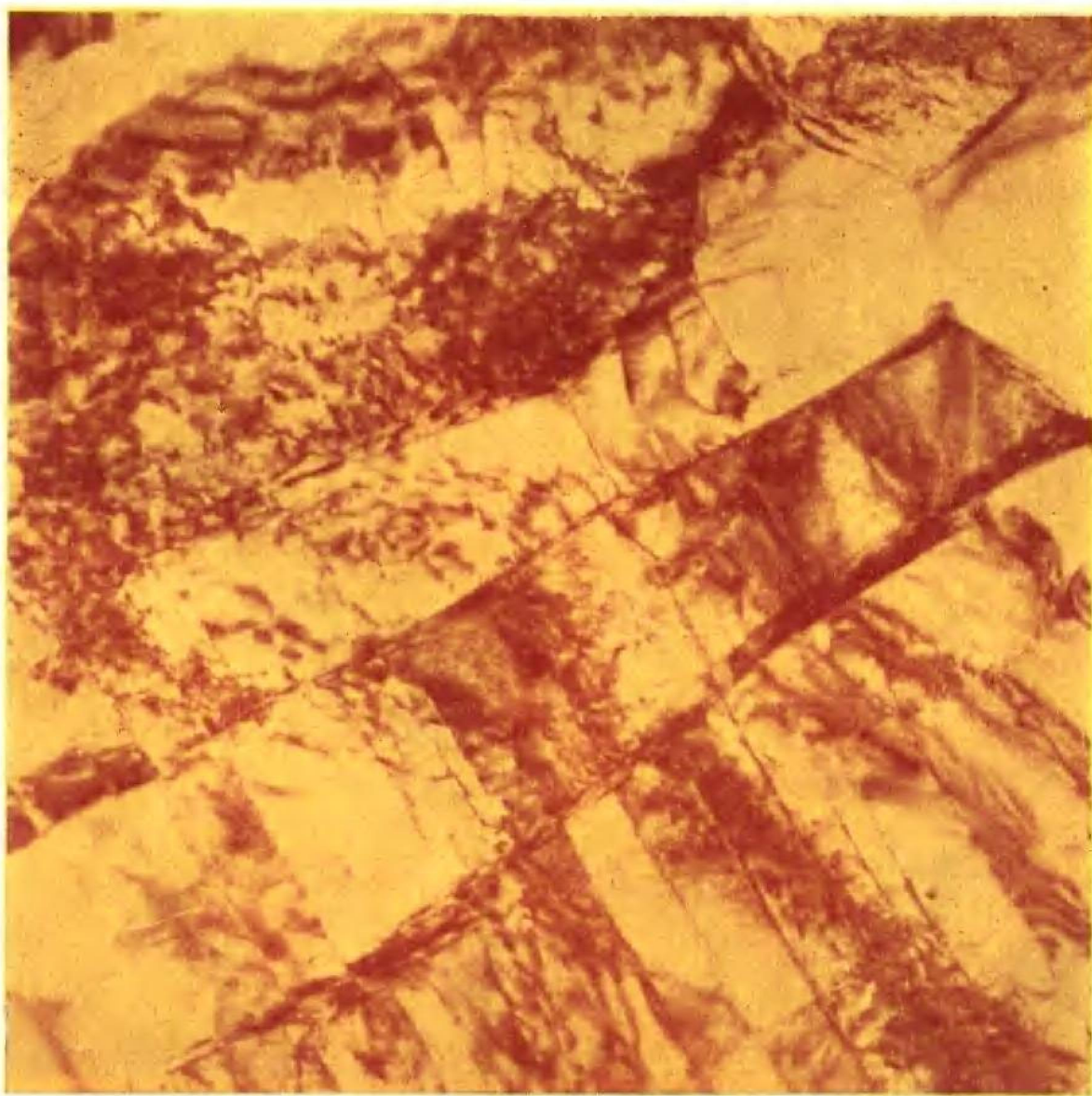


有色冶金工业

有色金属热处理



上海科学技术文献出版社

前 言

本辑《国外热处理》是关于有色金属材料热处理方面的专辑。目的在于向热处理工作者介绍七十年代以来,特别是近几年来国外对铝、铜、镁、钛等有色金属及其合金热处理的发展及概况。本书以应用最广泛的、重要的铝合金为重点,对其新材料发展、基本性能、物理冶金原理以及各种工艺因素的影响作了较多的介绍。并针对国内对钛合金的资料介绍较少的情况,本书也以一定篇幅对其强化原理以及各种新工艺对其性能的影响作了较详细的介绍。此外,对铜合金和镁合金也有一定的介绍。

本书可供从事热处理专业的研究人员、工厂热处理工作的专业人员、工程师、技师及有关高等学校师生参考。

本辑系由朱世国、许嘉龙、吴建彬三位同志主编。限于水平,有不当之处,望广大读者指正。

上海市机械工程学会热处理分会

一九八二年二月

目 录

有色金属材料的热处理概论	1
飞机结构用的新型材料	8
高强度铝合金的发展	12
时效工艺	17
硼-铝复合材料的热处理	22
2.0% Cu-1.1% Mg 铝合金的时效析出过程	29
预备热处理和机械预处理对 7075 铝合金 GP 区形态的影响	35
铝合金的形变热处理	39
形变热处理对 IL16 合金性能的影响	45
铝合金铸件的最佳淬火条件	48
急冷时铝合金中的热应力	54
减少铝合金零件变形的液氮处理	59
金属组织和热处理状态对 AlZn 5.5Mg 1.5 合金强度和应力腐蚀破裂敏感性的影响	63
铝合金零件淬火用的水溶性聚合物	70
水溶性淬火剂的变质及其废液处理	74
铝合金水溶性淬火剂的应用	79
铜合金的热处理和强度	82
黄铜的热处理	88
弥散硬化铜基弹簧合金	95
ЛМЦКА58-2-2-1-1 黄铜热处理强化后的组织与性能	99
镁合金的热处理和形变热处理	103
形变热处理对钛合金的显微组织及性能的影响	115
钛合金强化热处理的发展前景	119
通过循环加热冷却处理改善 Ti-6Al-4V 钛合金铸件组织	124
钛合金的热机械处理和机械热处理	129
β 型钛合金热处理方法	133

有色金属材料的热处理概论

〔日〕 木村启造

一、前言

自然界中约存在 100 多种元素,其中具有金属性质和半金属(如硼等)性质的共约 80 种。一般所谓有色金属系指除钢铁以及铁基合金以外的金属材料。其种类繁多,范围宽广。许多金属具有钢铁材料所没有的各自特性。本文就加工和热处理方面对有色金属材料的特征作概略的叙述。

钢铁材料与有色金属在金属学上加以比较,它们是有区别的。铜、铝是主要实用的有色金属,除钛金属外,它们不象铁那样具有同素异形变态,因此用热处理方法来改善材料性质的原理及操作也都不同。此外,从形成金属材料的晶体结构来看,钢铁是体心立方晶格,铜、铝为面心立方晶格,锌、镁、钛是密排六方晶格,钽、铌等是体心立方晶格,此外尚有正方晶体的锡和斜方晶体的镓等等。以上各种的塑性变形行为是各不同,因而其机械性能和制造加工技术也不能一概而论。

再则,从金属的熔点和化学活泼程度及其从冶炼和制造加工中所采取的技术难易程度来看,熔点在 1000°C 以下者困难较小。由于在空气中难以氧化,因此自古以来开发和制造加工是容易的。而对于熔点高于 2000°C 左右的金属,由于在高温空气中氧化污染的特性恶化,因此对高熔点金属必须采用高超的处理技术。

二、加工技术

金属及高温加热的气氛

金属的熔炼和铸造作业是在熔点以上的高温下进行,而热处理则必需在规定的高温加热。因而,除非特别注意,加热中总是和高温空气或炉子的气氛以及炉台等耐火物相接触。此际,尽管发生一些氧化等高温化学反应,但数量较少,几乎不成为问题。为了防止对材质的恶劣影响,采用凝固前的脱氧处理时,不需要象钢铁材料那样特别的保护设备,处理方法简单,如铝、铜合金就是这样的。与此相反,被称为新金属的钛金属,其熔点高,在室温下极为稳定,但在几百度高温下则具有活性。如在大气中熔炼,则会溶入大量的氧和氮,而使材料性质恶化。在熔点以上也会生成大量的渣,致使不能操作。再则,这种材料的热加工系在 1000°C 附近开始,而在这样高的温度下,空气的氧化激烈而生成氧化膜。这种氧化膜不致密,一般易于透过氧气而对内部金属不起保护作用。多量的氧气向深度扩散侵入金属内部导致材质的恶化。因此在生产现场,大型锭块的加工应尽量不使用过高的温度加热,并缩短加热保温时间。若进行热加工时形成的表面氧化皮再加工去除,这导致材料利用率降低和加工工时增加。这两种因素均使成本增高。尤其是对不作进一步加工的材料和制品,是不可能再经加工去除氧化皮。因此,必需在真空中或在氩气等保护气氛下进行高温加热。

由于钛等新金属的高温活泼性强。通常的氮气、一氧化碳或氢这类用于钢铁处理中几乎不起反应的保护气氛也能和这些新金属进行激烈的反应而被金属所吸收。因此,只能使用不活泼的氩、氦等气体。而氧、氮、氢

及碳等作为中间杂质物仅为几个 ppm 时,对材料的性能,尤其是韧性具有极大危害,应予以重视。

对材质的污染恶化要注意的另一个问题是在于高温处理时,与接触的耐火材料进行反应,就是在熔炼时坩埚与熔液发生反应。石墨使夹杂物碳增加,高铝土和镁砂也提供了杂质。为此改变这种新金属材料的熔炼方法,采用真空电弧熔炼和电子束熔炼方法来制成金属锭块。

在热处理时,也应考虑工夹具与工件在炉内直接接触产生的冶金反应。以钛为例,使用耐热钢的高温操作工具时,就镍、铁和钛的平衡反应而言,在此二元系状态图的钛侧约于 1000°C 处产生共晶反应,必须注意:这时极易引起烧接。

2. 有色金属的热处理

作为金属材料或制品,在制造时由于受到加工的影响,从微观来看,因有内应力和晶体缺陷存在,所以通常并不表示其稳定状态下的性质。

把这种不稳定状态进行加热使其达到加工前的稳定状态的热处理操作叫做退火。按照各种性质的恢复程度,退火操作可作更细的划分。使性质完全软化的退火为完全退火,将加工硬化了的性能作不完全的回复,仅去除其不好部分,而充分利用其中间状态有利性质的退火称为部分退火或低温退火。日本工业标准 (JIS) 中也用 $\frac{1}{2}H$ 等作为材质的标记。再则,为了使材料的耐腐蚀性和稳定性改善而去除金属内部应力的操作称为去应力退火。为了使制造过程得到圆满的效果而作为材料的准备工序,还有以提高制品质量为目的的晶粒度调整以及使有相变的金属与合金达到高温相稳定态的加热等等。

为了积极提高材料性能,对具有热处理性能的材料进行处理。首先,使材料内部结构处于不平衡的非稳定状态的处理,一般叫

固溶处理。也有称之为淬火。其次,利用性质变化以提高材料性能的操作,一般叫时效,也有称谓回火。但实际上,材料强化也会引起诸如耐腐蚀性降低等缺点,这是必须注意的。因此要求有高度的热处理技术。

由于有色金属种类繁多,故在实际操作时尚有两点需说明:一是从纯科学观点而言,可以不受各金属和合金种类的约束,而从通用的理论来加以考虑;另一个是按产业界习惯,从商业交易角度来加以考虑。这两者中哪个作为重点可根据有色金属类企业的情况不同而异。

3. 退火

有色金属的用途很广,退火的目的不但为使其恢复加工前的机械性质,而且,也为提高电气性能及耐腐蚀性等用途而要求的特定性能。

(1) 退火时有色金属性质的变化

图 1 用真空熔炼的铜板为例说明了加工过的金属和合金根据退火条件而产生的不同的状态和性质的变化。由于退火引起性质变化的决定因素,首先是加热温度,其次是退火

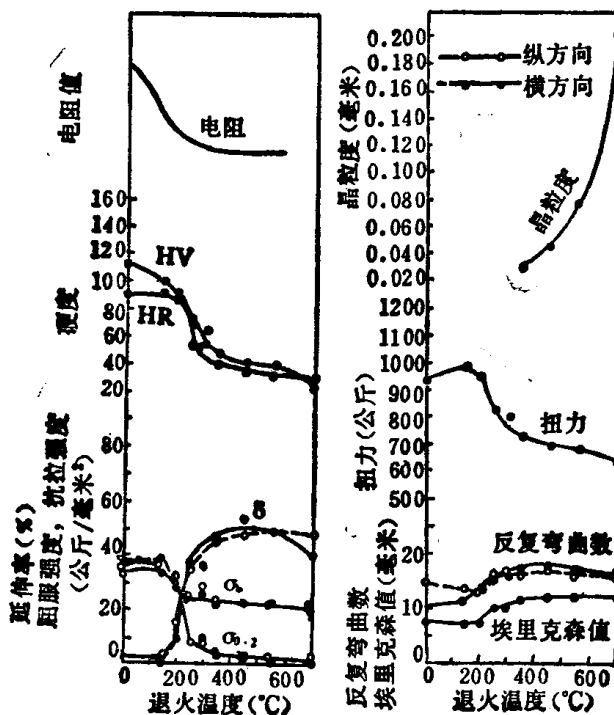


图 1 50% 加工度的铜板退火时诸性能的变化

温度下的保温时间。此外,对材料的加工程度等也有影响。尤其是在新金属中夹杂物(取决于制造条件)对具体数值影响较大。

一般经受冷加工的材料,在各种温度下经一定时间退火(等温退火),随退火温度的上升(见图1),其硬度、强度和屈服点急剧减小。而延伸率、扭转力和导电率等则急剧上升。这种现象称为回复和再结晶过程。这种材料性质的一系列变化与材料的微观内部结构有关,也与在冷加工时产生的位错、空穴和层错等各种晶格缺陷的数目的减少有关,与此同时,与它们分布和排列的变化结果有关。这样,金属材料内部的残余应变(弹性应力)降低了。

(2) 回复和再结晶

加热时性能变化的前半阶段称为回复过程,材料开始软化,但在光学显微镜中其组织与经冷加工的组织并无区别。即在回复过程中微观内部结构存在变化,但看不到晶粒长大等宏观的变化。具体说,晶粒内部应力降低(X线测定),电阻下降(导电率上升),用电子显微镜观察晶格缺陷发生变化等。但对机械性能的影响较小。

随退火温度的上升,晶粒逐渐长大,称为再结晶阶段。就是在光学显微镜中可观察到随再结晶的进展晶粒尺寸长大的情况。此时,材料的强度、硬度下降,而延伸率、断面收缩率增大,机械性质很快地达到加工前的数值。更高温度退火时其晶粒粗大,延伸率和断面收缩率下降引起材质恶化。为此,对这种晶粒粗大化以前的阶段叫一次再结晶,而当材质恶化时,称之为二次再结晶,以示区别。由于有色金属一般都是熔点低,实际上不能再按照目察来判断其温度,所以必须特别注意由于二次再结晶而引起的材质恶化。

(3) 再结晶图

如上所述,经加工的材料在高温下退火时,在原来晶粒内形成没有内部畸变的新的晶核。加热温度高,保温时间长则新晶粒成

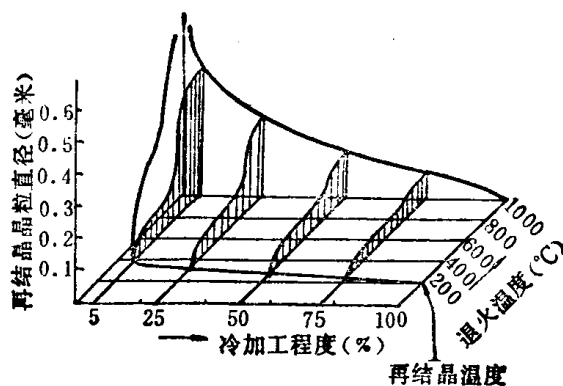


图2 纯铜的再结晶图

长而代替了原有晶粒。再结晶温度和再结晶終了时的晶粒度大小,受到原来加工程度的影响。而这也提供了实用依据。晶粒度大小与退火温度、加工程度的关系可用立体图来表示,即再结晶图(图2)。立体图的底面表示晶粒长大的起始温度。加工度越大,则此温度移向低温侧。在大的加工度时,起始温度大致保持在一定温度。因而一般再结晶温度是取较大加工度的起始温度。表1中列出了纯金属的起始再结晶温度约为熔点(绝对温度值)的0.35~0.6。此外,在高温退火时再结晶晶粒的大小,其加工度越低,则晶粒越大。更高的退火温度所得晶粒更大。这是由于加工度低,发生再结晶的晶核数少,加之高温时原子移动、重新排列容易,因而其晶粒边界移动亦较为容易。当保持一定温度时,在晶粒开始长大前有一个孕育期,这可解释为因原子移动和重新排列需要一定时间的缘故。因而,温度越高,孕育期越短。

此外,还要注意一点,即引起晶粒粗大的高温退火时,其机械性能中延伸率和断面收缩率减少,而且当晶粒粗大时材料伴有各向异性,使二次加工性能降低,而材质的表面状态也会恶化,从而使产量质量下降。为此,必须在热处理时防止晶粒粗大,并且以原来细致的晶粒和均匀的组织为好。有色金属的熔点低,故其晶粒粗大的起始温度也较低,所以规定其退火的上限温度是十分重要的。

表1 各种有色金属的退火条件

材 料	熔 点	退 火 温 度	去应力退火*	再结晶温度	再结晶温度(°K)
	(°C)	(°C)	(°C)	(°C)	熔 点 (°K)
工业纯铜	1083	260~650	—	200~230	0.35
黄 铜	—	430~700	200~260	—	—
磷 青 铜	—	482~677	180	—	—
纯 铝	660	240~350	—	150~240	0.45~0.55
3003 铝合金	—	340	340	—	—
纯 镁	651	150	—	150	0.45
A210 镁合金	—	343	260	—	—
镍	1455	815~920	480~700	530~660	0.46~0.54
哈斯太洛伊 B	—	1090~1150	1090~1150	—	—
商业纯钛	1725	650~760	482~593	有 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变	—
6Al-4VTi 合金	—	700~730	482~650	—	—
锌	419	—	—	7~75	0.40~0.50
钨	3390	1000~2000	—	1200	0.40
		550~600 (强加工材)			
钼	2600	820~1090	—	900	0.42

* 一般纯金属之应力腐蚀危险不大,故不特为去应力退火

表2 有色金属的热处理符号

分 类	JIS 标 记			备 注
	(旧) 质 量*	旧 标 记	新质量标记	
非 热 处 理 合 金	挤压状态	F	F	热挤压或锻造状态
	轧制状态	R	R	热轧状态
	软 质	O	O	完全退火
	1/4 硬质	1/4 H	H12	保留 1/4 加工硬化效果的部分退火
	1/2 硬质	1/2 H	H14	保留 1/2 加工硬化效果的部分退火
	3/4 硬质	3/4 H	H16	保留 3/4 加工硬化效果的部分退火
	硬 质	H	H18	经冷加工,完全硬化
时 效 热 处 理 合 金	淬 火	T4	T4	固溶化处理→常温时效
		T42	T42	按客户要求作 T4 时效处理
	淬火后冷加工	T3	T3	固溶化处理→冷加工
		T36	T36	固溶化处理→6% 冷加工
	挤出时急冷回火	T5	T5	高温加工后急冷→人工时效
	淬火回火	T6	T6	固溶化处理→人工时效
		T62	T62	按客户要求作 T6 时效处理
			T61	固溶化处理后温水淬火,人工时效
	—	—	T8	固溶化处理→冷加工→人工时效
			T83	固溶化处理→3% 冷加工→人工时效

* 虽然 JIS 数年前已修订,但现在旧名称也仍习惯使用

(4) 退火操作

为了调节内部结构和性质,要按照材料规格和使用目的来选择操作温度和保温时间。完全退火或简单退火系在一次再结晶温

度附近加热,使材料的硬度、强度降低,而延伸率和断面收缩率增大。部分退火或低温退火的机械性能不完全恢复到原来状态,保留由于加工硬化而增加的强度的 1/2 或 1/4 作

为选择条件。其温度在复回与再结晶中间选择。由于操作条件狭窄,因此要有严格的质量控制。此时,材料内部的应力就完全去除。旧 JIS 标准如表 2 所示,以 1/2 硬质(1/2H)作为质量标记。最近的 JIS 中换用了铝合金等国际上惯用的标记。

为了去除内应力,在恢复温度附近加热,材料的强度随之减小,材料内部的应变被去除。这种状态被使用于引起应力腐蚀的环境以及在铜合金中通常易于出现晶界腐蚀裂缝的环境,从而使材质稳定,并提高制品的质量。

各种有色金属材料的退火温度列于表 1。

4. 可强化合金的热处理

有色金属中通过热处理可使其强度大幅度升高的情况有二种类型。其一如图 3 所示,没有象钢那样存在相变的合金。合金利用从过饱和固溶体中时效析出强化效应,如硬铝。另一种如钛合金等具有相变的合金,系利用相变温度附近平衡状态的差别;利用两相组织的分布形态和迁移状态作为强化的目的,这和钢有相似的地方。

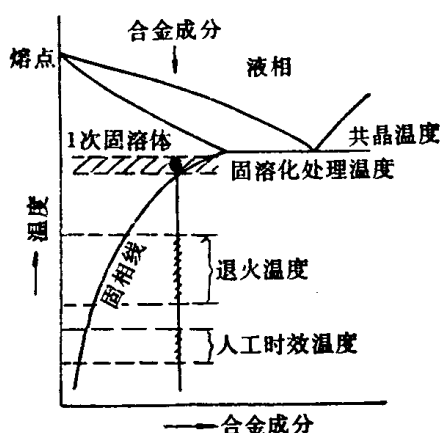


图 3 热处理强化型合金的状态图
(以 Al-Cu 为例)

(1) 时效强化的合金

所谓时效强化合金与钢不同的是它没有相变存在。从图 3 状态图中可看出,合金元素在高温时能多量地固溶于基体金属(如 Al、Cu 等)而形成一次固溶体。温度下降,

溶解度减小,在室温时几乎不能固溶且两相共存,合金处于稳定状态。

关于时效强化的机理作简单的叙述。首先,作固溶处理使之形成比平衡状态能溶解得多的过饱和固溶体,然后在时效时从过饱和固溶体中析出过剩的合金成分,这样设法调节第二相弥散析出的状态,以达到最大的强度。

(2) 固溶处理

有色金属的固溶处理,通常系指使上述时效强化合金及可热处理合金形成过饱和固溶体状态的所有作业。实际操作是在图 3 中合金的一次固溶体(α 固溶体)温度范围内加热并保温,在高温达到完全固溶状态以后,从高温急冷将溶质原子完全固溶,致使在室温也强制使其不析出合金元素。

高温固溶化温度范围如图 3 所示,可选择稍低于合金的最大固溶化温度的共晶温度。要尽量减少因氧化引起的污染及晶粒粗大等降低质量的不利影响。至于保温时间,原则上不必太长,实际上只要使合金组织成为完全的单相组织就可以了。由于材料制造过程不同,因而,一定的扩散时间是必要的,此时间对铸件而言需要长一些,而对轧压材料则可短一些。过长的保温时间会导致晶粒粗大,在此过程中一部分晶粒巨大化形成所谓粗细混晶组织,并招致氧化增加,使材料质量下降。

在铝合金中,熔点和固溶处理温度仅相差几十度,因此温度控制必须十分小心。通常在使用盐浴炉时,可以严密控制其温度分布均匀性和调节幅度,同时也可以增加加热速度。薄的板材一般加热十分钟已经足够。而且使用盐浴炉可以有效地防止表面氧化,并可使清洗抛光工作简便,即可提高商品价值及精度。

急冷操作和钢相同地称之为淬火。其目的在于保持高温时均匀的固溶体在冷却到室温前不致析出。由于合金种类关系,往往会

非常早地发生析出反应，这也与钢的C曲线相仿。各种合金有一个易于析出的温度范围。同时，析出时伴有原子扩散，故而会有一个孕育期。对所处理的合金按以上二点资料调整操作，可以使淬火应力有减轻的可能。在易于产生析出的温度范围内，如果以不碰到C曲线鼻子的速度迅速通过，这样可减少零件的变形。

通常用水作冷却剂，但是静止的水其冷却速度不足，有时需进行强制搅拌或者用喷嘴喷水冷却。为了考虑对焊接构件的应用，目前已在进行对空冷速度下仍不析出型合金的研究开发。

(3) 时效处理

合金的时效，从金属学和晶体学角度来解释是材料内部组织结构的变化。这方面的资料是很多的，限于篇幅只能从热处理角度加以简单的叙述。

时效热处理的目的是将合金的最高性能发挥出来，而时效温度和保温时间按经验资料加以确定。一般地说，(见图4)刚经过固溶处理后软的材质，经过在一定的时效温度加热保温，随着时间的推延逐渐变硬，不久便在此温度硬化达到最高值。再延长时间，则强度反而下降，即因为过时效而软化了。时效温度高，则在此温度下其峰值达到得早(时间短)。这种一系列的性质变化是由于从过饱和固溶体向平衡状态的过渡，是由于内部结构的关系，一般地说，时效初始阶段有称为GP区的溶质原子小集团产生，随着时效时间的延长，析出物长大，逐渐析出第二相而向平衡状态过渡。具体的时效过程与其机械性能的关系视合金种类的不同而异。对此，目前学术界仍在讨论之中。

简言之，硬度越高，则材料的强度也高，这是由于材料受外力作用时对于塑性变形的抗力增加了。塑性变形是由于位错的滑动，而时效时产生的微小质点可起到阻碍这种滑动的作用；或者是由于晶格缺陷和晶格应变

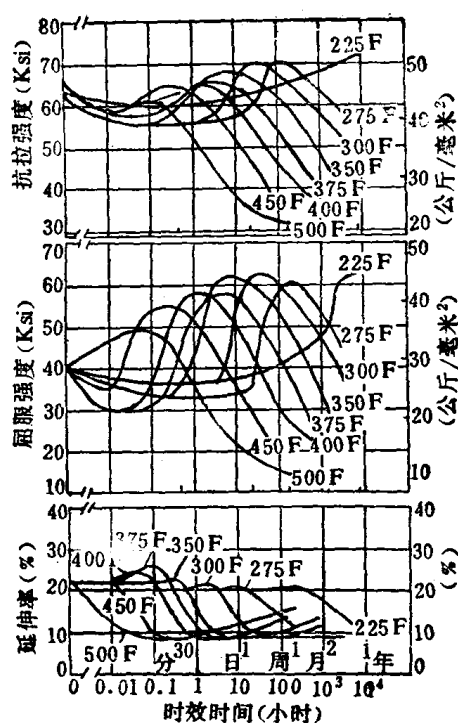


图4 2014 铝合金在各温度(°F)时效后的诸性能变化

(内应力)的存在而使材料变硬变强。在质点析出时，阻碍位错运动的程度取决于析出质点的大小(或溶质原子呈集合状态)、质点间的距离(分布)、以及质点的性质。这些时效条件是可以进行调节的。

评价材料性能的另一个重要方面是材料的耐腐蚀性能。有色金属比钢为优越这是其特长。然而，当应力存在的时候，材料的耐腐蚀性能下降，也即遇到通常所说的应力腐蚀裂纹。如上所述，随着时效条件使内部结构变化，强度峰值时所产生晶体的微观内应力很大，因此应力腐蚀裂纹敏感性很强，不能说处于稳定状态。而退火材料，虽然其强度不足，但通常不大会引起应力腐蚀。这种从强度和耐应力腐蚀性来说，对材料内部结构的要求是相反的。实际上应用高强度材料时，从这种兼顾性出发，强度要稍稍让步，而选择超过峰值的过时效条件。

以铝合金为例，热处理时，最适宜的时效温度在200°C以下。其温度幅度只在几度范围内控制。使用的炉子应具备炉内温度分布

极其均匀,并且能正确地保持较低操作温度的性能。一般使用炉内气氛能有效地进行搅拌而均匀的辐射炉。至于铝合金的时效温度,大多数合金取在比室温为高的温度: $160^{\circ}\text{C}\sim 200^{\circ}\text{C}$,而硬铝(2024 合金)类合金通常也在室温下长时间时效的,这称谓常温时效或自然时效。与之相对应,在室温以上的时效则称谓高温时效或人工时效。再者,固溶处理后即按选定的时效温度进行时效处理

时,也可把时效分作两个阶段。首先在低温下进行第一阶段时效,对生成晶核数进行调整,随后以略高的温度进行第二阶段时效,此时合金能达到最高的性能。如果固溶处理后适当地进行中间冷加工,再在选定的温度时效,用这种方法,使材料能获得最佳性能。

朱世国译自《热处理》

17(1)29~34, 1977 年

吴世初、董驾龙校

飞机结构用的新型材料

[英] Michael V. Hyatt 等

随着能源短缺和燃油价格猛涨,人们对于如何提高飞机构件的强度重量比问题日益关注。

许多工业部门和政府部门都订出了规划,为了减轻结构重量而推广使用钛合金、粘接结构、粉末冶金、复合材料或者采用其它新材料、新工艺。然而要达到上述目的,牵涉到大量工艺问题,需要支付巨大的科研费用和保险费用,也就是说,要在商用飞机主要构件上广泛采用上述新材料新工艺,在整个80年代或90年代初期以前,未必能够实现。为此,在这个阶段,主要依靠改进现行材料性能的方法来减轻结构的重量。

波音航空公司在这方面作过巨大的努力,企图通过改变化学成份、采用优质铸锭和改进加工工艺(当然以成熟工艺为基础)等手段,对7000和2000系铝合金进行改型。假如这种尝试获得成功,所增加的成本并不多,并便于大规模的投产。

根据波音公司、空军和工业规划部门的观察和分析结果,拟订出如下的研究规划:

1. 新7000系合金的抗压屈服强度 F_{cy} 要比7075-T651中厚板或7075-T6511挤压件提高11%。

2. 新2000系合金的抗拉强度要比2024-T351中厚板或2024-T3511挤压件提高8%。

3. 新合金的断裂韧性 K_{Ic} 、 K_{Ic} 的提高程度要与上述性能的增加数值成正比。

4. 疲劳裂纹的扩展速率(即在固定应力强度 ΔK 下的 $\Delta u/\Delta N$),随着抗拉强度的增加而按比例地减少。

5. 抗剥离腐蚀和应力腐蚀的性能至少要与原始合金相当。

本文图中所示的,就是我们要求达到的指标。

美国现在的商用和军用喷气式飞机大量采用了7075和2024的薄板、中厚板、锻件和挤压件。假如将其改为高性能的新材料,可大大减轻飞机结构的重量。

一、7000系新合金的研制情况

早在60年代初期,波音公司发现7178-T651中厚板由于化学成份变动,其断裂韧性差别很大。当Fe、Si杂质元素含量偏高时,尤其显著。因为它们形成了 Al_7Cu_2Fe 、 Mg_2Si 和其它金属间化合物,从而降低了金属的断裂韧性。

倘若对其稍加改进,使 $Fe \leq 0.1$ 、 $Si \leq 0.1$,即制造所谓高纯度的7178合金,则在保持相等的强度下,大大改善其断裂韧性。疲劳强度也有一定程度的提高。将上述发现与近年来的研究成果结合在一起,便研制出了高断裂韧性的新合金7475、7050、7049、2124、2048和2419等。所有这些合金都是把Fe、Si元素控制在很低的水平,使有害的金属间化合物减少到最低的程度。

1965年,波音公司发现当许多7000系铝合金中,增加含铜量时,会提高疲劳强度和降低疲劳裂纹的扩展速率。在潮湿的环境中尤其明显。还发现低铜合金的疲劳断口大部份是一般的脆性平面断口,而在高铜合金中,

则是韧性断口。近年来,对一些高强度铝合金的研究也证实了这一点。当含铜量从0.5%增加到2.0%时,其疲劳强度增加了一倍以上。

研究中还发现 Zn/Mg 的比值及最终热处理状态都起着重要的作用。高 Zn/Mg 比和高含铜量的材料,过时效后可显著改善其疲劳强度。

高铜铝合金的断裂韧性,随着 Zn/Mg 值的增加而增加。从合金的显微组织中看到, Zn/Mg 值增大时,从固溶温度下原来的二相组织改变为单向组织。低 Zn/Mg 值时,有大量块状的 CuMgAl_2 或 CuAl_2 质点出现。它们与 Fe、Si 的金属间化合物一样,起到裂纹源的作用。

综合以上所述,应该尽量降低 7000 系铝合金中的 Fe、Si 含量,保持较高的 Zn/Mg 值和含铜量,采用过时效工艺,可以获得最佳的疲劳强度和断裂韧性。

还有一种重要的现象,就是高铜、高 Zn/Mg 值的铝合金按 T6 规范热处理以后,再用 165°C 进行二次时效,其强度要高于 7075-T6 状态。这种现象的机理,现在尚未有完全弄清,大概是由于沉淀或者修正沉淀 (precipitation modification) 的结果。但是这种工艺方法过去并没有采用过。过去只片面追求高的抗腐蚀性能和断裂韧性,并不要求强度水平大于 7075-T6 状态。

现在的研究方案是企图通过控制化学成份、选择时效方法及在铝厂内采用新的均匀化和轧压方法等措施,尽可能提高 7000 系铝合金的疲劳强度、断裂韧性、抗腐蚀性能和抗拉强度。

具体措施如下:

1. 调整镁和锌的含量,把 Zn/Mg 值提高到 3.5 左右,以此来提高抗拉强度、疲劳性能和断裂韧性。采用高的含铜量(不低于 1.7%)和轻度的过时效工艺(其导电率大致控制在 36~38% 国际铜标准范围内),以降

低疲劳裂纹的扩展速率。以及采用过时效来改善其抗剥离腐蚀和应力腐蚀的性能。采用高含铜量使其出现“二次硬化峰”,以达到提高强度的目的。

2. 采用最高的商用纯度 ($\text{Fe} \leq 0.1$, $\text{Si} \leq 0.1$) 的原材料,以减少富 Fe 和富 Si 的金属间化合物的体积。因为这种金属间化合物会降低韧性,成为疲劳裂纹的裂纹源,并且在高的应力强度 ΔK 下升高 da/dN 值。此外,降低 Fe、Si 含量还会导致溶解于金属间化合物(主要是 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 和 Mg_2Si) 中的铜和镁数量减少,从而有效的引起合金强化。

3. 最近几年中发展起来的 7175、7050 和 7475 合金,经过均匀化处理、轧压和热处理后,可以大大减少基体中 CuMgAl_2 和 Mg_2Si 金属间化合物的数量。这些金属间化合物不仅降低韧性,而且由于吸收了铜和镁元素,导致强度下降。

二、2000 系新合金的研制情况

早在 70 年代初期,波音和其它公司开始研究用最终形变热处理的方法来改善 2000 系合金的断裂韧性和抗疲劳强度。最终形变热处理包括固溶处理、淬火、不同程度的预时效、冷加工或温加工和最终时效。

波音公司和雷诺公司的研究重点是低 Fe 和 Si 的 2048 合金。因为它在固溶温度下是单相组织。在其它同类合金(例如 2024)内普遍存在的富铜金属间化合物,在这种合金内几乎消失了。

在最终形变热处理的研究中,有一个重要的发现,就是自然时效(T3 状态)后的最终形变热处理要比任何人工时效后的最终形变热处理优越。

研究还表明,当合金的纯度相当于 2048,含铜量接近 2048 的上限和(或)接近 2124 的下限,冷加工量为 8~25% 时,其疲劳强度、

断裂韧性和抗拉强度都达到最佳的性能。

为了达到所要求的指标, 采用自然时效的最终形变热处理时技术要点如下:

1. 为了获得最高的抗拉强度, 可以:

a. 增加含铜量, 同时还要把 CuAl_2 和 CuMgAl_2 金属间化合物的数量降到最低。

b. 把含镁量增加到 0.5% 以上。

c. 添加能够细化晶粒的元素或复合元素。

d. 最终形变热处理的工艺内容, 包括预时效和拉伸, 或者预时效、冷轧和拉伸。

2. 采用商用最高纯度的原材料, 使富铁和富硅的金属间化合物数量降到最低。因为它们会降低断裂韧性, 还可能成为疲劳裂纹源, 并且在较高的 ΔK 下, 会增加 $\Delta a/\Delta N$ 值。同时, 降低 Fe、Si 含量之后, 金属间化合物内所吸收的铜和镁的数量亦相应减少, 因而可以进一步起到强化作用。

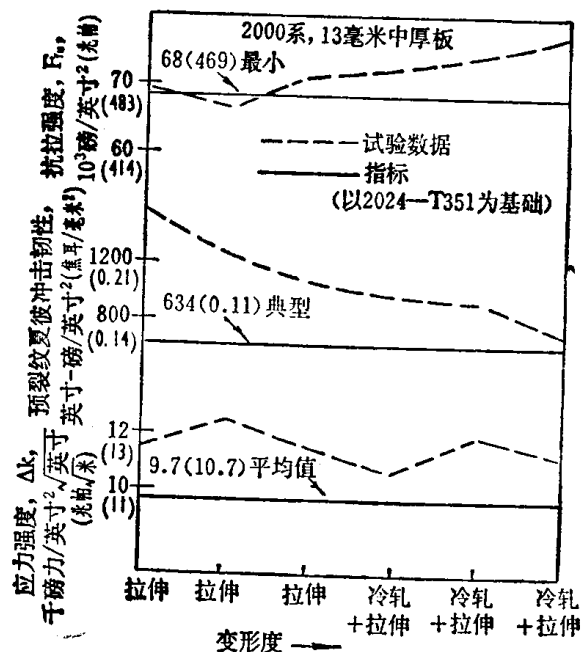
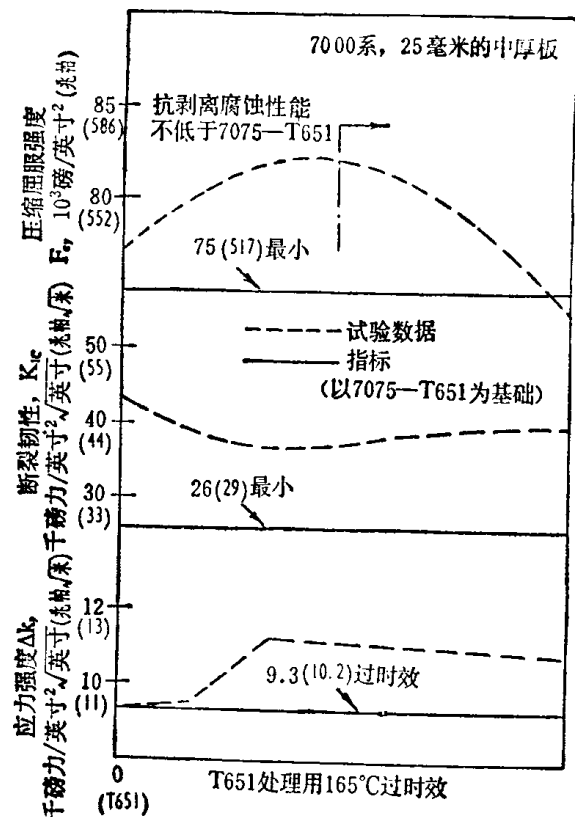
3. 对 2048 和 2124 合金进行均匀化处理、轧压和热处理, 可以大大减少金属间化合物的质点尺寸和数量。从而改善合金的断裂韧性和疲劳裂纹的扩展率。

三、已经达到的指标

试验用材料的化学成份范围, 7000 系为 $7.0\text{Zn}-2.0\text{Mg}-2.0\text{Cu}$; 2000 系为 $4.0\text{Cu}-1.5\text{Mg}-0.5\text{Mn}$ 。根据合金成份的变动研究其对机械性能的影响。

同时还研究铸锭尺寸、细化晶粒元素 (Zr、Cr 或 Mn) 的影响。研究时, 选用了轧压的和挤压的二种中厚板。总共用了 150 种左右的品种规格。此外, 还选用了二种现在常用的合金 7075-T651 和 2024-T351 进行对比试验。

从 1976 年秋季开始到 1977 年初为止, 我们对上述合金 (包括工艺方法) 的试验数据进行了筛选整理。我们以往一般只做纵向的拉伸和压缩试验、预裂纹的夏彼 (Charpy) 冲



图中数据为 7000 系 (上图) 和 2000 系 (下图) 铝合金的典型试验数据, 它们都达到了规定的指标。图中的强度数据取自纵向试样。韧性数据取自纵横向试样。其应力强度乃是疲劳裂纹扩展速率 $\Delta a/\Delta N$ 为 0.04 微米/周、应力比率 R 为 0.06、相对湿度为 30~50% 时的数据, 它取自纵横向试样

击试验和测量 $\Delta a/\Delta N$ 的紧凑拉伸试验。现在又增加了测量其它强度、韧性和疲劳的各种试验项目以及在这个领域内很重要的抗剥离腐蚀和应力腐蚀的试验。

试验表明,所有这些数据都符合 7000 系和 2000 系合金所规定的性能指标。

7000 系新合金的典型数据如图中的上半部份所示。从图中看到,经过双级时效后,强度有显著的提高。其最小压缩屈服强度要超过 75000 磅/英寸²(52.6 公斤/毫米²)。其它如韧性、裂纹扩展率和抗剥离腐蚀性能也很好。抗应力腐蚀性能优于 7075-T651。在相等的疲劳寿命下,合金的应力水平要比 7075-T651 提高 11%。

2000 系新合金经过一定程度的冷加工后,其最小抗拉强度可以达到 68000 磅/英寸²

(47.7 公斤/毫米²)。它们经过各种最终形变热处理后的性能示于图中的下半部份。虽然只进行单独拉伸,也能提高其性能。但是拉伸后再进行冷轧可使性能达到最佳化。这种合金的韧性和裂纹扩展速率都超过了 2024-T351。

波音公司和阿尔柯、凯塞、雷诺公司一起进行了大量的试验和评定工作。并作了很大的努力企图使这些新合金能够尽快的投产。假如它们在技术上和经济上都获得成功,这些新型铝合金在飞机结构上广泛使用的话,则由于它们优异的性能,将会出现更轻的高功率的喷气式飞机。

吴建彬译自《Metal Progress》

(3) 56-59, 1977

何富阶校

高强度铝合金的发展

[英] M. O. Speidel

一、强度和断裂强度

固体承受纯粹的机械过负荷的能力取决于它的抗拉强度。但是在有缺陷的情况下,则取决于断裂韧性 K 。(如图 1 所示)。某些铝合金在水或盐水的介质里,只要很低的应力水平就可能发生破裂,称之为应力腐蚀破裂 (sco),这时的断裂强度称为应力腐蚀的起始应力。当材料有缺陷情况下,其起始应力用 K_{1sco} 来表示。从图 1 中看到,甚至在很低的循环应力下,也可能发生疲劳破坏。这时的断裂强度称之为疲劳强度或疲劳起始应力强度 ΔK_0 。图 1 中的二个箭头分别表示在静负荷或循环负荷下以及在中性介质或腐蚀性介质里的强度和断裂强度的变化情况。

下面对高强度铝合金的最近发展情况作简要叙述。虽然我们不可能在示意图内表示出光滑试样各种性能(即疲劳强度,应力腐蚀破裂的起始应力,抗拉强度)确切的座标位

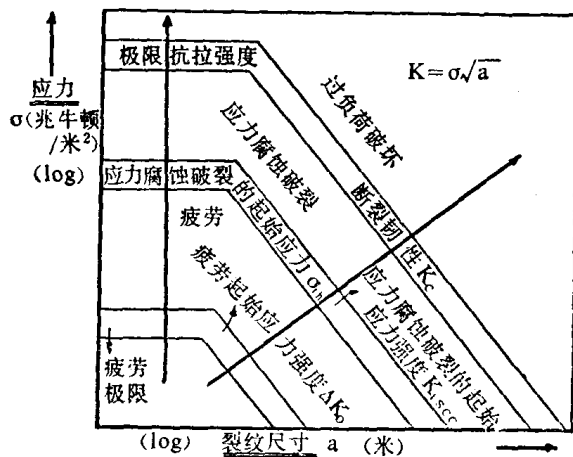


图 1 在单向负荷和循环负荷下以及在腐蚀介质中材料性能的示意图

置,但是它着重地表达了材料的“破坏机理”(见图 1 中的斜线)。目前的中心问题是现代铝合金的断裂韧性、疲劳强度和抗应力腐蚀破裂性能到底能够达到多高的数值。

二、断裂韧性

1966 年波音公司的三个工程师发现铝合金成份中,若改变杂质元素 Fe、Si 的含量,能使 7178-T6 薄板的断裂韧性改变 66~22 兆牛顿·米^{-3/2}。这一发现对于改善铝合金的断裂韧性起了重要的作用。从此以后,他们采用了高纯度的原材料(低 Fe、Si 的)来改善旧型铝合金的韧性。于是从 2024、2219、2014 合金的基础上分别研制出 2124、2048、2419、2214 合金。又从 7075 基础上,研制出高韧性的 7475 和 7175 等。其中 7050 和 7149 就是由于低的 Fe、Si 含量而获得很高的韧性。这些合金的化学成份列于表 1。还可以在图 2 和图 3 中看到降低 Fe 和 Si 的含量对 Al-Cu-Mg 和 Al-Zn-Mg-Cu 合金平面应变断裂韧性的影响。过去往往有这种情况,有些材料是理论家很少指导或者根本没有指导的情况下发展起来的。上述新合金就是这样,当理论家们还在研究沉淀硬化理论的 $i-t$ 坐标图上做标志的时候,人们对于铝合金断裂韧性的认识已经得到惊人的发展。现在,铝合金显微组织对断裂韧性的影响已经有了论述。其中可以被接受的理论,是其断裂韧性取决于下列三种二次沉淀相。

1. 在铸造或加工过程中形成的粗大质点。尺寸为 1~10 微米。其中有完全不溶解

表1 某些高强度铝合金的牌号和化学成份(按重量%)

合金 牌号	Al	Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Si	Ti	Zn	其它元素
2014	余量	0.10	3.9~5.0	0.7	0.20~0.8	0.40~1.2	0.50~1.2	0.15	0.25	
2024	余量	0.10	3.8~4.9	0.50	1.2~1.8	0.30~0.9	0.50	—	0.25	
2048	余量	—	2.8~3.8	0.20	1.2~1.8	0.20~0.6	0.15	0.10	0.25	
2124	余量	0.10	3.8~4.9	0.30	1.2~1.8	0.3~0.9	0.20	0.15	0.25	V0.05~0.15
2219	余量	—	5.8~6.8	0.30	0.02	0.20~0.40	0.20	0.02~0.10	0.10	Zr0.10~0.25
2618	余量	—	1.9~2.7	0.9~1.3	1.3~1.8	—	0.25	0.04~0.10	—	Ni0.9~1.2
Δvior	余量		≅4.7	≅0.05	≅0.3			≅0.4	≅1.3	Ag≅0.8
7039	余量	0.15~0.25	0.10 max	0.40	2.3~3.3	0.10~0.40	0.30	0.10	3.5~4.5	
7049	余量	0.10~0.22	1.2~1.9	0.35	2.0~2.9	0.20 max	0.25	0.10	7.2~8.2	
7050	余量	0.04	2.0~2.6	0.15	1.9~2.6	0.10 max	0.12	0.06	5.7~6.7	Zr0.03~0.10
7075	余量	0.18~0.35	1.2~2.0	0.50	2.1~2.9	0.30 max	0.40	0.20	5.1~6.1	
7079	余量	0.10~0.25	0.40~0.8	0.40	2.9~3.7	0.10~0.30	0.30	0.10	3.8~4.8	
7175	余量	0.18~0.30	1.2~2.0	0.20	2.1~2.9	0.10	0.15	0.10	5.1~6.1	
7178	余量	0.18~0.35	1.6~2.4	0.50	2.4~3.1	0.30	0.40	0.20	6.3~7.3	
7475	余量	0.18~0.25	1.2~1.9	0.12	1.9~2.6	0.06	0.10	0.06	5.2~6.2	

注1. 其它元素,单独不大于0.05, 总共不大于0.15;

注2. 这里没有标出它的成份范围,表中数值为最大值。

的 Al_7Cu_2Fe 、 Mg_2Si 、 $(Fe, Mn)Al_6$ 和较能溶解的 $CuAl_2$ 、 $CuAl_2Mg$ 。这些质点即使在低应力水平下也容易破裂。并在破裂的质点处形成空隙。倘若材料内不含 Fe、Si 时,则前面三种质点 [即 Al_7Cu_2Fe 、 Mg_2Si 、 $(Fe, Mn)Al_6$] 的空隙被消除。其它质点 (即

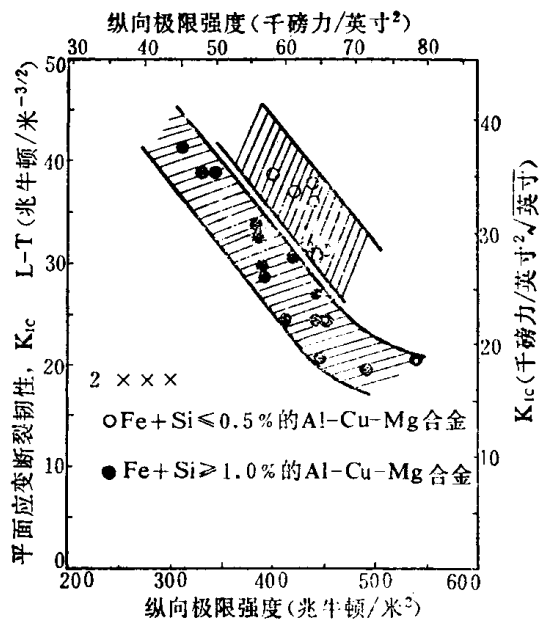


图2 新旧两类 Al-Cu-Mg 合金的平面应变断裂韧性

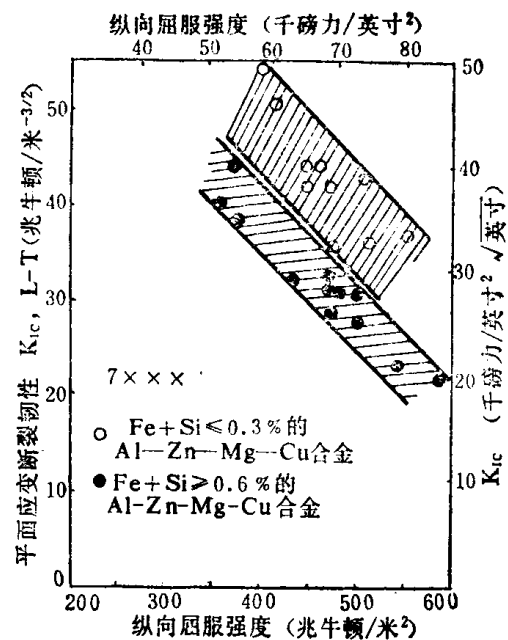


图3 新旧两类 Al-Zn-Mg-Cu 合金的平面应变断裂韧性

$CuAl_2$ 、 $CuAl_2Mg$) 的空隙可用降低含铜量的方法 (例如用 2048 代替 2024) 或者采用特殊的工艺方法来减少。

2. 在均匀化过程中形成的少量中等尺寸的质点 (0.03~0.5 微米)。如 $Al_{13}Mg_2Cr$ 和 $Al_{30}Cu_2Mn_3$ 。这些富 Cr、富 Mn 或富 Zr

的弥散相在质点与基体的界面上会形成显微气孔。最后发展成为穿晶裂纹。但是这类质点可以阻止再结晶转变和晶粒长大。因而减少了晶界破坏的倾向。

3. 沉淀硬化相(达 0.01 微米左右)、G、P 区或部份共格沉淀相。这些都是平衡的沉淀相。例如 $Mg(Zn, Cu, Al)_2$ 或 Al_2CuMg 等。它们阻碍着位错运动。从图 2 和图 3 中可以看到, 由于沉淀硬化的发展, 大大降低了高强度铝合金的断裂韧性。但是详细的机理目前尚不清楚。

根据这些研究和推论, 现在已经制订出了发展高韧性高强度新型铝合金的规划。

三、疲 劳

铝合金疲劳裂纹的扩展速率示于图 4。它是循环应力强度因子 ΔK 的函数。许多著作认为, 在中等的和低的 ΔK 下, 各种不同铝合金的疲劳裂纹扩展速率非常接近。循环应力强度因子 ΔK 对疲劳裂纹扩展速率的影响要比化学成份和显微组织大得多。不同材料的观察结果都是一致的。因为它主要取决于弹性模数。而一般铝合金的弹性模数都

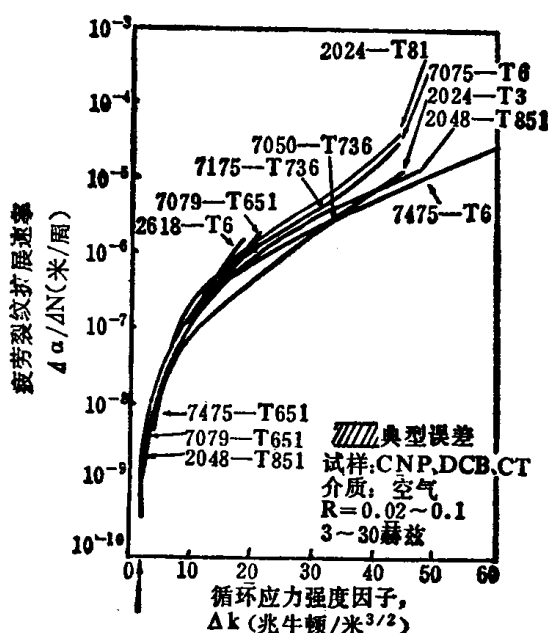


图 4 新旧两类高强度铝合金的疲劳裂纹扩展速率

处于 71 ± 2 千兆牛顿/米² (7344 ± 204 公斤/毫米²) 范围内, 根据合金的显微组织和化学成份的不同而异。迄今为止, 还没有一种合金, 其疲劳裂纹扩展时达到更高的循环应力强度因子 ΔK_0 。

然而在很高的 ΔK 下, 新型铝合金的疲劳裂纹扩展速率要显著低于旧型铝合金。这也是提高新型铝合金断裂韧性的一个因素。很久以前已经发现, 当循环应力强度因子 ΔK 接近于断裂韧性时, 疲劳裂纹的扩展速率突然增加。这可以用福尔满数学定律来解释。图 5 就是该定律的一部份。从图中看到, 在高的 ΔK 下疲劳裂纹扩展速率的分布情况与断裂韧性相似。在图 4 中, 当循环应力强度因子大于 40 兆牛顿·米^{-3/2} 时, 7475-T6 和 2048-T851 具有比 7075-T6 和 2024-T8 更低的裂纹扩展速率。也就是说新型的韧性合金有利于降低疲劳裂纹扩展速率。但是只有在较高的 ΔK 下才能有效(见图 4)。在中等及低的 ΔK 下, 2048、7475 与旧型材料之间疲劳裂纹扩展速率的差别很小, 没有超过公差范围(见图 5)。根据铝合金在干燥空气中疲劳裂纹扩展速率的半经验公式(这个

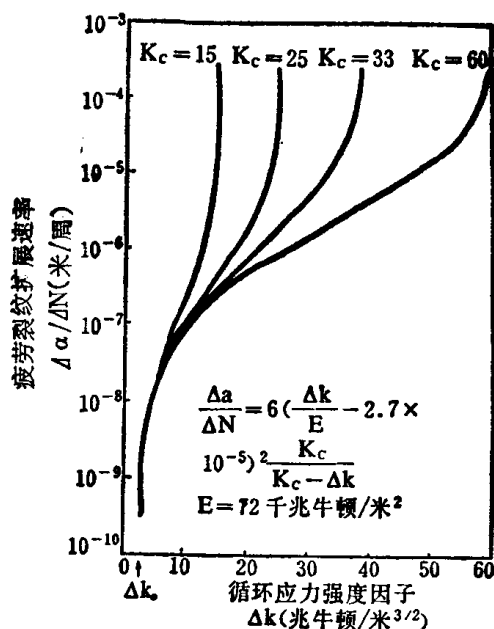


图 5 从理论上推导不同断裂韧性的铝合金的疲劳裂纹扩展速率