

ZG28铸钢组织与力学性能关系的研究

杨爱德

摘 要

本文对ZG28铸钢断裂韧性比锻钢高的现象进行了研究并通过试验对比试图解释产生这种现象的原因。

一、引 言

ZG28 (CrMnSiNi2) 铸钢是目前我国强度最高并具有良好塑性和韧性的结构钢。用它精铸的主起落架半轮叉已通过落震试验和静力试验, 满足设计要求, 达到30CrMnSiNi2A钢锻件水平。

在试验中发现, ZG28铸钢比30CrMnSiNi2A锻钢的塑性(δ 、 ψ)、韧性(a_k)低, 但断裂韧性(K_{Ic})值比它高, 美国资料也有类似的报道。为了探讨铸钢断裂韧性比锻钢高的原因, 将ZG28铸钢制成铸态和锻态两种试样进行试验。

二、试验方法及结果

1. 化学成分及力学性能

用中频感应炉碱性坩埚熔炼的一炉ZG28铸钢铸成试板和梅花形试样, 另一炉浇注成50 kg的钢锭, 经退火后在1150~900℃范围内锻造(锻造比大于6)。锻成板坯和棒料, 随铸态试样同批进行机械加工、热处理(900℃加热30分钟, 于180℃等温1小时, 200℃回火6小时)和性能测试。钢的化学成分和力学性能见表1。从试验结果可以看出, 铸态和锻态的强度基本相同, 就延伸率和断面收缩率而论铸态

比锻态低, 就断裂韧性而言铸态比锻态高。

2. 组织分析

铸态和锻态试样热处理后的组织, 均为板条马氏体和下贝氏体的混合组织。其平均奥氏体晶粒度无明显差异, 为7~8级, 但分布不均, 铸态的枝晶间及锻态的偏析带处的晶粒比较细小, 而铸态的枝晶干和锻态的偏析带间的晶粒则较为粗大。

用电子探针测定铸态钢的成分偏析, 结果见表2。从测定结果可以看出, 铸态的枝晶间合金元素及碳的含量较高。显微硬度的测定结果表明, 枝晶干为HV387, 枝晶间为HV446。锻态试样在光学显微镜下呈现黑白相间的流线偏析带, 电子探针测定结果是, 成分偏析程度小、显微硬度变化不大, 表明锻态钢的成分和性能是比较均匀的。

表2 铸态的成分偏析, %

C		Mn		Cr		Ni	
枝干	枝间	枝干	枝间	枝干	枝间	枝干	枝间
0.13	0.29	1.3	1.6	1.3	1.5	2.2	2.4

经定量金相测定, 铸态钢的枝晶间距约为90~110 μ m, 锻态钢偏析带的间距约为50~70 μ 。

表1

工 艺	成分, %							力 学 性 能					
	C	Mn	Si	Cr	Ni	S	P	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	a_k	K_{Ic}
								MPa		%	%	kJ/m ²	MN/m ^{3/2}
铸态	0.28	0.98	0.52	1.15	2.37	0.01	0.022	1717	1234	11.9	31	529	74.8
锻态	0.28	0.94	0.59	1.12	2.32	0.01	0.022	1708	1193	13.5	50.3	578	63.7

3. 断口特征及断裂物理过程分析

用扫描电镜观察光滑拉伸试样断口，铸态的杯底部一般都有缩孔、疏松或夹杂，其余为小韧窝。在大韧窝附近有少量类似解理的平坦区域（图1a），而锻态的拉伸断口则完全由韧窝形成（图1b）。锻态比铸态的塑性好，其断口为韧窝机制，与性能有很好的对应关系。

冲击试样断口的特征是铸态断口出现较多的准解理面，小韧窝区很少（图2a）；锻态仍为韧窝机制，但有少量类似准解理的平坦区域（图2b）。

断裂韧性试样断口的特征：疲劳裂纹前沿断裂过程区内的铸态断口形貌，主要由许多大而浅的韧窝群与连接其间的小韧窝片组成（图3a），锻态则由较多的准解理面与小韧窝片组成（图3b）。铸态断口形貌为韧窝机制断裂，而锻态断口形貌有较多的准解理面，铸态 K_{Ic} 值比锻态高，其断口特征与性能有较好的对应关系。

为了搞清铸态和锻态试样断裂物理过程，将断裂韧性试样加载到不同载荷点后卸载，作剖面观察，此外还对断裂韧性试样循环加卸载，加载到不同载荷点后卸载，再在低应力下作二次疲劳，待疲劳裂纹穿过一次加载的塑性区后，再加载到更高的载荷点，重复上述过程直到试样断裂。从循环加卸载试样和加载到不同的载

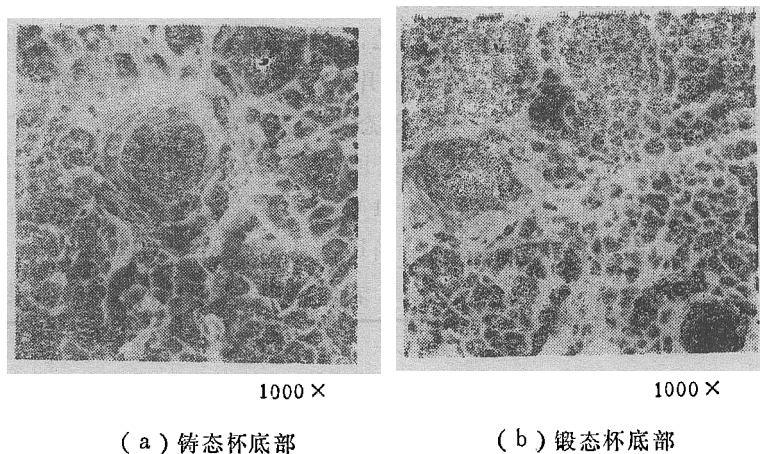


图1 铸态与锻态拉伸试样断口形貌

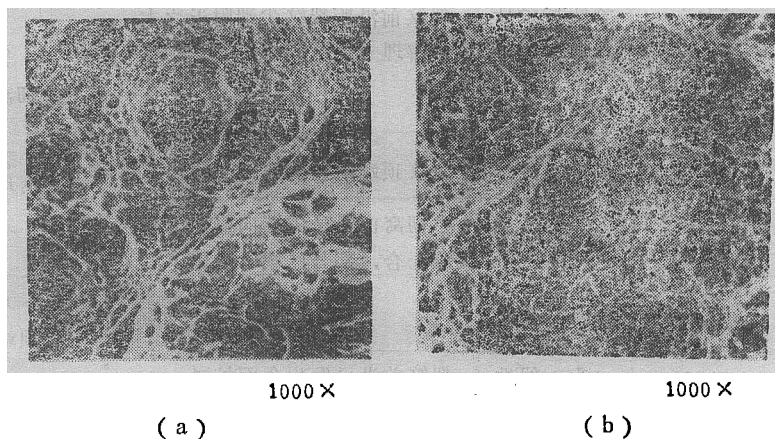


图2 铸态(a)和锻态(b)冲击试样断口形貌

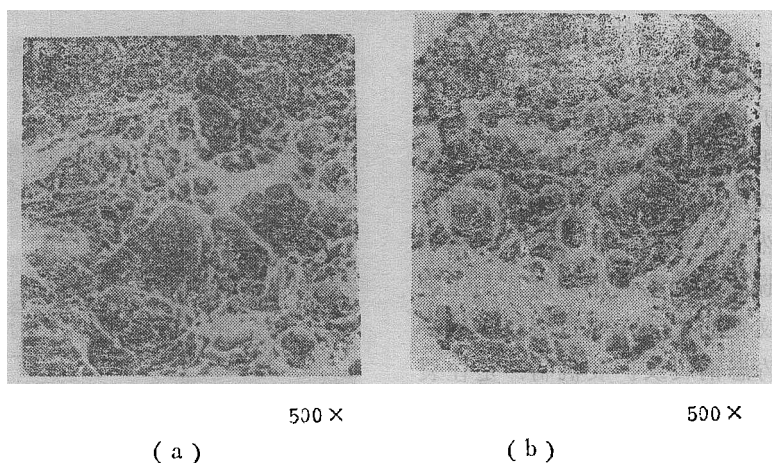


图3 铸态(a)和锻态(b)断裂韧性试样断口形貌

荷点卸载作剖面的试样观察并分析断裂物理过程(表3)。断裂过程总的顺序是,在低K值下,裂纹顶端发生少量钝化,随K值升高,裂纹前沿形成局部断裂区(图4a、b)。锻态在 $K_I=24.8 \sim 27.9 \text{ MN/m}^{3/2}$ 时,靠近裂纹顶端出现大晶粒解理,而铸钢在 $K_I=27.9 \sim 31 \text{ MN/m}^{3/2}$ 时,裂纹前沿出现长大的韧窝群。当K值达到40.3

$\text{MN/m}^{3/2}$ 时,铸态和锻态钢的裂纹顶端附近相当多的地方,开始生成可见的小坑,即小韧窝的核心。随着 K_I 值的增加,小韧窝的形成范围不断扩展,即以剪切脱离形式往局部断裂区推进。铸态大韧窝群一般出现在枝晶间区域,锻态的大晶粒解理一般出现在偏析带间的大晶粒区。

表3 断裂物理过程观察结果

加载点			断 裂 事 件	
K_I $\text{MN/m}^{3/2}$	BVP/V		锻 钢	铸 钢
	锻钢	铸钢		
21.7	线性	线性	裂纹顶端变形,延伸区形成	同左
24.8	线性	线性	裂纹前沿距裂纹尖端附近之大晶粒解理 —————	—————
27.9	线性	线性		裂纹前沿出现明显长大的韧窝群,韧窝大多位于枝晶间的晶界上
31.0	线性	线性		
40.3	线性	线性	裂纹顶端附近的小韧窝普遍形核	裂纹顶端附近及大韧窝附近均有小韧窝形核
49.6	1%	线性	小韧窝由裂纹尖端向前推进与局部断源汇合,部分区域已连接	—————
55.8		线性	—————	大韧窝群与主裂纹连接,除少数距裂纹顶端较近者外,大部分区域均未扩展
58.9	3%	线性	裂纹前沿已发生全面扩展	—————
62.0		1%	—————	相当于枝晶间的区域已大量与主裂纹连接
68.2		3%	—————	裂纹前沿已发生全面扩展

以上两种试样断裂物理过程的分析研究,证明锻态裂纹扩展机制:首先在裂纹前沿偏析带间大晶粒区形成准解理裂纹或在大夹杂物处形成孔洞,然后在较高的压力下,以剪切脱离方式形成小韧窝片与主裂纹尖端汇合,导致裂纹扩展;铸态钢裂纹扩展机制,是在裂纹前沿首先在枝晶间密集的夹杂群处,以界面脱离形式形成孔洞,在剪应力作用下长大、连接,形成大而浅的韧窝群,以

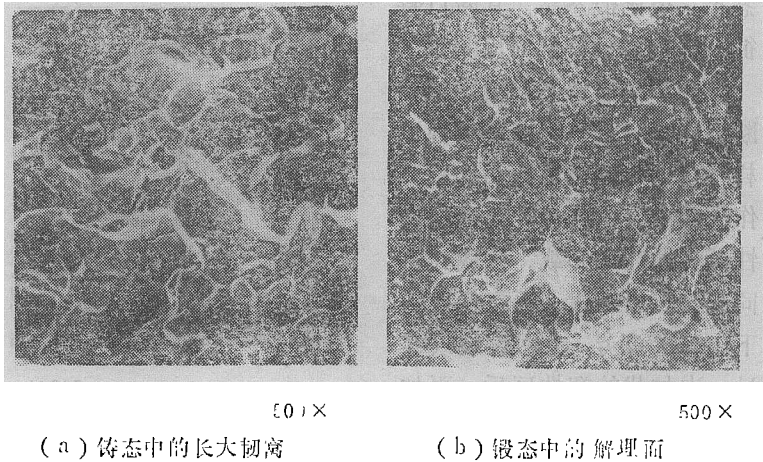


图4 铸态和锻态钢裂纹前沿的局部断裂区

剪切脱离方式生成小韧窝片，将裂纹尖端与局部断裂区连接起来，导致裂纹扩展。

三、讨 论

1. 氢脆的影响

试验采用铸态和锻态延迟破坏试样，在4%硫酸溶液中充氢30分钟，电流密度24毫安/厘米²，试验结果见表4。从试验结果可以看出，氢在铸态和锻态钢中都影响材料的性能，氢脆对锻态更为敏感。由于铸态存在着分散的显微疏松孔洞，可能成为储存氢的“陷阱”，在裂纹扩展时，氢聚集在孔洞内，减低氢对裂纹尖端的压力。同时，孔洞的存在，对应力与应变有松弛作用。而锻态试样，未锻之前存在疏松和夹杂物，锻后夹杂物呈链状拉长，使性能降低；所存在的残余氢于锻后体积变小而压力增加，可能使局部基体变脆。即使铸态和锻态在同样氢含量条件下，在缓慢加载过程中，也会造成不同的氢的分布，从而对断裂过程产生不同的影响。

2. 枝晶偏析的影响

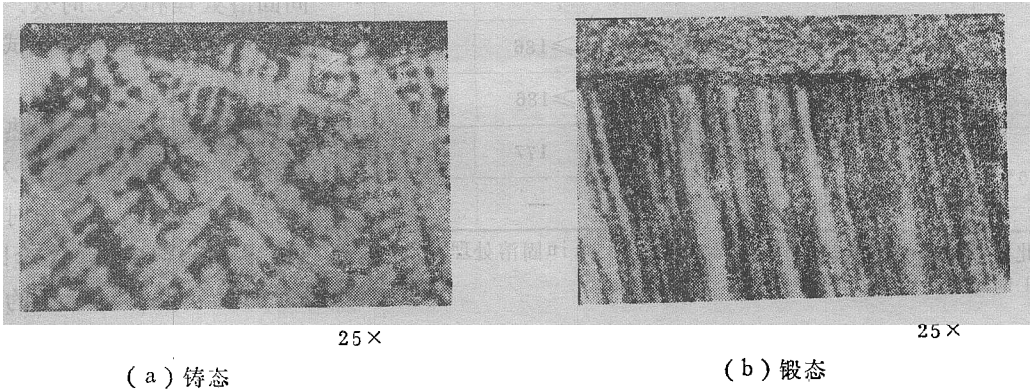


图 5 铸态和锻态偏析与裂纹走向的关系

3. 枝晶间距和偏析带间距的影响

铸态和锻态断裂韧性的差异，与铸态枝晶间距和锻态偏析带间距有关。裂纹前沿的局部断裂区与主裂纹尖端特征距离，决定着断裂韧性的高低，这个特征距离的物理实质，是主裂纹最难扩展区域中的局部断裂区与主裂纹尖端的

表 4 氢脆对铸态和锻态试样的敏感性

工艺 条件	σ_{HB}	充氢后 σ_{HB}	延迟时间 (应力为 75%)	原始氢 含量 %	充氢后 含氢量 %	断 口 特 征
	MPa					
铸态	2391	1101	24min	0.00036	0.00093	浅韧窝，典型氢致韧 窝断口
锻态	2432	905	4min	0.00027	0.0009	沿晶断裂，典型氢脆断口

从组织分析结果可知，铸态中存在明显的枝晶偏析、成分差异、微区性能不均匀性，在发生相变时，必然会出现组织转变先后和速度高低的差异，因而使材料内部造成复杂的内应力，当裂纹扩展到压应力区时，处于止裂状态，需要更高的载荷才能扩展。由于铸态成分偏析，产生局部性能不均，枝晶间比枝晶干含合金元素高、硬度高、夹杂物富集、含内孪晶多，裂纹易起源于枝晶间。当裂纹扩展到枝晶干时，枝晶干塑性好，对裂纹扩展起一定的阻碍作用，迫使裂纹绕过枝晶干，沿着枝晶间扩展(图5a)，而锻态成分、性能、组织都比较均匀，断口也比较齐平(图5b)，因此，铸态断裂韧性比锻态高。

距离，这个距离是由铸态的枝晶间距和锻态的偏析带间距加以控制的，铸态钢的枝晶间距约为90~110 μ m，锻态钢偏析带间距约为50~70 μ 。铸态的断裂特征距离大于锻态的特征距离，铸态的 K_{IC} 值高于锻态的 K_{IC} 值。

LY16-1铝合金铆钉线材的应用

航天部二一一厂 王永正 谭立三 航空部六二一所 张禄山

随着航天技术的发展,对航天器用材的结构强度、耐热等性能提出了更高的要求,这样对连接用的铆钉材料也提出了更高要求。制造长征系列火箭时,我们对现有的铆钉用铝合金材料进行了比较。LC3铝合金剪切强度较高,但铆接工艺性欠佳,资料介绍也不宜超过125℃使用;LY4铝合金是高强耐热合金,但所制铆钉必须在固溶处理后2~6小时内铆接,常温下也无条件阳极化处理;LY9铝合金施铆的条件更

苛刻,须在固溶处理后二十分钟内铆接;LY10铝合金虽易于施铆,但剪切强度较低,不能满足设计要求。参照国内外有关资料,选用了航空部六二一所与冶金部一〇一厂共同研制的LY16-1铝合金线材进行了试验。

首先对LY16-1铝合金线材进行冷锻成形试验,规格有H6半圆头铆钉(GB867—76)、H6 120°沉头铆钉(GB954—76)和H6沉头铆钉(GB869—76)。试验结果表明成形性能良

好。然后将线材经过 $525 \pm 5^\circ\text{C}$, $10 \sim 40\text{min}$ 固溶处理和 $165 \pm 5^\circ\text{C}$, $12 \sim 16\text{h}$ 人工时效处理,随后进行室温和高温瞬时剪切强度试验,试验结果见表1。

由表可见,LY16-1铝合金线材比LY10合金剪切强度高。

该合金的生产流程,是将入厂复验合格的线材,由铆钉生产车间制成标准件,再经热处理车间固溶处理和人工时效,随后进行剪切强度和铆接性能试验,合格后发往装配车间使用。用风动手铆枪铆接。该合金在热处理后铆接,仍有足够的塑性铆入构件,并且不受热处理后停留时间的限制。因此LY16-1铝合金既具有LY10铝合金铆接方便的优点,

表 1

合 金 牌 号	规 格 d, mm	炉批号	剪切强度 τ , MPa		
			室 温	200°C	
				30min	2min
LY16-1	4	790—2	294~304	186~196	—
	5	790—1	294~304	186	—
	6	002	275~284	186~196	—
	4	79	294	—	279~284
	6	79	284	—	270~275
	< $\phi 6$	技术条件	≥ 284	≥ 186	—
	$\geq 6.0 \sim 8.0$	技术条件	≥ 275	≥ 186	—
LY10*	4	76	247	177	—
		技术条件	≥ 245	—	—

*此数据系航空部六二一所在 $515 \pm 5^\circ\text{C}$, 35min 固溶处理; 75°C , 24h 人工时效后测得的。

◁*▷

◁*▷

◁*▷

◁*▷

◁*▷

◁*▷

◁*▷

四、结 论

综合力学性能、组织分析、断口分析及断裂物理过程的观察分析结果,得出如下结论。

1. ZG28铸钢的断裂韧性 K_{Ic} 值,比同成分同等强度级别的锻钢好。

2. ZG28铸钢的塑性和韧性,比同成分同等强度级别的锻钢低。

3. 铸态的偏析和组织的不均匀性,是其与

锻态断裂行为不同的一个原因。

4. 局部断裂区与主裂纹尖端的特征距离,即主裂纹最难扩展的距离,决定着断裂韧性的高低。

(参考文献略)

附记:本文的试验工作得到ZG28题目组及有关同志的大力支持,特别是清华大学金属学教研室刘家没、曹维淦、鲁晓平等同志的大力支持,特此表示感谢。