

铝合金在低温下的力学性能

陈 鼎 陈振华

(中南工业大学材料科学与工程系 长沙 410083)

摘 要 阐述了铝合金在低温下的力学性能随温度的变化规律:在低温下拉伸性能提高、韧性改善、疲劳强度增加,且介质不同铝合金表现出不同的力学性能。并分析了这些力学性能变化规律的机理,同时对在极低温下某些铝合金锯齿变形的现象、特征、形成机理以及对力学性能的影响作了分析说明。

关键词 铝合金,低温,力学性能,锯齿变形

Mechanical Properties of Pure Aluminum Alloys at Cryogenic Temperatures

Chen Ding Chen Zhenhua

(Department of Materials Science and Engineering Central South University of Technology Changsha 410083)

Abstract This paper reviews the mechanical properties of aluminum alloys at cryogenic temperatures. Their tensile strength, toughness and fatigue strength are improved and they exhibit different mechanical properties within different media at cryogenic temperatures. Mechanism of temperature dependence of mechanical properties is analyzed and characteristics, forming mechanism of serrated deformation and its influence on mechanical properties are introduced for some aluminum alloys.

Key words Aluminum alloys, Cryogenic temperature, Mechanical property, Serrated deformation

1 前言

随着航天和超导等高新技术的飞速发展,对低温材料的需求更为迫切。例如在航天火箭的液体燃料储存系统、超导悬浮列车、电磁推进船、高磁场封闭的核反应堆、磁流体发电机、高能物理加速器与离子分析器、核磁共振等大型设备和装置中对材料的低温性能提出了严格的要求。这些设备在低温和极低温状态下使用,要求材料的强度性能高、脆性小,焊接性、加工性、抗疲劳性能和耐腐蚀性等优异。并对材料的热传导、比热容、电阻、磁场感应性、磁封闭性、气密封性和放射性能均有一定要求。铝合金材料具有密度低、无磁性、低温下合金相稳定、在磁场

中比电阻小、气密封性好、感应放射能衰减快等特性,因而作为一种重要的低温材料被研究和应用^[1~3]。本文将铝合金在低温下力学性能随温度的变化、低温力学性能提高的机理、极低温下锯齿变形等诸多问题进行了综合评述,以供参考。

2 铝合金在低温下的力学性能

2.1 拉伸性能的提高^[1,2]

几种典型的铝合金在低温下拉伸性能如表 1 所示。从表中可以看出,所有的铝合金的拉伸强度和屈服强度都随温度的降低而上升,并且拉伸强度增加比较明显,在 20 K 以下增加停止,并且某些合金略有下降。大部分合金在 20 K 以上的延伸率随温

收稿日期:2000-03-29;修回日期:2000-05-15

陈鼎,1975 年出生,硕士,主要从事金属材料的深冷处理研究和机械合金化制备新材料工作
宇航材料工艺 2000 年 第 4 期

度降低而增加,在 20 K~77 K 附近达到最大值,在 4.2 K 左右下降。7075—T651(L) 高强铝合金随温度降低,延伸率也降低。

几种典型铝合金的焊接材料在低温下的拉伸性

能如表 2 所示。从表中可以看出,所有的铝合金焊接材料随温度降低抗拉强度和屈服强度均增大,但和同种母材相比增加幅度较小,延伸率和母材相比普遍降低。

表 1 常用铝合金在低温下的拉伸性能

Tab. 1 Tensile properties of aluminium alloy at cryogenic temperatures

合金和状态	屈服强度/MPa				拉伸强度/MPa				延伸率/%			
	4.2 K	20.4 K	77.4 K	RT	4.2 K	20.4 K	77.4 K	RT	4.2 K	20.4 K	77.4 K	RT
1099—H14(L)	122.7	106.1	98.6	86.2	318.5	288.9	159.2	91.0	52.0	60.5	57.2	22.6
2014—T651(L)	563.9	552.9	524.6	437.8	659.1	659.1	579.2	475.3	12.5	15.0	12.0	10.2
2219—T87(L)	504.7	499.1	461.9	387.4	672.2	679.8	575.7	464.7	15.0	15.2	14.0	11.8
2219—T851(L)	475.3	474.3	439.9	370.4	662.5	659.1	568.8	466.1	14.0	16.0	13.8	11.0
2219—T851(T)	482.6	465.4	421.3	353.0	658.4	666.7	572.3	457.8	12.5	15.8	12.2	10.2
2024—T851(L)	625.3	-	574.3	453.7	719.8	-	688.1	496.4	9.5	-	7.7	7.8
2090—T8E41(L)	615	-	600	535	820	-	715	565	17.5	-	13.5	11.0
3003—H14*	207.5	-	178.6	145.5	400.6	-	252.3	157.8	32.0	-	32.5	16.8
5083—O(L)	178.6	-	161.3	142.7	557.1	-	434.4	323.4	32.0	-	31.5	19.0
5083—H113(L)	279.2	-	266.1	230.3	591.6	-	460.6	335.5	29.0	-	32.0	14.0
5454—O(L)	166.2	-	133.7	115.1	509.5	-	374.3	246.8	34.3	-	39.5	24.5
5454—H32(L)	271.6	-	237.8	199.3	567.4	-	421.3	281.9	28.6	-	32.0	15.7
5456—O(L)	203.4	-	179.9	159.9	581.9	-	455.0	337.8	30.7	-	34.5	21.8
6061—T651(L)	379.2	-	337.8	290.9	483.3	-	401.9	309.5	25.5	-	23.0	16.5
6061—T651(T)	368.9	-	321.3	278.5	484.0	-	405.4	309.5	22.5	-	20.5	15
7005—T5351(L)	521.2	506.1	465.4	379.2	672.9	706.7	578.5	427.5	17.0	18.5	17.0	15.0
7005—T6351(L)	440.5	-	408.8	340.6	605.0	-	537.8	391.6	16.5	-	18	18
7075—T651(L)	772.9	-	695.6	554.3	830.8	-	764.6	612.2	8.0	-	9.0	9.8
7079—T651(L)	723.2	-	-	529.5	785.3	-	-	580.5	6.5	-	-	10.0
8090—T6(L)**	455	431	399	379	658	645	548	453	15.7	17.1	14.2	8.0

* 挤压材(19.0 mm~38.1 mm),板材(12.7 mm~34.9 mm 厚); **8090 相当合金,(L):L 方向;(T):T 方向。

表 2 常用铝合金焊接在低温下的拉伸性能

Tab. 2 Tensile properties of weldment of wrought aluminum alloys at cryogenic temperatures

合金和状态	填充合金	后续热处理	拉伸强度/MPa			屈服强度/MPa			延伸率/%		
			4.2 K	77 K	RT	4.2 K	77 K	RT	4.2 K	77 K	RT
2219—T62	2319	是	495.9	474.3	395.0	354.8	321.4	277.3	3.5	5.5	7.5
2219—T851	2319	否	410.6	355.7	225.4	277.3	193.1	184.4	2.5	3.5	2.0
3003—H112	1100	否	351.8	232.3	118.7	127.4	74.5	51.9	28.0	31.0	24.0
5083—O	5183	否	381.2	400.8	293.0	173.5	153.9	138.2	27.0	19.0	21.5
5083—H321	5183	否	455.7	445.9	304.8	246.0	216.6	179.3	9.0	19.0	14.0
5454—H32	5554	否	423.4	377.3	233.2	179.3	154.8	117.6	14.5	29.0	18.0
6061—T6	4043	否	338.1	302.8	213.6	258.7	177.4	144.1	4.5	5.5	6.0
6061—T6	4043	是	451.8	394.9	297.9	308.7	291.1	247.0	15.0	16.5	11.0

铝合金的杨氏弹性模量比钢的杨氏弹性模量的 1/3 还要低。如图 1 所示,随着温度降低而杨氏弹性模

量比值增加,在 20 K 时比室温增加了 16% 左右,这个增加比例和铝合金成分几乎没有关系。铝合金的泊松比在室温和低温大致相同为 0.33。

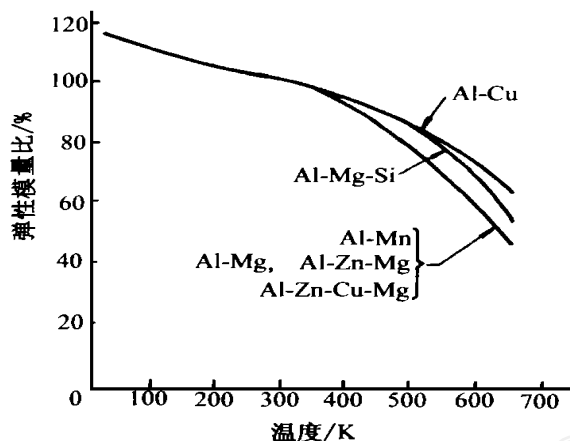


图 1 几种铝合金在各种温度下的杨氏弹性模量与室温的比值

Fig. 1 Young's modulus of aluminum alloys at various temperatures

表 3 给出了某些典型铝合金从室温到 4 K 的杨氏模量 (E)、刚性率 (G)、体积弹性模量 (B) 和泊松比 (ν)。从表中可以得知 $B = E / (3(1 - \nu))$, 泊松比随室温降到 70 K 时一直减少,70 K 以下基本没有太大的变化。

表 3 铝合金的各种弹性模量

Tab. 3 Various modulus of pure aluminum alloys				
合金	温度 / K	$B / 10^2 \text{ GPa}$	$E / 10^2 \text{ GPa}$	$G / 10^2 \text{ GPa}$
1100	300	0.724	0.694	0.259
	200	0.738	0.728	0.273
	100	0.749	0.758	0.285
	4	0.751	0.769	0.289
5083	300	0.716	0.715	0.268
	200	0.729	0.758	0.286
	100	0.739	0.796	0.301
	4	0.742	0.809	0.307
7005	300	0.749	0.705	0.262
	200	0.765	0.743	0.278
	100	0.777	0.777	0.291
	4	0.780	0.789	0.296
7075	300	0.707	0.707	0.265
	200	0.718	0.742	0.279
	100	0.728	0.773	0.292
	4	0.731	0.783	0.296
9NAI	300	0.761	0.701	0.260
	200	0.777	0.738	0.275
	100	0.790	0.771	0.288
	4	0.794	0.784	0.293

2.2 韧性的改善^[1,2]

韧性一般可用缺口屈服比、防裂阻力和断裂韧性来评价。某些典型铝合金在 4.2 K 时的缺口屈服比和屈服应力的关系如图 2 所示。

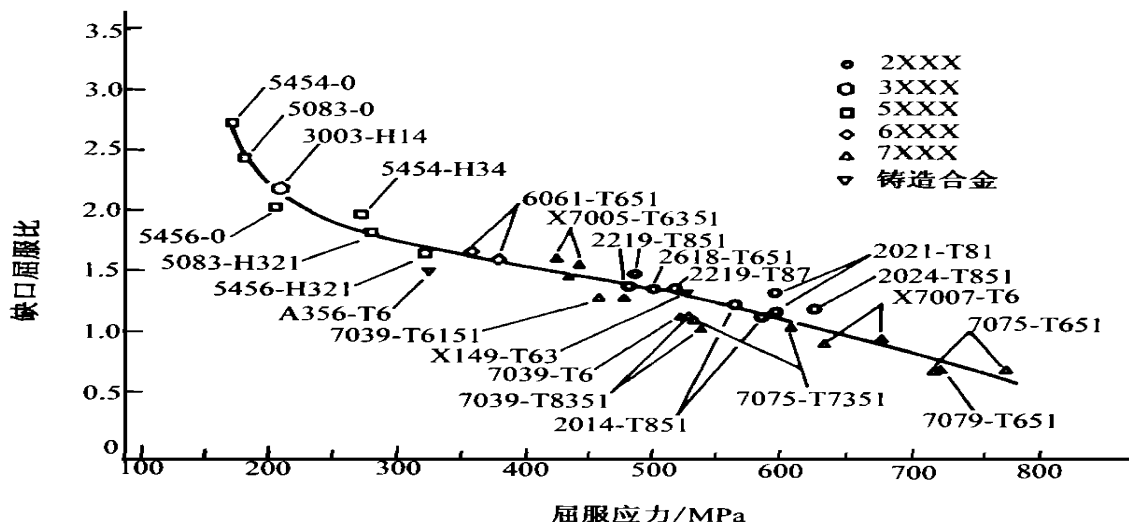


图 2 在 4.2 K 时铝合金的缺口屈服比和屈服应力的关系
Fig. 2 Notch yield ratio vs yield stress for aluminum alloys at 4.2 K

图中表明,缺口屈服比随屈服应力的提高而降低,即缺口敏感性增加,除 7075-T6 等一些高强铝合金外,其他铝合金的缺口屈服比都比较高。对于缺口敏感的 7000 系列合金,如图 3 所示,随温度降低缺口屈服比下降。铝合金的断裂韧性随温度降低而增加,各种铝合金在 77 K~298 K 区间的断裂韧性数据较多,而在极低温下(1 K~77 K)的数据较少。图 4 为几种铝合金在 4 K、77 K 和 298 K 的断裂韧性和屈服应力关系图^[4]。

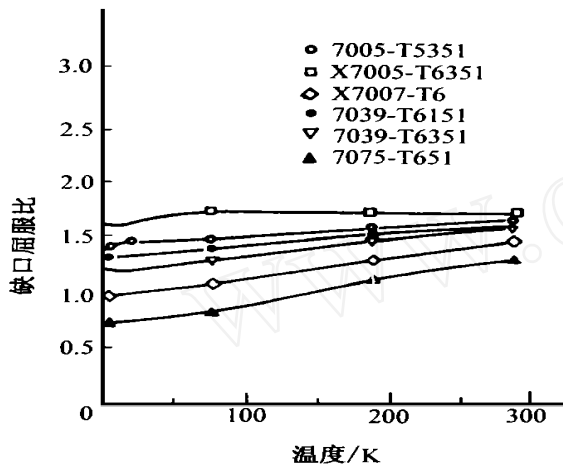


图 3 7000 系铝合金的缺口屈服比和温度的关系
Fig. 3 Notch yield ratio vs temperature for 7000 aluminum alloys

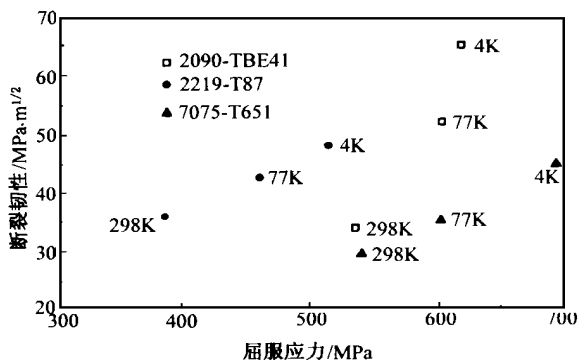


图 4 在不同温度下铝合金断裂韧性和屈服应力的关系
Fig. 4 Fracture toughness vs yield stress for aluminum at 4 K, 77 K and 298 K

低温下铝合金的冲击实验数据较多,而在极低温下(液氮)的数据较少。图 5 为工业纯铝和铝合金的冲击吸收功和温度的关系,从图中可以看出,随温度降低,冲击吸收功上升,降低到一定温度后达到最大值,再随温度的降低,冲击吸收功逐渐降低。

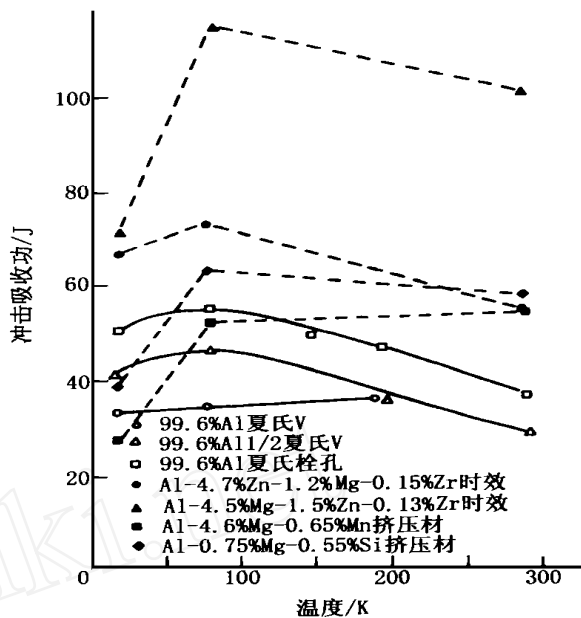


图 5 工业纯铝和铝合金冲击吸收功和温度的关系
Fig. 5 Absorbed impact energy vs temperature for pure aluminum and aluminum alloys

2.3 疲劳强度的增加

在低温下使用的仪器和设备所用的材料,低温疲劳特性特别重要。铝合金的疲劳强度随温度的降低都有所提高,并且疲劳裂纹的传播在低温下并不恶化,因此室温设计给定的疲劳特性值,在低温下安全性变高。图 6 为几种铝合金的疲劳特性随温度变化的关系图。

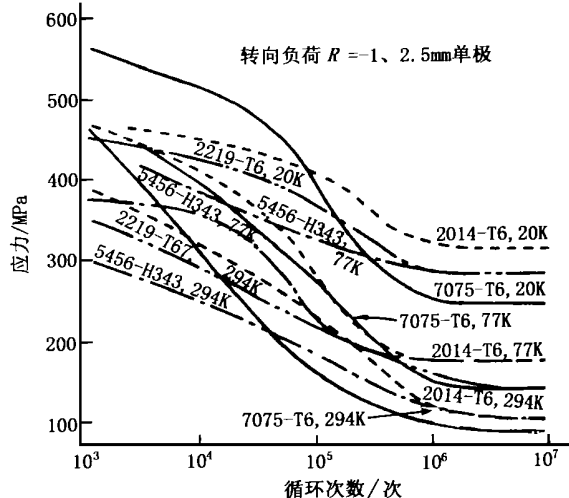


图 6 几种铝合金的疲劳特性和温度的关系
Fig. 6 Fatigue property vs temperature for various aluminum alloys

2.4 介质对低温力学性能的影响

一般来说,铝是具有面心立方晶格的金属,在极低温下也具有某种程度韧性,因而产生稳定的韧性断裂,但是在不同介质下铝合金可能表现出不同的力学性能。液氦温度为 4 K,液氢的温度为 20 K,液氮温度为 77 K,液氧温度为 90 K,很多学者在进行铝合金极低温力学性能研究时都用液氮来制冷,文献[5,6]的作者认为氢介质在某些条件下,包括温度、压力、载荷、应变等,对金属材料的某些性能(如疲劳、断裂、拉伸、蠕变等性能)可能是有害的,即存在环境氢脆问题,因此获得模拟实际使用条件下的氢介质极低温力学物理性能设计数据是必要的。前苏联学者发现在 20 K 附近温度区材料力学行为在氢介质和氦介质有很大差异,对 Al - Li 合金 1460 疲劳性能研究表明,在液氢介质中裂纹扩展速率增加。

3 铝合金低温力学性能提高的机理

3.1 屈服应力和温度关系^[7]

铝合金屈服应力和温度的关系可以用位错理论来解释。屈服应力 (T) 可用位错受到的短程阻力 (t_h) 和长程阻力 (i) 之和来表示,如下式所示:

$$(T) = t_h + i$$

由于低温下晶格热振动能变小,位错移动跨越势垒所需的外力增大,即短程阻力(派纳力)随温度降低而增大。对于长程力来说,由于位错攀移所需的外力不是很大,因而长程阻力随温度降低而变化不大。在极低温下,伴随着温度的降低合金的强度性能也有降低的情况,这种现象称之为强度的异常温度依存性。在商用的铝合金中 7N01 - T4 观察到了强度异常温度依存性,但其机理还不是十分清楚。

3.2 加工硬化指数和温度的关系^[8]

铝合金的韧性和塑性的改善可以用加工硬化指数和温度关系来解释,一般来说真应力 - 应变曲线可以用下式来表示

$$\sigma = K \epsilon^n$$

其中 σ 为真应力, ϵ 为真应变, n 为加工硬化指数, K 为常数。另外拉伸过程中变形应力达到一定值就会产生位错的交滑移,其频率 ν 可用下式来表示:

$$\nu = \nu_0 \exp(-Q_c / KT)$$

式中的 Q_c 为交滑移活化能, ν_0 为实验常数。由上式可知,随温度降低位错的交滑移愈不容易发生,加工硬化能增大,从而使得加工硬化指数 n 增

大,变形均匀性增强。图 7 为几种铝合金的加工硬化指数和温度的关系,另外文献[9]的作者研究了极低温下 8090Al - Li 合金的力学性能,两种时效试样的 n 值随温度下降而上升,而且其变化趋势与延伸率和韧性有很好的对应性,同样在 20 K 左右的温度达到最大值,为室温的 3 倍,因此认为 8090 合金在低温下韧性、延性的主要支配因子是 n 值。国外一些学者在研究铝合金低温韧性和塑性也表述了加工硬化指数是主要支配因子的观点^[10]。

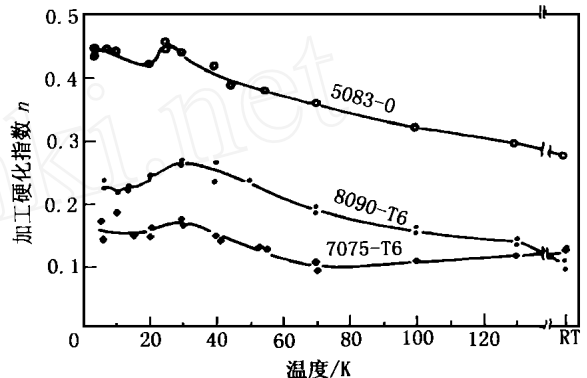


图 7 铝合金加工硬化指数和温度的关系

Fig. 7 Temperature dependence of work - hardening exponent for aluminum alloys

3.3 层状分割断面

某些铝合金轧制材在拉伸断裂的断面上,有时能观察到沿着晶界的层状分割面。近年来有关 Al - Li 合金在低温下层状分割面的研究的论文较多。一般认为,层状分割面使得工业 Al - Li 合金的低温断裂韧性提高,也就是说平面应力状态的断裂是 Al - Li 合金低温断裂的主要支配因素。低温下沿晶界分层开裂加剧,提高了 L - T 和 L + 45° 方向断裂韧性。另外由于沿晶界分层开裂,断裂韧性具有明显的方向依存性,按 L、T、S 方向的顺序而变小^[11 - 14]。

小林俊朗等人^[15]通过却贝冲击实验和动态断裂韧性实验研究了断裂韧性和层状裂纹的关系。研究发现,大的层状裂纹(0.5 mm)对韧性影响较大。这种层状裂纹从室温到 142 K 温度区域,随着温度降低数目增加,但降低到 77 K 时,大的层状裂纹数逐渐减少。在 142 K 以下大的层状裂纹之间开始有数百微米的小的层状裂纹产生,在 77 K 时产生了很

多的小层状裂纹。另外,在动态断裂韧性实验中发现,从室温到 142 K 的温度区域,大的层状裂纹随温度降低而急剧增加,但从 142 K 到 5 K 的温度区域,大的层状裂纹略有增加。实验发现,主裂纹前端附近存在很多层状裂纹,裂纹之间相互连接传播,层状裂纹引起主裂纹前端的应力松弛是韧性提高的原因。

3.4 疲劳裂纹生长速度和温度的关系

铝合金在低温下疲劳裂纹生长速度和温度的关系可以用空位吸收模型来解释。在这个模型中,裂纹前端附近的应力梯度使得空位沿着位错线扩散并被裂纹吸收,从而使得裂纹得以生长,空位的移动支配着裂纹的生长,裂纹生长速度(da/dN)可以用 Arrhenius 公式来表示:

$$da/dN = C K_2 \exp(-Q/KT)$$

式中 K_2 为应力扩展系数, K 为波尔兹曼常数, Q 为表观激活能,应力扩展系数是和温度无关的常数, C 为依赖实验的常数并随温度降低而急剧减少。H. I. Mchenry^[16] 等人研究了疲劳裂纹在低温下生成速度的问题,根据他们的研究表明,5083 合金在 4 K ~ 111 K 的疲劳裂纹生长速度小于室温的疲劳裂纹生长速度,Al - 6%Mg 合金在室温、76 K 和 4 K 的裂纹生长速度顺次减少,另外 2219-T8 合金在 20 K 的疲劳裂纹生长速度低于 77 K 或室温的生长速度。

4 极低温下的锯齿变形^[17-19]

某些铝合金在 30 K 以下的极低温下进行拉伸时,负荷—位移曲线会出现锯齿变形,这种锯齿变形对于纯度很高的纯铝不管单晶体还是多晶体都存在,并且纯度越高引起锯齿变形的温度越低。5083-O 合金材料在极低温下看到的锯齿变形和室温下的锯齿变形的机理并不一致。后者主要是在室温变形时 Mg 原子和运动位错相互作用引起了应变时效现象(P-L 效果)。某些 Al - Li 合金在室温下变形发生了明显的锯齿变形,但在 77 K 变形时却没有产生锯齿变形。有的学者把锯齿变形归结为共格强化相 粒子被切割而转化所致,但其他一些学者则认为低温下 粒子更容易被切割却没有锯齿变形发生。图 8 为铝合金(5083-O)在不同温度下拉伸实验的负荷—位移曲线。锯齿变形主要的特征为:

(1) 合金种类和材质不同,产生锯齿变形的临界温度不同;

(2) 变形温度越低,负荷下降的次数变多,下降次数减少;

(3) 负荷和位移在比例限度以下出现锯齿变形,则伴随变形量的增加,负荷下降量变大,下降次数减少;

(4) 应变速度为 $10^{-5}/s < \dot{\epsilon} < 10^{-3}/s$ 范围容易出现锯齿变形,应变速度太快、太慢都很难发生锯齿变形;

(5) 大的负载降低时,观察到发热现象。产生低温锯齿变形的原因为:(1) 位错的不连续滑移;(2) 应力诱导的马氏体相变;(3) 双晶变形。

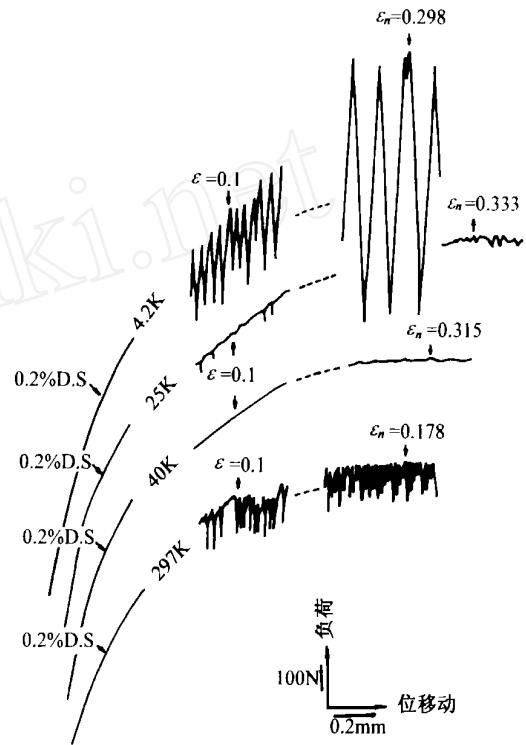


图 8 铝合金(5083-O)在不同温度下拉伸实验的负荷—位移曲线
Fig. 8 Typical tensile load-displacement curves for 5083-O aluminum alloy specimens strained at indicated temperatures

因为铝合金在低温下不会出现马氏体相变和双晶变形,所以产生锯齿变形的主要原因为位错的不连续滑移。由于铝合金的比热容和热导率在 40 K 以下随温度降低急剧下降,使得位错的不连续滑移在局部区域产生较大的发热,并引起这个区域的软化,瞬间使得加载的负荷降低。另外,增殖的位错相互作用,位错和溶质原子、析出粒子的相互作用以及发热区域的冷却,不连续滑移引起软化区域又产生了加工硬化,发热软化与加工硬化的平衡构成锯齿变形。对 5083-O、7N01-T4、7075-T6 和 8090-T6 在各种温度下进行拉伸实验,发现 20 K 以下发生负

荷降低较大的锯齿变形。在 25 K~30 K 产生的锯齿变形,负荷降低得较少,在 4 K 产生锯齿变形、负荷降低了 1/8~1/10。另外如前所述,约在 20 K 以下拉伸强度上升停滞,延伸率和加工硬化能急剧减少。极低温下的由位错不连续滑移引起的铝合金锯齿变形,降低了变形的均匀性,降低了延伸率和拉伸强度,使得材料性能劣化,对于极低温的构件用材料来说,希望能够在 20 K 以下不产生锯齿变形。

5 结束语

铝合金在低温和极低温下的力学性能和物理性能国内研究和测定得甚少,特别是对于低温下合金力学性能提高的机理以及极低温下锯齿变形的机理研究更加寥寥无几。随着科学技术的发展,铝合金的在低温和极低温环境中应用增加,以及铝合金在深冷下加工和处理等一系列新技术应运而生,上述研究工作就显得尤为重要。

参考文献

- 1 Shigeoki SAJI et al. Mechanical properties of aluminum alloys at very low temperature. Light Metal (Japan) ,1989 ;39 (8) :574
- 2 Yoshimitsu Miyagi et al. Characteristics and application of aluminum alloys at cryogenic temperature. R & D Kobe Steel Engineering Reports (Japan) ,1984 ;34 (3) :67
- 3 Sohn K.S. Deformation and fracture behavior of an 8009 Al - Li alloy at cryogenic temperature. Scripta Metallurgica et Materialis ,1995 ;32 (8) :1 255
- 4 Gazer J et al. Mechanical behavior of Al - Li alloy at cryogenic temperature . Metall. Trans. ,1987 ;18A :1 695
- 5 刘春立等. 航天材料低温力学性能测试技术. 低温工程 ,1999 ;(3) :17
- 6 刘春立等. 美苏氢温度介质下材料物理力学性能研究. 低温工程 ,2000 ;(1) :1
- 7 Ken YAMAMURA et al. Temperature dependence of mechanical properties at cryogenic temperature in Al - Li - Mg alloys. Light Metal (Japan) ,1991 ;41 (8) :515
- 8 Shigeoki SAJI et al. Temperature dependence of mechanical properties at very low temperature in 5083 aluminum alloy. Light Metal (Japan) ,1987 ;37 (4) :291
- 9 孙东升等. 极低温下 8090 合金的力学性能. 金属学报 ,1992 ;28 (9) :381
- 10 Shigeoki SAJI et al. Mechanical properties of Al - Li - Cu - Mg - Zr alloy at very low temperature. Light Metal (Japan) ,1988 ;38 (12) :792
- 11 徐永波等. 铝锂合金在室温和低温下的疲劳与断裂行为. 材料工程 ,1996 ;(2) :16
- 12 Ruschu J J et al. Role of delamination toughening mode transition on the cryogenic fracture toughness of 2091 Al - Li alloy. Scripta. Metallurgica. , 1990 ;(24) :1 471
- 13 田宝辉等. 铝锂合金单晶的低温性能. 材料研究导报 ,1996 ;10 (4) :388
- 14 Tian B H et al. The cryogenic properties of Al - Li single crystals. J. of Mater. Science Letters ,1997 ;(16) :32
- 15 Toshiro KOBAYASHI et al. Toughness and laminated crack in Al - Li system alloys . Light Metal (Japan) ,1993 ;43 (2) :95
- 16 Mehner H Z et al. Changes in strength and ductility of aluminum sheet and foil as a function of composition. Light Metal Age ,1973 ;(31) :10
- 17 Estrin Y et al. Criterion for thermomechanical instability of low temperature plastic deformation. Scripta . Met . , 1980 ;(14) :1 359
- 18 Kubin L P et al. Computer simulation of the low temperature instability of plastic flow. Acta. Met. ,1982 ;(30) :385
- 19 Materials Science Society of Japan. Materials in Extreme Situations ,SHOKABO ,TOKYO ,1987

高强度塑料木

本成果研制的塑料木具有良好的环境适应性和尺寸稳定性,具有与木材相仿的加工性。它具有较好的强度和硬度,可以用来制造航空航天产品中薄壁、形状复杂、尺寸精度要求高的镁、铝合金铸件砂型铸模。

该高强度塑料木是用丁腈—26 橡胶和热塑性酚醛树脂、六次甲基四胺、硫磺粉、偶氮二异丁腈、氧化锌、硬脂酸、促进剂 DM 等组分经合理配比压制而成的板材。密度严格控制在 $0.8 \text{ g/cm}^3 \sim 0.85 \text{ g/cm}^3$ 的范围之内。模具结构中采用承压垫块来控制压制后的高强度塑料木的厚度。

本成果经应用效果良好,可以在其它领域广泛使用。

·李连清·

— 7 —