理

译文集

哈尔滨工业大学 洪班德 安希甯 等编译

机械工业出版社

高强铝合金变形热处理

译 文 集

哈尔滨工业大学 洪班德 安希曩 等编译



机械工业出版社

本文集收集了有关铝合金形变热处理的文章 21 篇。对铝合金形变热处理过程中组织结构的变化, 以及形变热处理对铝合金各种性能的影响进行了较为深入的分析。这些分析和研究能够开阔思路, 并可为拟定适当的形变热处理工艺及预测合金组织性能变化提供依据。

本文集适合于广大从事金属材料及热处理工作和研究的工程技术人员以及高等院校师生阅读。

高强铝合金形变热处理

译文集

哈尔滨工业大学 洪班德 安希靖 等编译

*

责任编辑 王兴垣
仲 晖

*

机械工业出版社出版(北京阜成门外百万庄南里一号)

(北京市书刊出版业营业许可证出字第 117 号)

河北省永清县印刷厂印刷

新华书店北京发行所发行·新华书店经售

*

开本 $787 \times 1092^{1/16}$ · 印张 13 · 字数 318 千字

1987 年 9 月北京第一版·1987 年 9 月北京第一次印刷

印数 0,001—2,100 · 定价: 3.15 元

*

统一书号: 15033·6599

前 言

铝合金具有比重小、耐腐蚀、导电及导热性能优异、易加工成型等优点，在航空、航海、帆器制造、电力工业、建筑和化工及民用器皿等方面广泛应用。随着国民经济及国防工业的发展，铝合金在金属材料中所占的比重日益增大。因此，深入研究铝合金化学成分及加工过程对其组织性能的影响，研制满足各种特定性能要求的新型合金，研究节约能量或使材料获得更优良性能的新型加工方法，是金属材料工作者面临的一项重要任务。

形变热处理作为改善材料组织性能、简化生产工艺和节约能源的重要工艺方法，近年来在理论和生产应用方面有较大进展。但就目前国内情况来看，这些进展主要集中在钢铁材料上，对铝合金，特别是高强度铝合金的形变热处理涉及得还不多。为了向读者介绍国外有关铝合金形变热处理研究的最新进展，为国内开展这方面的工作提供参考和借鉴，我们选编了这本译文集。

本译文集的选材着重在用量较大的高强度变形铝合金：即 Al-Cu-Mg 系（我国牌号 LY 系，美国 2000 系列）和 Al-Zn-Mg-Cu 系（我国牌号 LC 系，美国 7000 系列）两大类型。它们都是可热处理强化的合金，在成分设计上已经充分考虑了基体的固溶强化及时效过程的沉淀强化效应。但是，大量研究工作表明，如果有意识地将这些合金生产过程中的各种变形工序（轧制、锻造、挤压及拉拔等）造成的组织变化加以利用，则固溶强化和时效强化效果还可进一步增大，材料的强韧性潜力可得到更充分的发挥。

本文集选编了有关 Al-Cu-Mg 系合金的文章 9 篇（前 10 篇），有关 Al-Zn-Mg-Cu 系合金的文章 12 篇。

译文中涉及的有关铝合金形变热处理状态的表示代号如下：

T3、T4——固溶处理后自然时效。

T6——固溶处理后人工时效。

T351——固溶处理 + 冷拉伸变形（消除应力） + 自然时效。

T651——固溶处理 + 冷拉伸变形（消除应力） + 人工时效。

T73——固溶处理后进行双级时效。

T7351——固溶处理 + 冷拉伸变形（消除应力） + 双级时效。

T3E9——固溶处理 + 冷形变或温形变（形变量超过 10%） + 自然时效。

本文集由洪班德、安希喏主持编译，雷廷权教授主审。由于我们水平有限，因此在译校方面，难免有不妥甚至错译之处，敬请读者批评指正。

编译者

目 录

铝合金的形变热处理	7
Al-Cu-Mg 合金的形变热处理	15
显微组织对 Al-Cu-Mg 合金高温蠕变和拉伸变形的影响	22
形变热处理对 2036 铝合金组织和性能的影响	33
形变热处理对 2036 铝合金疲劳性能的影响	40
形变热处理 2036 铝合金的流变应力分析	47
在双向拉伸条件下形变时效对 2036 合金板材机械性能的影响	54
形变时效对 2036 合金性能的影响	56
形变时效对 2036 合金时效动力学和机械性能的影响	60
铝合金形变热处理的试验基础	64
用形变热处理细化 7075 铝合金晶粒	81
中间形变热处理 7075-T6 板材的性能及组织	93
中间形变热处理对 7075 铝合金疲劳性能的影响	109
7075 铝合金的形变热处理	124
形变热处理铝合金疲劳寿命的方向性	133
化学成分和热处理对 7075 系铝合金低周疲劳行为的影响	136
最终形变热处理及合金成分对 7075 系铝合金薄板疲劳及断裂性能的影响	142
工业 7075 铝合金在 T651 及 T7 状态下的显微组织	153
一种 Al-Zn-Mg 合金双级时效处理后的组织和强度	165
显微组织及强度对 7075 系铝合金断裂形式及断裂韧性的影响	172
在一种工业 Al-Zn-Mg-Cu 合金中疲劳裂纹生长的微观机制	193

铝合金的形变热处理

〔美〕 D. S. Thompson, S. A. Levy, G. E. Spangler

在实验室里已证明,减少第二相粒子的数量可改善金属的韧性^[1~6]。最近,新出现了一批更均匀的高强度合金:7475、7175 (AlZnMgCu系)、2124和X2048 (AlCuMg系)。精细地控制这些合金的成分和热加工工艺,可使显微偏析量减至最少。这些合金的断裂韧性比派生出这些合金的老牌号合金(7075和2024)的断裂韧性高得多,并且强度不损失。有人证明,除板材的短横向外^[5],均匀合金的疲劳性能没有得到改善。适当的时效可获得良好的应力腐蚀抗力或剥落腐蚀抗力,对7000系合金来说,损失强度可获得这种性能。形变热处理可使强度得到改善^[7]。

McEvily等^[8]、Conserva等^[9]、Jacobs^[10]、Ostermann^[11]和Pavlov等^[12]对形变热处理进行了研究。过去,形变热处理广泛用于强化2000系合金。曾经试图使7000合金系在T8XX状态下成为强度较高的材料,但没有成功。Conserva等^[9]和Ostermann^[11]在形变之前采取预时效,使沉淀相稳定,从而获得成功。Ostermann认为,形变热处理可使合金的疲劳性能提高25%。Reimann和Brisbane^[13]用和Ostermann同样的材料,发现形变热处理对缺口疲劳试样($K_t = 3$)的性能没有作用,疲劳性能随合金纯度的提高而改善。

Di Russo等^[14]指出,塑性降低不很多即可使强度有较大幅度的提高。然而没有设法得到时效状态的应力腐蚀抗力和剥落抗力。与Ostermann的疲劳试验结果相反,Di Russo指出,经形变热处理的材料疲劳强度比常规时效的同种材料的要低一些。Sommer等^[15]对形变热处理的研究有力地证明:温加工是获得预期性能匹配的一种必要加工步骤。透射电子显微照片显示,在低温下形变是局部化的,并导致低塑性。形变温度在G.P.区溶解曲线以上时,出现较均匀的形变和沉淀相,如对7075建议采用380~385°F[⊖]。长期以来,在人工时效前T8处理时进行形变这种简单的形变热处理工艺一直应用于2000系合金。

一 试 验 方 法

本研究试图采用提高剥落腐蚀抗力的回火,把均匀合金韧性好的优点与所报导的形变热处理改善疲劳性能的优点结合起来。下面是对0.5in[⊖]厚材料所规定的各种性能指标(表1)。

1. 材料加工

除用于最终测定的X2048外,其余合金都采用半连续法浇铸成4×14in的铸锭。均匀化退火规程如下:7000系合金铸锭860°F、12h+920°F、24h;2000系合金铸锭925°F、24h。修整到3.25in后,将铸锭预热到800°F热轧成不同尺寸。轧制时温度要保持在650°F以上。用

⊖ 1°F = 5/9°C——译者注。

⊖ 1in = 0.0254m——译者注。

表1 规定的性能指标

2000系合金 (AlCuMg)		7000系合金 (AlZnMgCu)	
极限拉伸强度	70ksi ^①	极限拉伸强度	80ksi
屈服强度	55ksi	屈服强度	72ksi
压缩屈服强度	50ksi	压缩屈服强度	70ksi
延伸率	12%	延伸率	10%
K _{IC} (厚度 0.080in)	150ksi√in ^②	K _{IC} (厚度 0.080in)	120ksi√in
疲劳强度比2024-T3	高20%	疲劳强度比7075-T6	高20%

注：这些合金将具有较高的抗剥离能力。

① 1 ksi = 6.9MPa——译者注。

② 1 ksi√in = 1.1MN/m^{3/2}——译者注。

于最终测定的X2048选用工厂生产的3in板材，并采用上述轧制温度轧成各种厚度。所用合金的成分列于表2。

表2 合金成分，重量%

合金	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Zr	Ti
初步研究用合金									
84	0.06	0.07	1.9	—	2.5	—	5.5	0.12	
83	0.08	0.07	1.8	—	1.7	—	5.3	0.12	
82	0.07	0.07	1.3	—	2.6	—	5.5	0.11	
81	0.07	0.07	1.3	—	1.6	—	5.4	0.11	
78	0.08	0.10	3.7	0.28	1.0	—	—	—	
初步测定和最终测定用合金									
RX725	0.05	0.11	1.45	<0.01	2.26	<0.01	5.84	0.12	0.01
7475	0.08	0.08	1.52	<0.01	2.46	0.18	5.59	—	0.02
X2048	0.05	0.08	3.52	0.33	1.45	<0.01	0.02	<0.01	0.02
2124	0.08	0.11	4.30	0.48	1.42	<0.01	<0.02	—	0.02

① 也用于初步研究。

固溶处理工艺应保证固溶化尽可能完全。室温的孕育期不能严格控制，通常，7000系合金的孕育期是4天而2000系合金的是1天。可用一种编号来区分每一种合金成分和形变热处理状态。这种编号包括合金试样号或合金牌号、预时效、形变步骤及形变量和最终时效的规格。例如：

RX725	14-340	WR20	275-5
合金牌号或试样编号	预时效工序	温轧20%	最终时效工序
	(h-°F)		(°F-h)

对7000系合金进行高温(340°F)预时效，一级时效为250°F、4h。加热速度为25~50°F/h。温轧时为了保持表面温度在300°F以上，需要两次加热，先预热到325°F，保温15min或更长的时间，形变之后，所有试样都伸长约1.5%，以松弛一部分应力。X2048的最终时效包括室温时效和冷轧20%，这种时效称为T3E9。

2. 试验方法

a. 断裂韧性

用来测定 K_{IC} 的板状试样宽15in, 长30~36in (图1)。中心缺口用细锯和宝石锯切成, 尖端处用刮刀加工而成。已经证明, 采用这种方法所获得的结果与在疲劳预制裂纹板上^[16]所得到的结果基本相同。试样加载时, 记录载荷和裂纹长度(用一种横穿过裂纹的、经标定的固定量规测量)。用这一点的最大载荷和裂纹长度计算平面应力断裂韧性 K_{IC} 。如果在最大载荷下不出现净截面屈服, 即 $K_{IC}/\text{屈服强度} \leq 1$ ^[17], 那么这些结果被认为是有效的 K_{IC} 值。按照Kaufman和Holt描述的方法进行标准Kahn撕裂试验^[18]。

b. 疲劳

疲劳寿命 疲劳试验采用边缘缺口薄板试样, 在轴向拉-拉载荷 $R = \text{最小载荷}/\text{最大载荷} = 0.1$ 时进行。0.5in厚的试样, 在70°F、38%相对湿度气氛中, 用10ton $\ominus$ 测力计和150Hz的频率在Amsler Vibrophore上进行试验。其它厚度的试样于实验室气氛下, 在Sonntag SF-1U旋转质量疲劳试验机上进行试验。

疲劳裂纹扩展速率 2in宽和约0.15in厚的带有中心缺口的薄板试样(图2)在Sonntag疲劳试验机上, 以30Hz的频率, 采用脉冲拉伸载荷($R = 0.1$), 测量疲劳裂纹的扩展。试验中采用环境模拟燃烧室和潮湿气氛(相对湿度80%)。用Gaertner移动显微镜测裂纹长度。

c. 剥落

采用SWAAT (QQA 00250/19和00250/20)和更新的EXCO (ASTM G 34-72) 试验。

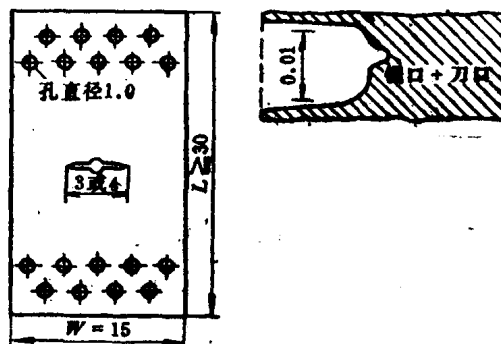


图1 测定 K_{IC} 的试样和中心缺口的形状 in

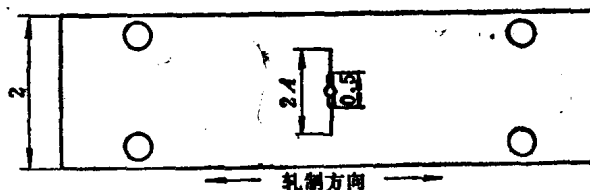


图2 测定裂纹扩展速率的中心缺口试样
尺寸, in

二 形变热处理 (TMP) 对AlZnMgCu合金的影响

形变热处理工艺有许多预时效-形变-时效序列的可能搭配。在本试验中, 第一级时效选择欠时效和过时效, 以产生不同的形变方式。同时, 还研究了温加工和冷加工与Mg、Cu含量的影响。图3示出随后进行冷形变和时效前预时效的影响。冷形变量的增大, 加快了沉淀并提高了硬度, 在这种情况下, 可获得给定的电导率(表现出良好的抗应力腐蚀性能和剥落行为)。电导率38%IACS时达到的硬度水平表明强度的提高来源于形变热处理。对合金元素含量最低(表1中81号)和最高(84号)的材料进行7000系合金的初步筛选已有报导^[19], 是根据电导率、硬度和拉伸性能进行评定的。筛选的结果表明, 81号合金从未达到强度和电

$\ominus$ 1ton=1016kg——译者注。

导率指标。因此可以断定, 该合金的含量未达到最低极限成分。合金的含量必须高于 5.4%Zn、1.6%Mg和1.3%Cu。84号合金, 特别是采用预先过时效的, 容易满足电导率和强度指标。

表3表示预时效对韧性的影响。可以看出, 在同样的屈服强度下, 最初过时效材料的韧性总是高于类似的最初欠时效材料的韧性。透射电子显微照片显示, 最初欠时效材料包含比最初过时效材料更粗大的沉淀相。表4中的对比表明了轧制温度的影响。可以看出, 在六组对比数据中, 有五组温轧好于冷轧。还可得出关于最佳合金成分的结果。表5中示出采用最佳工艺时成分对韧性的影响。看来, 含铜量较低(1.3~1.7%)的合金有良好的断裂韧性。然而, 含铜量不能少到低于1.5%太多, 以免不能获得足够的剥落腐蚀抗力。采用有限缺口疲劳S-N试验来评价在 10^6 循环次数时的疲劳强度, 表6给出了一些试验结果。在所列的各种工艺比较数据中, 温轧好于冷轧。但是所有的形变热处理材料比7475-T73稍差一些(根据S-N数据), 比7075-T6产品的疲劳强度低得多。作为本试验的阶段小结, 选择的一种最佳成分为: 6%Zn、2.4%Mg、1.5%Cu和

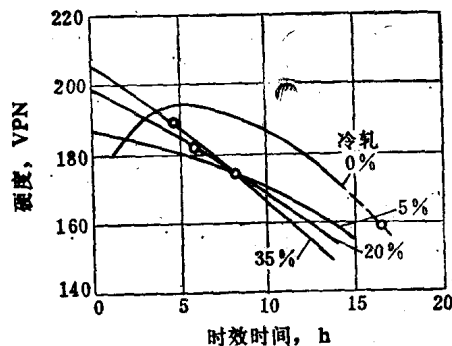


图3 冷形变和325°F时效对250°F预时效4h材料性能的影响

采用能达38%IACS或者更高电导率的时效时间, 以期腐蚀性能满足要求

表3 预时效对韧性的影响

合金	预时效	变形 %	屈服强度 ksi	K_{IC} ksi $\sqrt{in}$	K_{IC} 过时效 - K_{IC} 欠时效 ksi $\sqrt{in}$
82	欠时效	温轧20	76.6	125	
82	过时效	温轧20	74.1	160	+35
83	欠时效	冷轧20	75.6	130	
83	过时效	冷轧20	73.2	143	+13
83	欠时效	温轧20	74.3	109	
83	过时效	温轧20	74.3	152	+43
84	欠时效	冷轧30	75.0	71	
84	过时效	冷轧30	77.7	110	+39
84	欠时效	温轧30	78.5	94	
84	过时效	温轧30	74.5	135	+41

表4 形变热处理轧制温度的影响

合金	预时效	变形 %	屈服强度 ksi	K_{IC} ksi $\sqrt{in}$	K_{IC} (温轧) - K_{IC} (冷轧) ksi $\sqrt{in}$
82	过时效	冷轧20	74.7	155	
82	过时效	温轧20	74.1	160	+5
83	欠时效	冷轧20	75.6	130	
83	欠时效	温轧20	74.3	109	-21
83	过时效	冷轧20	73.2	143	
83	过时效	温轧20	74.3	152	+9
84	欠时效	冷轧30	75.0	71	
84	欠时效	温轧30	78.5	94	+23
84	过时效	冷轧30	77.7	110	
84	过时效	温轧30	74.5	135	+25
7475	过时效	冷轧20	73.5	149	
7475	过时效	温轧20	70.6	169	+20

表5 成分对韧性的影响

形变热处理工艺: 预先时效+温轧

合 金	屈服强度 ksi	K_{IC} ksi $\sqrt{in}$
82(2.6%Mg, 1.3%Cu)	74.1	160
83(1.7%Mg, 1.8%Cu)	74.3	152
84(2.5%Mg, 1.9%Cu)	74.5	135
7075-T6产品	77.2	72

表6 缺口疲劳强度

导致缺口试样 ($K_t=2.2$) 循环 10^6 次断裂的估计应力

合 金	预 时 效	变 形 %	屈服强度 ksi	循环 10^6 次的疲劳强度 ksi
82	欠时效	温轧20	76.6	23
82	过时效	温轧20	74.1	23
82	过时效	冷轧20	74.7	20
83	欠时效	温轧20	74.3	23
83	欠时效	冷轧20	75.6	20
83	过时效	温轧20	74.2	23
84	过时效	温轧30	74.2	22.5
84	过时效	冷轧30	77.8	17.5
7475(T73)	过时效	—	70.6	25
7075-T6产品			76.1	30

0.12%Zr, 称为RX725, 最佳形变热处理工艺为: 预先时效+325°F温轧20%+最终时效, 通过调整最终时效达到所要求的强度水平。

形变热处理对RX725的影响

对最终选定的 Al-Zn-Mg-Cu 合金 (RX725) 选择了尽可能合理的预时效工艺和形变量、形变温度。根据 Boeing^[20]和 North American Rockwell^[15, 21]的研究, T6是较有希望的工艺, 尽管后者的研究不包括过时效工艺。表7示出采用各种形变热处理工艺时RX725的性能。正如上面所选择的那样^[19], 在给定的屈服强度下, 340°F预时效14h+325°F

表7 各种形变热处理工艺对RX725性能的影响

预 时 效 h/°F	变 形 %	最终时效 h/°F	极限拉伸 强度 ksi	屈服强度 ksi	延 伸 率 %	K_{IC} ksi $\sqrt{in}$	循环 10^6 次的 疲劳强度ksi
14/340①	温轧20	5/275	81.2	75.3	9.8	127	25
14/340①	温轧10	5/275	82.2	76.0	10.0	103	—
14/340①	温轧20②	5/275	79.2	73.2	9.5	136	23
14/340①	冷轧20	5/275	79.9	74.5	9.8	106	21
8/340①	温轧20	5/275	81.9	75.1	9.5	125	24
4/340①	温轧20	5/300	83.0	75.8	9.5	112	—
24/250	温轧20②	5/275	73.3	65.8	9.0	140	—
24/250	温轧20	5/300	86.2	80.0	8.0	95	23
7475-T6			80.9	70.7	15.0	157	30
7475-T73			77.4	69.6	12.7	153	25

注: 在全部工艺中, 工作长度是15in, 一般包括两个试样, 沿长度方向电导率大于39.0%IACS。

① 第一级时效为250°F、4h, 然后在340°F时效。

② 在375°F温轧, 其余均在325°F温轧。

温轧 20% 的工艺与其它工艺一样好, 而且比在 325°F 进行形变的工艺更容易再生产。预计这些步骤都会促进均匀变形。

三 形变热处理 (TMP) 对 AlCuMg 合金的影响

1. 常规时效工艺

由 78 号合金制成的宽 15in 带有中心裂纹的板状试样, 经各种形变热处理工艺处理后的试验结果列于表 8。在 375°F 短时最终时效 (2 h), 韧性仅为 $150 \text{ ksi}\sqrt{\text{in}}$, 其剥落腐蚀抗力很差。

表 8 各种形变热处理工艺对 2000 系合金的影响 (15in 宽, 150in L-TK 板材, 纵向拉伸数据)

合 金	预 时 效 h/°F	变 形 %	最终时效 h/°F	极限拉伸 强度 ksi	屈服强度 ksi	延 伸 率 %	K_{IC} ksi $\sqrt{\text{in}}$	净应力① 屈服强度
78	24/80	拉伸 2	12/375	66.6	59.2	10.6	142	1.16
78	24/80	拉伸 4	14/375	68.1	61.8	9.5	124	0.97
78	2/325	冷轧 10	14/375	67.9	60.3	10.0	115	0.94
78	2/325	温轧 10	14/375	67.3	59.6	9.5	128	1.04
78	2/325	冷轧 20	2/325	69.8	57.5	16.2	173	1.47
78	2/325	温轧 20	2/325	69.8	56.7	15.2	175	1.51
78	2/325	温轧 25	2/325	75.1	62.2	15.0	158	1.51
2124								
79	24/80	拉伸 2	—	69.5	55.1	20.3	143	1.26
79	24/80	拉伸 2	12/375	75.7	65.6	8.8	84	0.61

① 当净应力/屈服强度 > 1 时, 出现净截面屈服, K_{IC} 值是保守的。

2. 用各种加工方法 减少时效时间

对用于 X2048 的 T8 工艺参数进行了详细的研究, 企图获得最佳综合性能。Sommer 等 [15, 20] 推荐的一系列数据与 400°F 加工工艺的计算数值示于表 9。用 Kahn 撕裂试验求得韧性, 根据以前的工作 [7], 测定 2000 系合金的 K_{IC} 需要的单位总能量 (UTE) 至少为 $1500 \text{ in}\cdot\text{lb}/\text{in}^2\ominus$ 。

对采用的所有预时效和形变来说, 在获得良好的剥落腐蚀抗力时, 增加最终时效 (375°F) 时间, 将使韧性降到不合格的低水平。温轧

不能改善韧性 (实际上强调了这个问题)。电子显微技术不能揭示这些状态之间的任何重大差别。400°F 或室温轧制的材料含有均匀分布的位错。在 375°F 长时间时效也只能使韧性有很少的增加。冷轧后不再时效的材料显然是最有希望的材料, 这种工艺属实际生产中的 T36 型

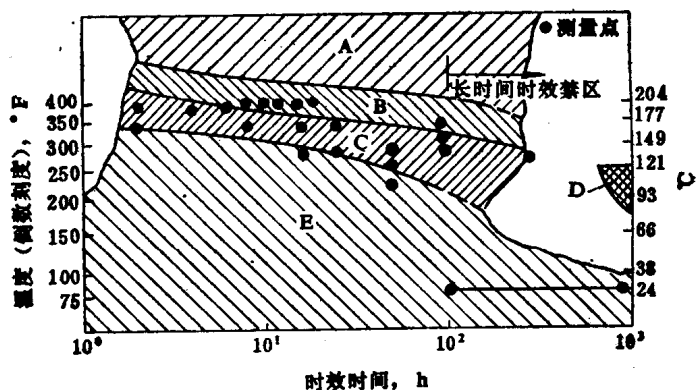


图 4 在较宽的时间-温度范围内暴露后, X2048 合金的韧性和腐蚀行为

A—强度损失 B—T8 腐蚀抗力良好, 韧性差 C—腐蚀抗力量
D—有希望获得良好的腐蚀抗力和韧性 E—T3 的本质腐蚀抗力 (不稳定) 和韧性 (良好)

① $1 \text{ in}\cdot\text{lb}/\text{in}^2 = 1.75 \times 10^{-4} \text{ J}/\text{mm}^2$ ——译者注。

表9 X 2048合金预备试验数据 (纵向)

预时效	形变(%)工艺	性能	375°F 最终时效时间 h								
			0	2	4	6	8	10	12	15	18
无	温轧(375°F)20	Y	69.6	78.5	77.2	73.6	72.6	71.5	69.9	68.7	68.0
		EC	31.2	36.8	39.1	39.7	40.0	40.2	40.6	40.6	40.7
		UTE	1261	565	521	524	540	586	670	540	646
		Exfol.	SI. E.	M. E.	L. P.	L. P.	L. P.	L. P.	L. P.	—	—
75°F、1天	温轧(375°F)20	Y	67.8	77.7	77.8	74.5	72.1	70.9	69.5	68.5	66.6
		EC	31.0	35.9	38.3	39.4	39.8	40.4	40.3	40.5	40.8
		UTE	1251	650	603	523	609	553	596	661	579
		Exfol.	SI. I. G.	M. E.	L. P.	L. P.	L. P.	L. P.	L. P.	—	—
75°F、1天	温轧(400°F)20	Y	63.5	76.8	76.1	72.1	70.9	69.8	68.8	67.9	67.1
		EC	31.4	36.0	38.9	39.7	40.0	40.2	40.7	41.0	41.0
		UTE	1450	611	566	570	616	486	550	522	590
		Exfol.	M. E.	M. E.	P.	L. P.	L. P.	L. P.	L. P.	—	—
75°F、1天	冷轧20	Y	63.7	69.5	75.0	74.8	73.7	72.7	70.3	69.3	69.0
		EC	30.3	34.9	37.9	39.1	39.6	39.6	40.2	40.6	40.6
		UTE	2025	1128	914	707	689	930	698	780	841
		Exfol.	P.	M. E.	V. SI. I. G.	L. P.	P.	L. P.	L. P.	—	—
325°F、4h	温轧(375°F)20	Y	69.4	78.3	76.4	73.3	71.3	69.4	68.1	67.6	67.8
		EC	31.2	36.4	39.2	39.3	40.1	40.2	41.0	40.7	40.7
		UTE	1681	573	571	571	607	586	550	624	628
		Exfol.	S. I. G.	M. E.	L. P.	L. P.	P.	L. P.	—	—	—

Y—屈服强度 ksi, EC—电导率 %IACS, UTE—单位总能量 in·lb/in², Exfol. —剥落。

剥落速率: M. —中等的, E. —剥落, SI. —轻微的, V. —非常, S. —剥离, P. —蚀痕, L. P. —层状腐蚀, I. G. —晶界腐蚀。

表10 时效时间和温度对X 2048合金的强度、塑性和剥落腐蚀抗力的影响

时效制度 h/°F	极限拉伸 强度 ksi	屈服强度 ksi	延伸率 %	电导率 %IACS	单位总能量 in·lb/in ²	剥落
48/225	76.7	60.1	12.8	30.5	1387	P.
48/250	76.4	60.1	13.8	30.5	1506	SI. E.
16/275	75.6	58.8	14.5	30.6	1771	P.
24/275	75.8	59.4	14.5	30.4	1610	M. E.
48/275	75.8	60.7	14.5	30.9	1547	SI. -M. E.
96/275	—	—	—	30.7	1177	SI. -M. E.
96/300	—	—	—	35.0	447	SI. -M. E.
8/325	77.3	63.7	13.3	31.6	1321	M. E.
16/325	79.1	70.1	8.5	32.6	783	SI. -M. E.
24/325	80.7	74.6	5.0	35.0	552	P. + U.
90/325	—	—	—	40.3	434	P.

X 2048, 固溶处理, 淬火 + 约 1 天时效 + 冷轧 30%, 其后根据文中规范进行时效。

SWAAT 试验剥落速率: E. —剥落, M. —中等的, SI. —轻微的, P. —点蚀, U. —凹蚀。

处理, 即自然时效+大形变量的加工, 归类为T3E9。这种处理的缺点是仅限于使板状试样获得良好的晶间腐蚀或剥落腐蚀抗力, 由于薄板可快速淬火。较厚的板(>2in), 要获得良好的剥落腐蚀抗力或应力腐蚀抗力, 需要过时效处理。

3. 降低时效温度

为使X2048的良好韧性和良好的腐蚀抗力结合起来, 第二种办法是尽量降低时效温度、加大冷形变量以加快时效硬化。希望在降低时效温度时, 能形成较细的时效沉淀相, 以对韧性的损害小些。这些数据中的一部分(表10)和表9冷轧20%的数据示于图4。图4表示了在时间-温度坐标系中的韧性和腐蚀性能。最大腐蚀敏感性范围与Robertson^[22]对2024-T3所得的结果相同。大形变量不能加快2000系合金的时效, 对7000系合金也有类似的情况^[7, 8]。这与Takeuchi^[23]的结果大致相同, 他发现形变促进2000系合金自然时效的开始阶段, 但随后又使时效延缓。

表10的数据表明, 在低温时效处理中某一特定规程, 韧性较高。在低温下长时间时效, 可获得所期望的性能。具有较高韧性的抗剥落腐蚀的材料主要是T3状态。该状态的缺点是厚板材料对剥落腐蚀或晶间腐蚀敏感^[24]。

4. 减少形变量和常规时效工艺

为获得良好的韧性和耐腐蚀性能, 在时效前采用小形变加工。引自有关论文的数据示于表11和图5。随着形变量的增加, 韧性迅速下降。温拉伸使得在给定屈服强度下韧性较低。

表11 小形变量对X2048合金横向韧性的影响

变 形 %	最终时效 h/°F	极限拉伸 强度 ksi	屈服强度 ksi	延 伸 率 %	K_{IC} ksi√in	净 应 力 屈服强度	SWAAT 剥落速率
拉伸1	12/375	65.4	57.8	10.2	140	1.17	P.
拉伸2	12/375	69.6	64.0	9.2	121	0.90	P.
拉伸3	12/375	71.9	67.5	9.2	114	0.82	P.
温拉伸4 (375°F)	12/375	71.4	65.4	8.5	102	0.76	P.
温拉伸9 (340~365°F)	12/375	72.1	67.7	8.2	79	0.58	P.
冷轧10	—	67.3	60.2	16.5	149	1.17	—
冷轧15	—	72.5	—	12.3	164	1.28	—
冷轧20	—	73.7	—	9.0	138	1.08	P.
拉伸3(0.08in)	—	62.5	48.2	19.3	150	1.51	—
拉伸3(0.12in)	—	64.2	51.3	18.0	146	1.36	—
2124-T3	—	72.0	54.0	22.5	143	1.29	Exf.
2124-T851	—	75.9	69.3	—	88	0.63	P.

除标明15in宽中心缺口 K_{IC} 板外, 所有的材料0.15in厚。

剥落速率: P. —层状腐蚀, Exf. —剥落。

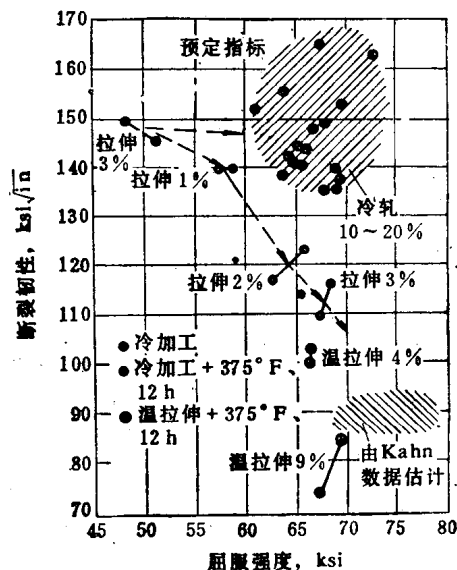


图5 X2048合金经不同工艺处理后的断裂韧性

应该注意, 时效引起韧性下降, 但韧性随形变量的增加而提高, 冷形变引起强度的增加但并不导致韧性较大的下降

在拉伸1%的条件下,可获得接近指标的数据。这样低的形变量是难以控制的。目前,对2000系合金薄件的唯一可行的办法是大形变量加工后进行T3E9处理。厚度大于2in的材料,采用T3E9状态,除了腐蚀问题外,要限制操作温度[24]。提高温度将导致时效提前达到应力腐蚀抗力低的区域(图4)。

四 RX725-340-温轧20%的性能

不同厚度材料的组织示于图6。这些材料的最终时效试验结果由表12给出。RX725合金的韧性随试样厚度的增加而增大, K_{IC} 的峰值与厚度的关系尚未研究。具有最大韧性值的试样厚度

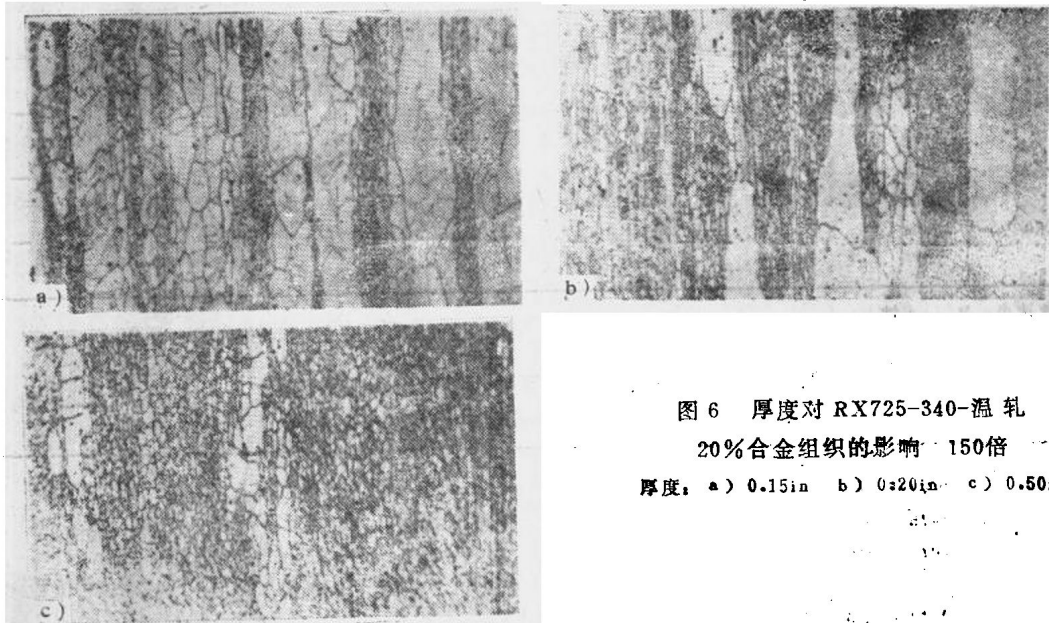


图6 厚度对RX725-340-温轧20%合金组织的影响 150倍
厚度: a) 0.15in b) 0.20in c) 0.50in

可以计算出来,因为已观察到这就是全部得到剪切唇时的最大厚度(t_{max})[25, 26]。这就是说,当 t_{max} =塑性区半径(r_p),而 $r_p = \frac{1}{2} \pi (K_{IC}/\text{屈服强度}^2)$ 时,对RX725合金来说,

若 $K_{IC} = 130 \text{ ksi}\sqrt{\text{in}}$, 则 $t_{max} = 0.49 \text{ in}$, 即0.50in代表了RX725合金的最大厚度值。各种合金的韧性作为屈服强度的函数示于图7。RX725的强度高于7475-T3的, 韧性高于7075-T6的。

对RX725-340-温轧20%和7475-T6疲劳裂纹扩展速率的研究结果表明,前者具有较为优异的性能(表13)。根据这些数据,在低应力强度因子振幅下,RX725的裂纹扩展速率既低于本文的7475-T6,也低于Hahn和Simon选择的7075-T6[27]。应力强度因子振幅 $\Delta K = 6 \text{ ksi}\sqrt{\text{in}}$ 时,RX725-340-温轧20%的疲劳裂纹扩展速率为7475-T6和7075-T6的 $\frac{1}{4} \sim \frac{1}{10}$ 。因此,虽然

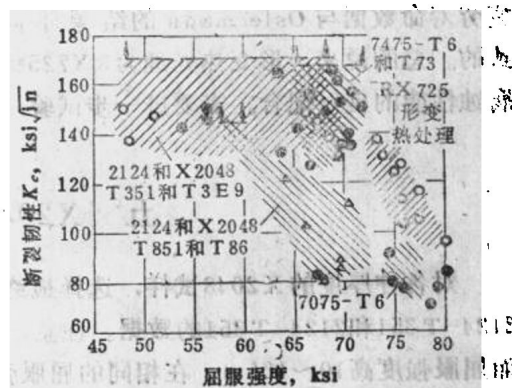


图7 7000和2000系合金的平面应力断裂韧性 K_{IC} 与屈服强度的关系
断开的面积和箭头表示保守的结果

表12 RX725-340-温轧20%合金的性能

厚度 in	晶粒 方向	K. 板材 的编号	屈服拉伸 强度 ksi	屈服强度 ksi	延伸率 %	电导率 %IACS	K_{ISCC} ksi $\sqrt{in}$	净应力 屈服强度	10 ⁶ 周的 缺口疲劳 强度 ksi	EXCO 剥落腐蚀 抗力	压缩强度 ksi
RX725-340 - 温轧20%合金											
0.15	纵向	3	81.9	77.3	9.6	40.7	104	0.67	24	P.	79.5
	横向		81.0	75.5	9.2						
0.20	纵向	2	81.6	77.7	11.2	40.1	115	0.72	—	P.	—
	横向		80.4	74.7	10.0						
0.50	纵向	2	80.3	74.1	14.7	40.6	130	0.86	25	P.	76.0
	横向		80.1	73.3	12.5						
7475合金											
T 73											
0.15	纵向	2	77.4	69.6	12.7	38.6	153	1.07	25	P.	—
	横向		78.8	69.1	12.2						
0.20	纵向	2	77.3	69.7	13.0	38.4	135	0.96	—	P.	—
	横向		77.3	68.9	11.5						
0.50	纵向	2	77.3	69.0	17.2	38.6	165	1.17	—	P.	—
			78.1	69.9	14.5						

剥落速率: P. 一点蚀。

表13 在低应力强度频率下疲劳裂纹生长速率特性
($\Delta K = 6 \text{ ksi}\sqrt{\text{in}}$ 时的疲劳裂纹生长速率, $\mu\text{in}/\text{周}$)

RX725-14-340-温轧20%-275-5	0.25~0.40
7475-T6	1.0
7075-T6 ⁽²⁷⁾	1.2~4.0
X2048-T3E9	0.1~0.15
2124-T351	0.25
2024-T3 ⁽²⁷⁾	0.5~1.2

疲劳寿命数据与 Ostermann 的结果不同^[11], 但疲劳裂纹扩展速率与他的试验结果还是一致的。总的说来, 形变热处理为RX725提供了若干优越性, 其中最重要的是强度、韧性和耐腐蚀性能的良好配合。需要进一步试验, 以期弄清疲劳裂纹扩展方面的优点。

五 X2048-T3E9的性能

对各种厚度的X2048试样, 选择最终处理(时效)规范的试验结果列于表14, 表中还有2124-T351和2124-T851的数据。注意, X2048-T3E9的 K_{ISCC} 值与2124-T351的 K_{ISCC} 值相等, 而屈服强度高10~12ksi。在相同的屈服强度下, 2124-T851的韧性比X2048-T3E9的韧性低得多。剥落腐蚀仅在厚试样中明显出现, 如图8所示。注意, 在表14中, X2048-T3E9的韧性随试样厚度的增加而提高, 因为尚未达到 K_{ISCC} 与厚度关系曲线的峰值。根据上述计算得出。

$K_t = 157 \text{ ksi}\sqrt{\text{in}}$, 屈服强度 = $65.9 \text{ ksi}\sqrt{\text{in}}$
得: $t_{\max} = 0.9 \text{ in}$

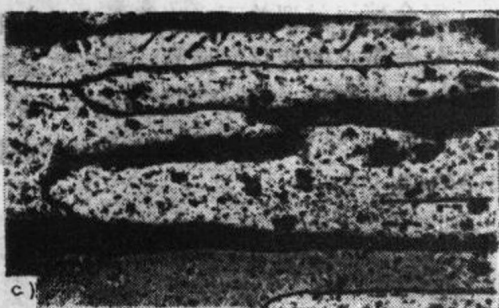
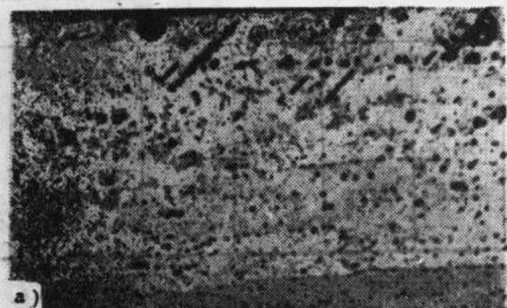


图8 在EXCO试验中, X2048-冷轧20%
试样的显微组织 150倍

较薄的试样腐蚀得极少, 但0.50in厚的试样剥落腐蚀
严重

厚度: a) 0.15in b) 0.30in c) 0.50in

表14 X2048-T3E9的性能

厚 度 in	晶粒 方向	K.板材 的编号	极限拉 伸强度 ksi	屈服 强度 ksi	延伸率 %	电导率 %IACS	K. ksi√in	净应力 屈服强度	10 ⁶ 周 转疲劳 强度ksi	EXCO 剥落腐 蚀抗力	压 缩 强 度 ksi
X2048-T3E9											
0.15	纵向	3	73.7	69.1	9.0	30.3	138	1.08	25	P.	63.7
	横向		73.6	62.2	9.3						
0.18	纵向	3	72.5	63.6	8.7	30.2	132	1.03			
	横向		73.5	61.4	9.5						
0.20	纵向	3	74.4	68.3	11.0	30.0	147	1.08		N.	
	横向		74.3	63.0	11.7						
0.25	纵向	3	71.9	65.3	10.2	29.7	142	1.06			
	横向		73.7	62.3	10.7						
0.50	纵向	3	70.7	65.9	13.0	30.4	157	1.16	23	Exf.	62.4
	横向		75.2	64.2	11.8						
2124-T351											
0.15	纵向	1	72.0	54.0	22.5	29.4	143	1.29		Exf.	
	横向		69.7	46.4	22.5						
0.20	纵向	1	72.7	56.2	21.0	29.3	147	1.27		Exf.	
	横向		71.5	48.3	24.0						
0.50	纵向	1	71.6	56.8	24.5	29.2	139	1.19		Exf.	
	横向		70.5	48.2	23.5						

(续)

厚度 in	晶粒 方向	K ₀ 板材 的编号	极限拉 伸强度 ksi	屈服 强度 ksi	延伸率 %	电导率 %IACS	K ₀ ksi√in	净应力 屈服强度	10 ⁶ 周的 缺口疲劳 强度 ksi	EXCO 剥落腐 蚀抗力	压 缩 强度 ksi
2124-T851											
0.15	纵向	2	75.9	68.3	9.4	39.9	88	0.63	20	P.	
	横向		74.0	67.4	9.0						
0.20	纵向	2	76.0	69.4	10.0	39.3	84	0.59		P.	
	横向		75.1	69.2	8.5						
0.50	纵向	2	76.1	70.5	12.0	39.2	112	0.77		P.	
	横向		76.2	69.6	11.0						

剥落速率, P. 一点蚀, N. 一不明显的腐蚀, Exf. 一剥落腐蚀。

X2048-T3E9: 固溶处理 + 淬火后, 冷轧20%, 自然时效一天。

本文研究了全部试样的断裂特征, 得出断裂属于完全剪切类型并不意味着合金具有很高的韧性。还注意到在所有X2048合金的韧性试验中, K_{IC} 有微小的变化。通常, 这些数值是无效的, 因为产生了净应力屈服 (真实应力/屈服强度 > 1)。因此, 两种计算数据是过低的, 可以预料, 真实的 K_{IC} 高于观察值约 $130 \sim 150 \text{ ksi}\sqrt{\text{in}}$ 。对X2048-T3E9的疲劳裂纹扩展速率的研究结果表明, 该状态好于2124-T3或2024-T3^[27] (表8)。

六 结 论

(1) 形变热处理使中等纯度的含6%Zn、2.4%Mg、1.5%Cu和0.12%Zr合金(RX725)获得强度、断裂韧性和剥落腐蚀抗力的良好配合。

(2) 大形变量加工的X2048的板材可在自然时效状态下有良好的强度、断裂韧性和剥落腐蚀抗力。

(3) 形变热处理的方法可以强烈地影响RX725合金的最终性能, 特别是韧性。尤其是预先过时效好于欠时效。RX725合金的温轧形变还优于冷轧形变。对X2048合金来说, 不希望温轧。

(4) 在给定屈服强度下, 7000系中低合金的韧性比高合金的要好。如将合金中的Mg从2.5%降到1.7%或将Cu从1.9%降到1.3%是有益的。减少Cu使平面应力断裂韧性有较大的提高。

(5) 韧性并不是所想像的那样对屈服强度很敏感, 而更多地取决于引起屈服强度变化的原因。对于2000系合金, 在高温下由沉淀相引起的强度增加导致 K_{IC} 大幅度下降, 如果是由加工硬化所引起的强化, 则仅仅使韧性稍微下降。

(6) 对2000系合金引进大形变量的冷加工不改变沉淀速率。

(7) 没有发现成分和工艺对疲劳的影响。在形变热处理工艺中温轧比冷轧更好。

(8) 根据缺口试样 ($K_t = 2.2$) 的 $S-N$ 数据, 没有一种试验材料能超过相应对比材料的疲劳强度。

(9) 根据非常有限的试验程序得出, 形变热处理材料的疲劳裂纹扩展性能好于工业用的对比材料 (7075-T6和2024-T3)。