

ZG-18 铸钢断裂韧性的研究

北京钢院断裂韧性组

六二一所铸钢、断裂韧性题目组

ZG-18铸钢是一种不含镍的铸造结构钢,用来代替飞机上的某些受力模锻件。鉴于模锻件生产率低,加工工艺复杂,故拟用同样强度的ZG-18铸钢来代替,虽然在等强度条件下铸钢的常规塑性($\delta\%$ 、 $\Psi\%$),冲击韧性(a_k)及疲劳强度要比锻钢差,但其 K_{Ic} 和 da/dN 却优于锻钢,所以从破损安全设计观点来考虑,用ZG-18铸钢代替锻钢作受力件是可行的。为了摸清ZG-18铸钢的断裂特性,我们从试验温度,热处理制度以及S、P含量等方面作了一些探讨,现将试验过程及结果分析介绍如下。

一、试验过程及结果

根据技术条件的规定,其化学成份见表1。

表 1 ZG-18铸钢化学成份

元 素 %	C	Mn	Si	Cr	Mo	S	P
上下限	0.22~0.27	0.90~1.20	0.50~0.80	1.00~1.30	0.50~0.70	<0.025	<0.025

试验用钢采用中频感应炉冶炼,用熔模精密铸造浇成梅花型试样(拉伸、冲击和 K_{Ic} 试样),经退火处理(900℃ 2小时炉冷至400℃出炉)后加工成15×30×140毫米、25×50×220毫米、30×60×260毫米的试样。

试验采用三点弯曲试样,根据ASTM E399-74标准方法进行,试验结果见表2。低温断裂韧性的测试,采用自制低温装置(图1)进行。往盛有酒精的低温槽内不断加入少量干冰,待达到所要求的温度,保温20分钟后即可加载。在整个试验过程中必须保持低温液面始终浸过裂纹前缘2毫米以上,测试结果见表3。

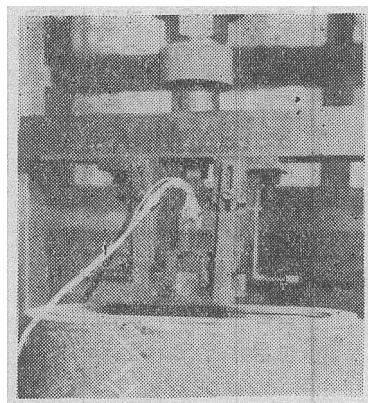


图 1 低温断裂试验装置

试验结果表明,ZG-18铸钢室温断裂韧性的P-V曲线多次出现突进平台(图2),扫描电镜观察表明,当部分晶粒以解理方式脆断而导致裂纹局部扩展时,P-V曲线就下降或出现平台;但由于周围晶粒韧性较好,能继续承载,以韧断方式使裂纹缓慢扩展,P-V曲线又上升。这种脆性和韧性的交替变化反映在P-V曲线上多次出现突进台阶。从扫描电镜中可以看到,以解理或准解理断裂的区域被韧窝构成的区域所包围(图3),当突进平台较长时仍用降低斜率5%割线定PQ,往往使 $P_{max}/PQ > 1.1$,虽然 $B/(KQ/\sigma_{0.2})^2$ 远大于2.5,这时KQ是不是有效的 K_{Ic} 值,很值得进一步研究。有效性检验表明,全部试样均满足 $a, B, W-a \geq 2.5 (KQ/\sigma_{0.2})^2$ 的要求,大部分试样满足 $P_{max}/PQ \leq 1.1$ 的要求。从表2,3可看出如下规律:

1) 200℃、250℃等温的 K_{Ic} ,明显高于300℃、350℃等温的 K_{Ic} 值;

2) 油淬处理,当回火温度不超过300℃时,其 K_{Ic} 和250℃以下等温的 K_{Ic} 值相接近,而明

表 2 不同热处理工艺对断裂韧性的影响

炉号	试样 编号	热处理工艺	K_{IQ} 公斤/毫米 ^{3/2}	P_{max} P_Q	K_{I0} 公斤/毫米 ^{3/2}
711炉 (低S.P)					
11	油 200°C回火	淬	350.7 348.4	1.10 1.08	349.5
12	油 250°C回火	淬	368.6 370.6	1.15 1.09	369.5
13	油 300°C回火	淬	381.5 352.6	1.21 1.10	367.0
14	油 350°C回火	淬	308.6 272.8	1.06 1.16	290.5
15	油 400°C回火	淬	301.5 268.1	1.07 1.08	285.0
16	油 450°C回火	淬	280.8 297.9	1.08 1.13	289.5
713炉 (高S.P)					
17	200°C等温 220°C回火	等温	384.4 400.8	1.19 1.16	392.5
18	250°C等温 270°C回火	等温	333.1 377.7	1.03 1.04	355.5
19	300°C等温 320°C回火	等温	246.2 266.0	1.05 1.0	256.0
20	350°C等温 370°C回火	等温	230.6 217.6	1.09 1.16	224.0
(712炉高S.P)					
23	油 300°C回火	淬	376.1 339.1	1.14 1.08	357.5
24	油 350°C回火	淬	230.3 259.7	1.10 1.09	245.0
25	油 400°C回火	淬	255.5 236.7	1.0 1.08	246.0
26	油 450°C回火	淬	270.8 264.3	1.0 1.04	267.5
712炉 (低S.P)					
27	200°C等温 220°C回火	等温	333.5 318.2	1.09 1.13	326.0
28	250°C等温 270°C回火	等温	325.8 335.4	1.14 1.06	330.5
29	300°C等温 320°C回火	等温	230.8 229.5	1.12 1.12	230.0
30	350°C等温 370°C回火	等温	247.8 226.9	1.11 1.10	237.5

表 3 不同试验温度对断裂韧性的影响(703炉)

热 处 理 工 艺	试验温度	K_{Ic} 公斤/毫米 ^{3/2}
900°C30分+200°C等温 30分+220°C回火2小时	-40°C	274
	-60°C	227
900°C30分+350°C等温 30分+370°C回火2小时	20°C	237
	-40°C	158
	-60°C	145.5

显高于300°C、350°C等温的 K_{Ic} ，油淬回火温度在 350~400°C 之间 K_{Ic} 明显下降，到 450°C 回火又略有回升的倾向；

3) 无论是等温回火还是油淬回火，低S、P试样的断裂韧性(平均值 $K_{Ic}=308$ 公斤·毫米^{-3/2})比高S、P试样的断裂韧性(平均值 $K_{Ic}=280$ 公斤·毫米^{-3/2})大约高10%；

4) ZG-18 铸钢的断裂韧性值随试验温度的降低而降低，当试验温度降至-40°C时，其断裂韧性值比室温约低36%；当试验温度降至-60°C时，其断裂韧性值比室温约低42%；而200°C等温处理在低温试验条件下又高于350°C等温处理，一般约高50%左右。

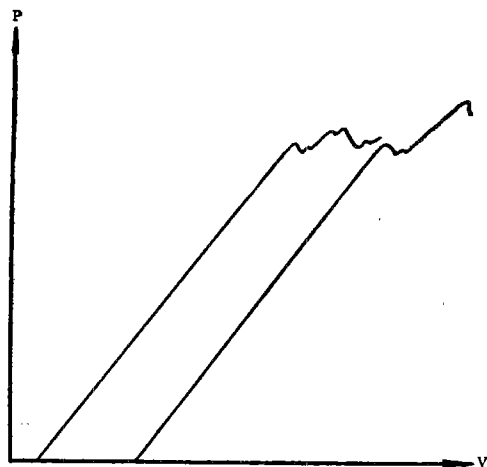


图 2 典型P—V曲线

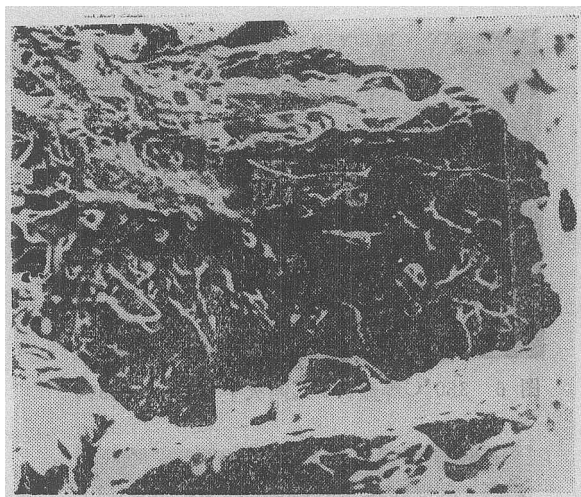


图 3 解理开裂被周围切窝包围 × 750

二、结果讨论

1. ZG-18铸钢断裂韧性与组织结构的关系

金相和电镜观察表明，当等温温度不超过200°C时，是典型的马氏体组织(图4、5)，属于透镜型马氏体；在250°C等温绝大部分是马

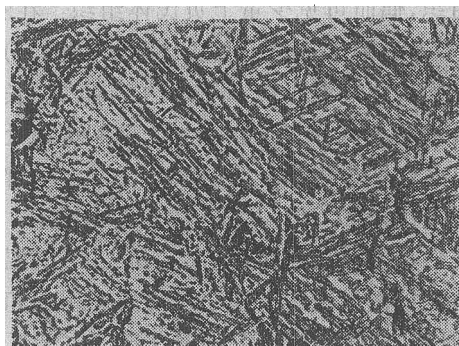


图 4 180°C等温马氏体 × 500

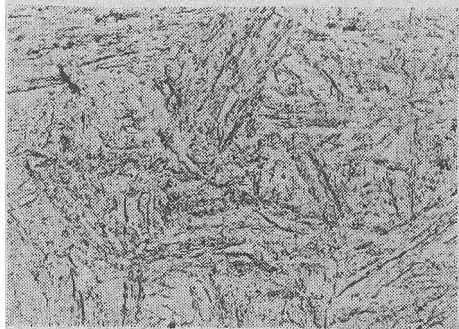


图 5 200°C等温220°C回火马氏体 × 5300



图 6 350°C等温370°C回火上贝氏体 ×5300

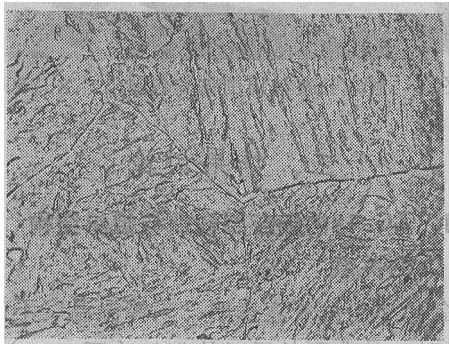


图 7 300°C等温320°C回火上贝氏体 ×5300

氏体组织,偶而可见少量上贝氏体组织;在300~350°C等温则全部是上贝氏体组织(图6、7)。为了正确辨别等温组织,用厚约2毫米、长宽约15毫米的小试片在200~450°C之间等温处理(不回火),结果表明:200和250°C等温全部是马氏体组织,300°C等温主要是马氏体组织,但也有极少量上贝氏体组织。350和450°C等温则全部是上贝氏体组织。把小试片等温组织和等温处理 K_{Ic} 试样心部组织比较发现,由于 K_{Ic} 试样心部冷却较慢,使上贝氏体组织出现的温度降低了约50°C,即小试片300°C等温出现少量上贝氏体组织,350°C全部是上贝氏体组织,而 K_{Ic} 试样心部在250°C等温就出现了少量上贝氏体组织,300°C等温则全是上贝氏体组织。

K_{Ic} 随等温温度的变化见图8(图上每一点是2~3个试样的平均值)。强度随等温温度的变化见图9。从图8、9可以清楚地看到,等温温度不超过250°C时由于获得的是马氏体组织或绝大部分是马氏体组织,其 K_{Ic} 值基本

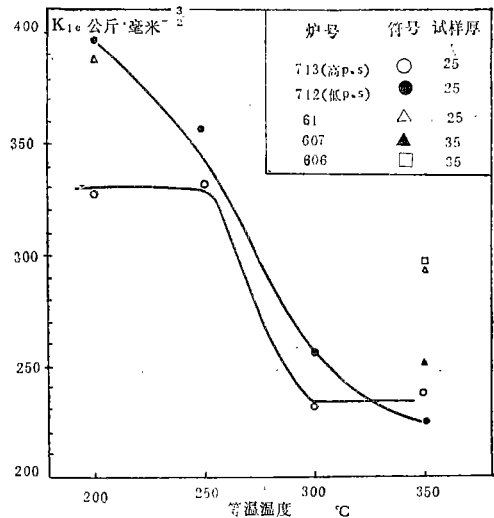


图 8 K_{Ic} 值随等温温度的变化曲线

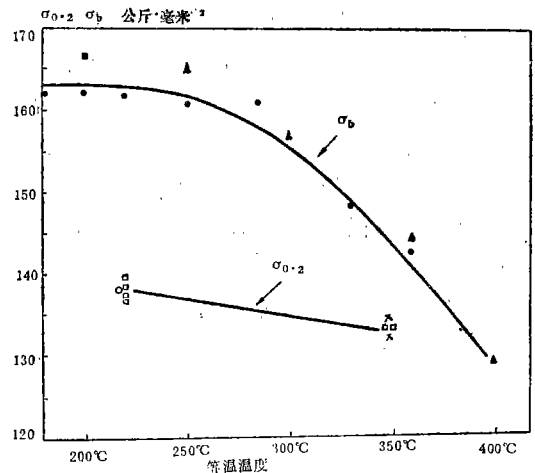


图 9 强度随等温温度曲线的变化

相同,且数值较高,平均值为358公斤/毫米^{3/2},95%可信度的真值范围为 $K_{Ic} = 358 \pm 25$ 公斤/毫米^{3/2},当等温温度超过250°C,由于获得全是上贝氏体组织,其 K_{Ic} 值也基本相同,但数值较低,平均值为247公斤/毫米^{3/2},95%可信度的真值范围为 $K_{Ic} = 247 \pm 15$ 公斤/毫米^{3/2},这就表明,马氏体组织的断裂韧性要比上贝氏体组织的断裂韧性高45%。如果以特征尺寸 $(K_{Ic}/\sigma_{0.2})^2$ 作为相对韧性的标准,



图 10 油淬400°C回火马氏体 ×5300

则马氏体组织比贝氏体组织高一倍。值得注意的是低碳铸造合金结构钢在中低温回火范围内, K_{Ic} 值随强度的增加而增加, 因此不能认为“材料强度的提高必然会导致断裂韧性的降低”是一个普遍的规律, 至少它不适用于Si-Mn系列低碳马氏体类钢。

油淬低温回火(低于300°C), 由于获得回火马氏体组织, 其断裂韧性平均值为 $K_{Ic} = 361$ 公斤/毫米^{3/2}和等温马氏体 K_{Ic} 一致, 明显高于上贝氏体组织, 油淬回火温度高于300°C时, 仍获得回火马氏体组织(图10), 但由于存在回火脆性, K_{Ic} 下降为268公斤/毫米^{3/2}, 仍高于上贝氏体组织的 K_{Ic} 值。

2. ZG-18 铸钢断裂韧性与电子断口特征的关系

断裂韧性试样的断口, 用肉眼观察可分

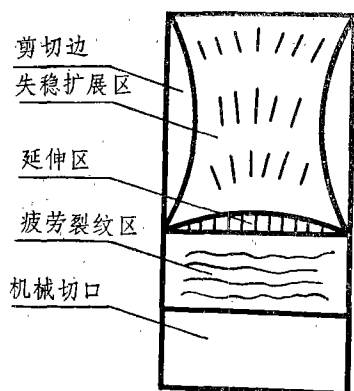


图 11 断裂韧性试样断口外貌

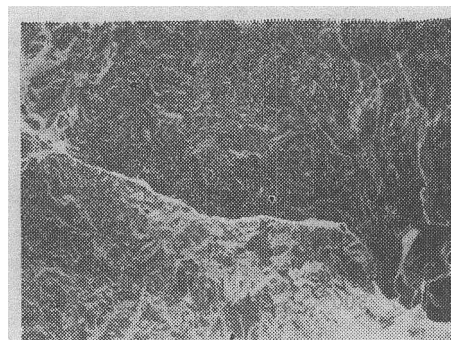


图 12 断裂韧性电子断口疲劳裂纹区 ×200

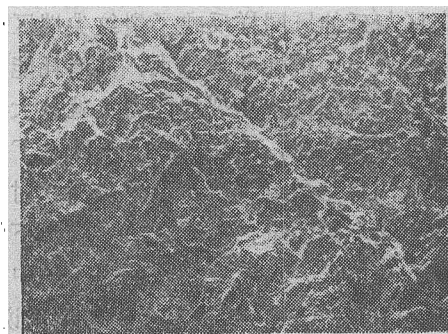


图 13 断裂韧性电子断口延伸区 ×200

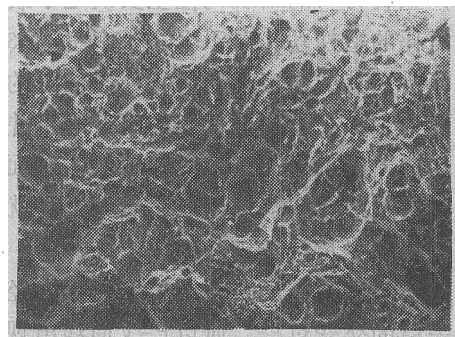


图 14 断裂韧性电子断口韧窝区 ×500

为三个区(图11), 即: 预制疲劳裂纹区、裂纹扩展的平断区和剪切边。用电子显微镜观察时在疲劳裂纹区(图12)之后有时会出现一个较平坦的延伸区(图13), 延伸区之后紧接着有一定宽度的韧窝区(图14), 其后还有解理, 准解理(图15)或其它特征。它们的宽窄及出现与否, 直接影响到金属材料断裂韧性的高低, 一般来说, K_{Ic} 越高, 延伸区、韧窝区也越宽, 而且韧窝区的宽度与计算的塑性区半径 r_y [对平面应变 $r_y = \frac{1}{4} \times (\sqrt{2\pi})^{-1} (K_{Ic}/\sigma_{0.2})^2$]



图 15 300°C等温320°C回火解理断口

有相同的数量级,但通常小于塑性区半径,所以韧窝区与延伸区同样反映了裂纹尖端区域塑性变形的大小。塑性变形越大,其消耗能量就越多,所以试样抵抗断裂的能力也就越大,断裂韧性值也就越高,因 $G_{1c} = 2\Gamma + U_p$, Γ 是裂纹表面能, U_p 是裂纹失稳扩展单位面积时消耗在塑性变形上的能量,对于在塑性状态下的高强钢 $U_p \approx 10^3\Gamma$,对于在塑性状态下的中低强度钢 $U_p \approx 10^4 \sim 10^6\Gamma$ 。所以对金属材料来说,塑性或断裂前的塑性形变是阻止裂纹扩展的主要因素,金属材料的断裂韧性主要决定于裂纹尖端所消耗的塑性功。对于ZG-18铸钢在300°C以上等温,其试样宏观断口特征以较宽的小刻面亮区为主,交替出现狭窄的暗纤维带并有小的剪切边(图16a),这种较宽的小刻面亮区主要是由解理或准解理组成,暗纤维带就是由等轴韧窝和少量拉长韧窝组成(图15),亮区与暗带交替出现,反映裂纹扩展过程中经历稳定与失稳的交替过程,所以P-V曲线出现多次平台。随着断裂韧性的提高,断口的宏观特征将有所改变,暗纤维带变宽,远远大于塑性区尺寸,小刻面的亮区会被粗糙的亮区所代替,剪切边加大(图16b),暗纤维带的电子断口特征不变,对应裂纹的宏观缓慢长大。而粗糙的亮区为拉长的韧窝和沿滑移面脱开为主,伴有少量的解理或准解理特征(图17),说明裂纹在粗糙亮区的扩展是以塑性失稳方式进行的。ZG-18铸钢在250°C以下等温和油淬回火温度不超过300°C时显示了这一特征。而对于-40~-60°C低温断裂,其宏观断口特征为有小刻

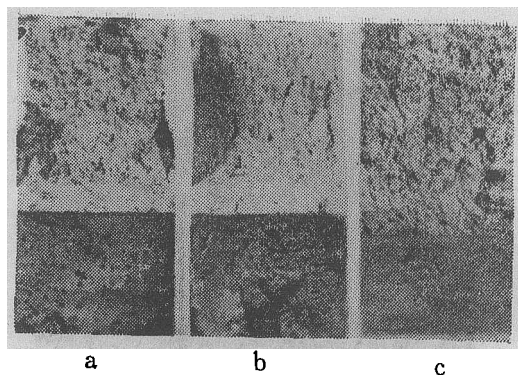


图 16 典型的宏观断口特征

a—350°C等温370°C回火宏观断口

b—200°C等温220°C回火宏观断口

c—350°C等温370°C回火低温断口(-60°C)

面感的齐平断口,剪切边非常小(图16c)、电子断口特征为解理或准解理,韧窝几乎没有,说明裂纹扩展区为脆性失稳扩展型。从以上结果可以看出,断裂韧性试样的电子断口特征与 K_{1c} 值有密切关系,延伸带和韧窝的宽度都反映了裂纹尖端区域中的塑性变形程度,它们有随 K_{1c} 值增加而增加的半定量关系。

3. 低温回火脆性

油淬后不同温度回火,直到450°C其组织仍是回火马氏体组织(图10)。不过随回火温度升高,碳化物颗粒愈来愈大,即使如此,450°C回火后马氏体针状特征仍很清晰。 K_{1c} 值随油淬回火温度的变化如图18所示。由图可知,无论是高S、P或低S、P,当回火温度350°C左右 K_{1c} 明显下降,到450°C又有回升的趋势。梅氏冲击值 a_k 随油淬回火温度的变化见图19,300~400°C之间 a_k 也有下降的趋势。观察 K_{1c} 试样

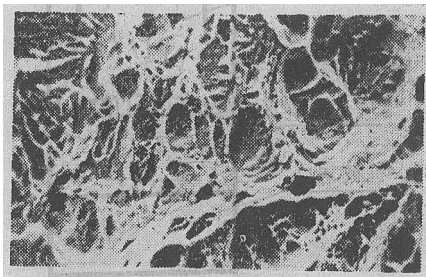


图 17 200°C等温220°C回火韧窝断口 ×250

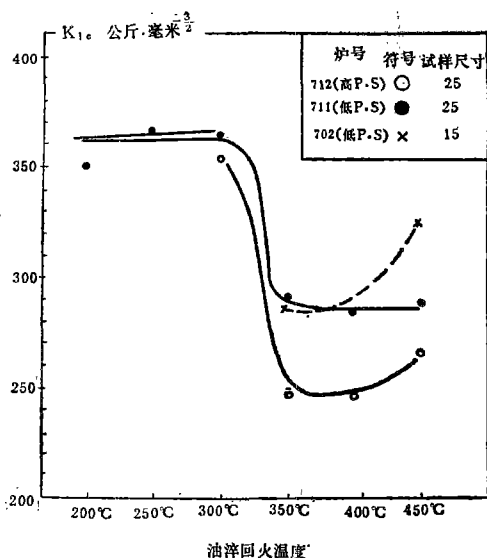


图 18 K_{Ic} 值随回火温度变化曲线

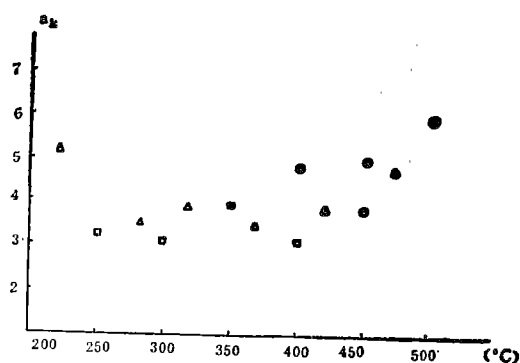


图 19 α_k 值随回火温度变化曲线

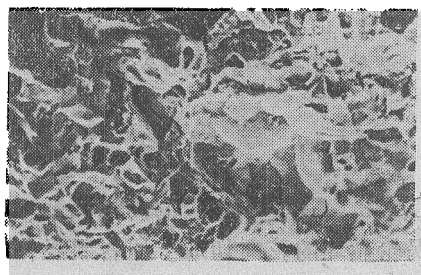


图 20 油淬400°C回火 $\times 250$

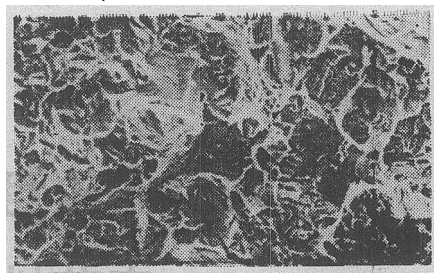


图 21 油淬350°C回火 $\times 250$

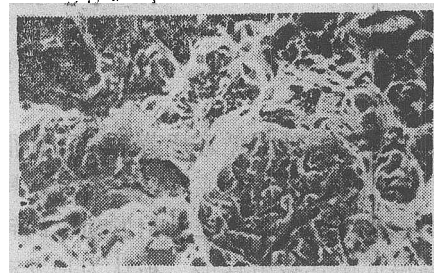


图 22 油淬450°C回火 $\times 250$

晶断裂的特征都表明ZG-18铸钢在300~450°C之间存在明显的低温回火脆性。

三、结 束 语

1. ZG-18铸钢250°C以下等温或油淬后低于300°C回火,是针状马氏体组织,其强度高, K_{Ic} 也高,而高于此温度便出现上贝氏体组织,强度及 K_{Ic} 随之下落,表明低碳Si-Mn-Mo系铸造结构钢在中低温回火范围内, K_{Ic} 值有随强度的提高而提高的特征。

2. 300到450°C之间存在低温回火脆性,出现沿晶断口, K_{Ic} 大幅度下降。

3. K_{Ic} 随试验温度的降低而降低,当降至-60°C时,其 K_{Ic} 比室温约低50%。

参 考 资 料

- [1] 襟翼滑轨以铸代锻 安全性评价, 北京钢院断裂组, 六二一铸钢、断裂韧性组。
- [2] ZG-18铸钢简介, 六二一所铸钢组。
- [3] Fracture Toughness Testing at Cryogenic Temperature, ASTM 256.
- [4] 断裂, 1977, 2, P.23-40.
- [5] J.Nutting, Electron Microscopy and Structure of Material, 1972, P.617.

断口,在400°C回火的试样上发现有少量沿晶断裂的特征,见图20。在350°C回火的试样上也有少量的沿晶断裂见图21。但低于300°C回火和450°C回火的断口上却未发现有沿晶断裂的情况(图22)。 K_{Ic} 的明显下降和断口上出现沿