

III 型载荷分量对不同显微组织套管 钻井用钢断裂韧性的影响

Influence of Mode III Load Component on Fracture Toughness of
Casing-drilling Steels with Different Microstructures

许天早¹, 冯耀荣²

(1 西安石油大学 材料科学与工程学院, 西安 710065;

2 中国石油集团 石油管工程技术研究院, 西安 710065)

XU Tian-zhao¹, FENG Yao-rong²

(1 College of Materials Science and Engineering, Xi'an Shiyou
University, Xi'an 710065, China; 2 CNPC Tubular Goods
Research Institute, Xi'an 710065, China)

摘要: 利用疲劳试验机及 SEM 研究三种不同显微组织套管钻井钢 I/III 复合型断裂韧性。结果表明:珠光体-铁素体 (PF) 钢和铁素体-贝氏体-回火马氏体 (FBM) 钢的 J_T 均随着 III 型分量增加先略有增加, 然后单调下降, 而回火马氏体 (TM) 钢则呈单调下降趋势, 这归因于不同显微组织构成导致不同断口形貌。同时发现, 在不同 III 型载荷分量下, TM 钢均具有最大的 J_T , PF 钢均具有最小的 J_T , FBM 钢居中。对于三种钢, J_I 和 J_{III} 之间均具有线性关系, 且材料强度越高, 线性系数越小, 更容易在剪切载荷下发生断裂。

关键词: 套管钻井用钢; 显微组织; 断裂韧性; I/III 复合型; 断口形貌

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2015.09.011

中图分类号: TG113.25; TG115.5⁺7 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2015)09-0066-08

Abstract: The mixed-mode I/III fracture toughness of casing-drilling steels with different microstructures was investigated by means of fatigue testers and SEM. The results show that J_T of both PF and FBM steels firstly slightly increase with the increase of mode III load component and then decrease continuously, whereas that of TM steel decreases monotonically, which can be attributed to the different fracture surface morphology resulting from the remarkable different microstructure. Meanwhile, it can be found that TM steel possesses the maximum J_T and PF steel possesses the minimum J_T , respectively, that of FBM is in the middle under different mode III load components. For the three steels, J_I and J_{III} exhibit linear relationship, and the higher the strength, the lower the linear coefficient, the easier to occur fracture under shearing load.

Key words: casing-drilling steel; microstructure; fracture toughness; mixed-mode I/III; fracture morphology

断裂机制作为一种理论得到不断发展, 许多参数都可用来表征失稳条件, 然而, 几乎所有工作都集中在研究 I 型断裂方面^[1-3]。但在实际工况中, 材料受到的不仅仅是 I 型载荷, 而是处于复杂的应力状态。套管钻井作为一种新技术, 主要用于解决钻井过程的稳定性及降低钻井成本问题^[4,5], 随着套管钻井技术的发展, 套管所面临的环境越来越苛刻^[6]。这是因为在套管钻井过程中, 套管除了固井同时兼有钻井的作用, 导致套管及其接箍被置于一种复杂的动载工况下, 同时承受拉伸载荷和扭转载荷, 且随着钻进深度不同, I

型载荷不断增加; 同时随着岩层结构及地质结构的不断变化, III 型载荷也会发生不规则变化^[7], 因此研究 I/III 复合载荷对套管钻井用钢断裂韧性的影响是十分必要的。

尽管国内外专家对部分材料的 I/III 复合型断裂韧性也作过一定研究, 但实验结果显示, III 型载荷叠加对材料断裂韧性的影响不会呈现出单一的趋势^[8,9]。III 型载荷的叠加, 在一些材料中, 断裂韧性呈现出急剧减小的趋势, 而在另外一些材料中则影响甚微, 甚至呈现出增加的趋势^[10]。因此, 需要选择不同

类型显微组织的套管钻井钢研究其 I/III 复合型断裂韧性,为套管钻井技术的设计和选材提供依据。

尽管套管钻井钢的规格型号较多,但大多数属于中碳低合金钢,组织主要是由通过正火获得的珠光体构成,如 K55, J55 等,以及先淬火后回火获得的以回火马氏体为主构成,如 N80, P110, Q125。同时结合材料显微组织对其性能进行研究,这对于材料性能的改善也具有一定的指导作用^[11]。本工作选择三种典型的显微组织套管钢进行实验研究,包括珠光体-铁素体(PF)钢、铁素体-贝氏体-回火马氏体(FBM)钢、回火马氏体(TM)钢。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

实验所用材料化学成分满足 API Specification 5CT 对套管钢的要求,主要成分(质量分数,下同)如下:C 0.32%~0.36%, Si 0.23%~0.32%, Mn 1.38%~1.51%, S, P<0.030%。其中 PF 钢奥氏体化温度为 1000℃,保温时间为 30min,与耐火砖模具一起以空冷方式获得。FBM 钢奥氏体化温度为 910℃,保温时间为 30min,冷却方式为风冷,然后在

600℃回火,保温时间 2h,最后空冷获得。TM 钢奥氏体化温度为 910℃,保温时间为 30min,采用水冷方式冷却,然后回火温度 550℃,保温时间 2h,最后采用空冷方式获得。材料的力学性能如表 1 所示,钢中各组织比例采用金相显微镜 MeF3A 和 MeF4M 显微图像分析软件进行分析,并利用 JEM-2000CX 型透射电镜(TEM)对组织构成进行了观察。

1.2 I/III 复合模式断裂实验方法

目前,对于 I/III 复合加载模式断裂韧性,仍然没有可以利用的标准,在本研究中,采用一种经过修改的紧凑拉伸试样如图 1 所示^[12],每种参数试样数量为 3 个,断裂韧性取其平均值。对标准紧凑拉伸试样所作修改如下:试样切口为斜切口,倾斜于试样的侧表面,纯 I 型对应的裂纹倾角 $\phi=0^\circ$,等价于标准的紧凑拉伸试样。当 ϕ 值从纯 I 型对应的角度开始增大的时候,III 型载荷即被引入。更大 ϕ 值对应更高的 III 型载荷分量。ASTM 要求进行断裂韧性测试前需进行预裂,对于一般材料来说,在 I/III 复合模式条件下,尤其在 III 载荷分量较大条件下,预裂纹将偏离裂纹平面。因此,预制裂纹通过电火花设备引进,钼丝直径为 0.1mm^[12]。文献[12]证明,电火花引入的裂纹和疲劳预裂的裂纹对断裂韧性的影响没有明显区别。

表 1 不同显微组织套管钢的力学性能

Table 1 Mechanical properties of different microstructure casing-drilling steels

Material	Yield strength/ MPa	Tensile strength/ MPa	Elastic modulus/ GPa	Total elongation/ %	Uniform elongation/ %	Impact energy/J
PF steel	403	708	206	18	13	14.0
FBM steel	559	732	199	16	8	72.0
TM steel	808	898	191	15	7	70.7

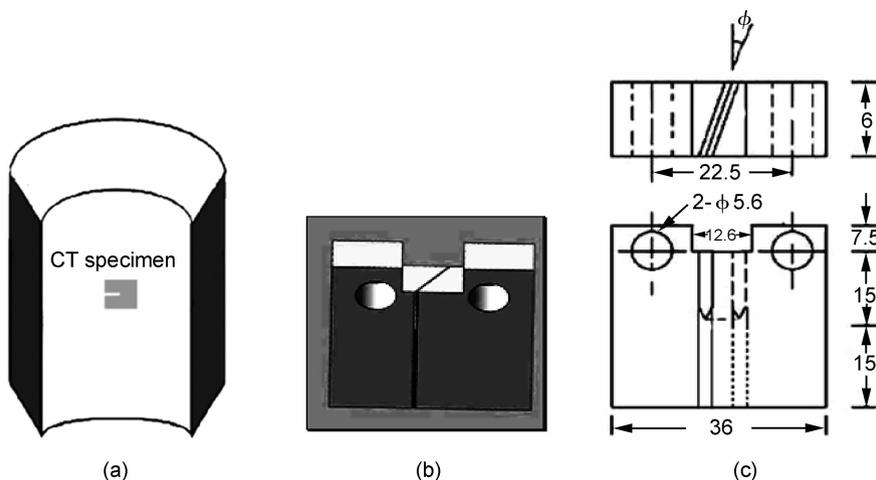


图 1 修改的 CT 试样 (a)取样位置图;(b)试样示意图;(c)试样尺寸图

Fig. 1 Modified CT specimen (a)schematic diagram of specimen preparation from materials; (b)schematic diagram of specimen;(c)outline dimensional drawing of specimen

在本研究中,裂纹倾角 ϕ 值分别取 0, 15, 30, 45, 60°。为了保持裂纹沿着最初的方向移动,在试样两边加工导槽,深度为试样厚度的 10%,在本实验中,试样厚度为 6mm,两边槽深各为 0.6mm,试样有效厚度为 4.8mm。裂纹长度由微机辅助电位法监测,电位函数由边界元法计算给出^[13]。

实验采用 PLD-100 型微机控制电液伺服疲劳试验机完成。加载速率采用位移控制,十字头位移速率为 0.5mm/min,满足标准提出的试样加载速率应该使得应力强度因子增加速率位于 0.5~3.0MPa·m^{1/2}/s 之间的要求。根据采集到的载荷 P 和位移 Δ 的值,可以绘制出载荷-位移曲线(P - Δ 曲线)。

根据文献[14] K_{I0} 和 K_{III0} 分量由式(1),(2)计算:

$$K_{I0} = \frac{P_Q}{B_N \sqrt{W}} f\left(\frac{a}{W}\right) \cos^2 \phi \quad (1)$$

$$K_{III0} = \frac{P_Q}{B_N \sqrt{W}} f\left(\frac{a}{W}\right) \sin \phi \cos \phi \quad (2)$$

式中: K_{I0} 为 I 型条件断裂韧性分量,MPa·m^{1/2}; K_{III0} 为 III 型条件断裂韧性分量,MPa·m^{1/2}; P_Q 为条件载荷,kN; B_N 为试样净厚度,cm; $f(a/W)$ 为修正函数; a 为裂纹长度,cm; W 为试样的宽度,cm; ϕ 为裂纹扩展方向与载荷方向的夹角。

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = (2 + \frac{a}{W}) \left[0.866 + 4.64 \frac{a}{W} - 13.32 \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14.72 \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.6 \left(\frac{a}{W}\right)^4 \right] / (1 - \frac{a}{W})^{3/2} \quad (3)$$



图2 不同套管钻井钢的显微组织 (a)TM钢;(b)FBM钢;(c)PF钢

Fig. 2 Microstructures of different casing-drilling steels (a) TM steel; (b) FBM steel; (c) PF steel

组织分析结果说明,FBM钢的上贝氏体、铁素体和回火马氏体含量分别为 8%, 17% 和 75%, TM钢的上贝氏体和回火马氏体含量分别为 2% 和 98%。而 PF钢中的铁素体和珠光体含量分别为 14% 和 86%。

2.2 不同显微组织钢的 I/III 复合型断裂韧性及机制

不同显微组织钢断裂韧性随 III 型载荷分量变化如图 3 所示。III 型载荷分量从左到右依次增加, $\phi = 0^\circ$ 即纯 I 模式载荷条件,随着 ϕ 的增大,III 型载荷分量

$$J_I = \frac{K_{I0}^2}{E} \quad (4)$$

$$J_{III} = (1 + \nu) \frac{K_{III0}^2}{E} \quad (5)$$

$$J_T = \frac{1}{E} [K_{I0}^2 + (1 + \nu) K_{III0}^2] \quad (6)$$

式中: J_T 为总的 J 积分, $\text{kJ} \cdot \text{m}^{-2}$; J_I 为 I 型 J 积分, $\text{kJ} \cdot \text{m}^{-2}$; J_{III} 为 III 型 J 积分, $\text{kJ} \cdot \text{m}^{-2}$; E 为杨氏模量, GPa; ν 为泊松比,取 0.3。

试样断裂后,断口形貌由 TESCAN VEGA-IXMH SEM 分析。观察不同断裂面,保证断裂面与观察者垂直。

2 实验结果与分析

2.1 显微组织

三种套管钻井钢的显微组织如图 2 所示。TM 钢的显微组织为近完全回火马氏体,大量的细小碳化物颗粒均匀分布在铁素体基体上,如图 2(a) 所示。FBM 钢的显微组织不仅包括回火马氏体组织,同时还包括多边形铁素体和上贝氏体,如图 2(b) 所示。但 FBM 钢中回火马氏体的碳化物颗粒明显粗大,分布不均匀。而 PF 钢主要由珠光体(暗区)和网状铁素体(亮区)构成,粗大的珠光体晶粒被细小的带状铁素体包围,如图 2(c) 所示,铁素体主要沿着原奥氏体晶界析出。

增加。图 3 显示 J_T 随 ϕ 增长的变化趋势。对于三种不同显微组织钢来说,III 型载荷分量的增加对 J_T 具有显著的区别。对于 PF 钢来说,当 ϕ 小于 15°,随着 ϕ 的增加, J_T 略有增加,然后随着 ϕ 的增加,PF 钢的 J_T 呈现出总体下降趋势,但在 $\phi = 45^\circ$ 时, J_T 出现一个微峰值。对于 FBM 钢当 ϕ 小于 15°,随着 ϕ 的增加, J_T 略有增加,然后随着 ϕ 的增加,FBM 钢的 J_T 呈现出单调下降趋势。随 III 型载荷分量增加, J_T 略有增大可

能与在 III 型载荷分量作用下,不同断裂表面之间存在一定的摩擦力有关。而 TM 钢则呈现出显著的单调下降趋势。这主要是由它们具有显著不同的显微组织构成决定的,如图 2 所示。PF 钢和 FBM 钢铁素体含量分别为 14% 和 17%,而 TM 钢含有近完全马氏体组织。铁素体赋予 PF 钢和 FBM 钢较高的均匀伸长率。它们更好的延展性使得在少量 III 型载荷下发生延性变形,如图 4(a),(b) 所示,可以发现较小的撕裂带,而 TM 钢由于延性较差,形成明显的台阶,如图 4(c) 所示,台阶使得材料断裂过程中消耗更少的能量,导致断裂韧性急剧下降。

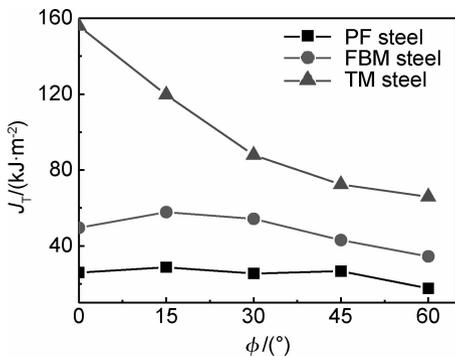


图 3 不同显微组织钢 J_T 随 III 型载荷分量变化
Fig. 3 J_T change of the different microstructures steels with increasing mode III loading

尽管三种钢的 J_T 受 III 型载荷分量的影响存在差异,但在本实验研究的 III 型载荷分量变化范围内, TM 钢始终具有最大的 J_T , PF 钢始终具有最小的 J_T , FBM 钢居中。这是因为 TM 钢主要由回火马氏体构成,具有较大的屈服强度和冲击韧性,而 PF 钢是由铁素体和珠光体构成,具有较小的屈服强度和冲击韧性。材料的断裂韧性与冲击韧性和屈服强度显著相关,如公式(7)所示^[15]:

$$K_{IC} = 0.776 \times \sigma_{0.2}^{0.60} \times (CVN)^{0.19} \quad (7)$$

式中: K_{IC} 为断裂韧性, $MPa \cdot m^{1/2}$; $\sigma_{0.2}$ 为屈服强度,

MPa ; CVN 为夏比冲击能值, J 。

这与图 4 所示的断裂韧性断口形貌是一致的。PF 钢的断口相对更平整,偶尔可以发现少量的撕裂棱。而 TM 钢的断口明显更粗糙。尤其在裂纹萌生处附近,不同显微组织导致的断裂韧性断口区别更加明显,如图 5 所示,对于 PF 钢来说,断口韧窝分布不均匀,如图 5(a) 所示,较大的韧窝可能与硫化锰夹杂有关,而较小的韧窝则是由珠光体中的渗碳体板条在加载过程中断裂产生的碎片萌生^[16]。文献[17]中则利用高倍 SEM 显示了珠光体因拉伸而导致的渗碳体板条碎片。FBM 钢断口上的韧窝分布明显更均匀,但韧窝形状各异,如图 5(b) 所示。这主要是因为 FBM 钢中的组织更复杂,回火马氏体中的碳化物分布如图 6(a) 所示,均匀分布但碳化物颗粒球形度不佳。上贝氏体中的渗碳体呈颗粒或短棒状断续分布在铁素体板条中,如图 6(b) 所示。TM 钢中的韧窝分布更均匀,如图 5(c) 所示,而且较大韧窝之间又能够发现更小的韧窝。经分析,较大的韧窝是由 TM 组织中均匀分布的渗碳体颗粒形成,而较小的韧窝则是由 TM 组织的铁素体基体中分布的位错形成,如图 6(c) 所示。因为这些位错也类似于碳化物颗粒,能够萌生韧窝^[18]。正是这种显微组织构成使得 TM 钢在任何 III 型载荷分量具有最大的断裂韧性,如图 3 所示。

对于不同显微组织钢,尽管 J_T 变化具有显著的差异,如图 7 所示,但不同材料 J_I 的变化趋势基本一致,都是随着 III 型载荷分量的增加,呈单调下降趋势,或者稍有波动,如图 7(a),(b) 中的 J_I 曲线,在 $\phi = 15^\circ$ 时, J_I 略有增加,然后单调下降。 J_{III} 则正好相反,随着 III 型载荷分量的增加,呈单调增加趋势,尽管在图 7(a) 也发现 J_{III} 在 $\phi = 60^\circ$ 时,略有下降。但总体而言,随着决定 III 型载荷分量大小的 ϕ 值的增加, I 型载荷呈单调下降趋势, III 型载荷呈单调增加趋势。因此,可以推测, J_I 和 J_{III} 之间具有相关性,或

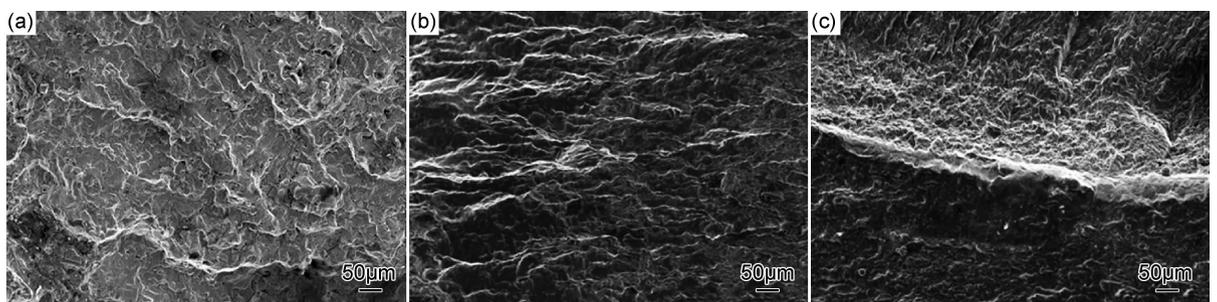


图 4 不同显微组织钢在 $\phi = 15^\circ$ 时的断口形貌 (a)PF 钢;(b)FBM 钢;(c)TM 钢

Fig. 4 Fracture surface morphology of the steels with different microstructures at the angle of 15°

(a)PF steel;(b)FBM steel;(c)TM steel

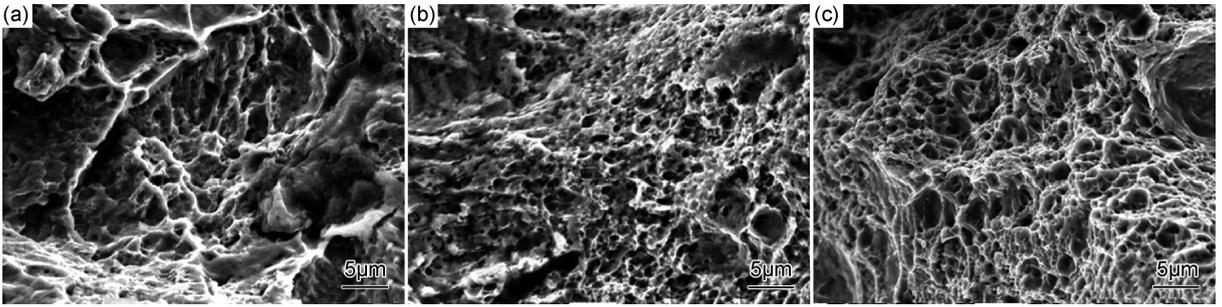


图5 纯I型载荷下不同显微组织钢在近裂纹萌生处的 SEM 图片 (a)PF 钢;(b)FBM 钢;(c)TM 钢
Fig. 5 SEM images of the steels with different microstructures in the close crack initiation regime at the pure mode I load (a)PF steel;(b)FBM steel;(c)TM steel

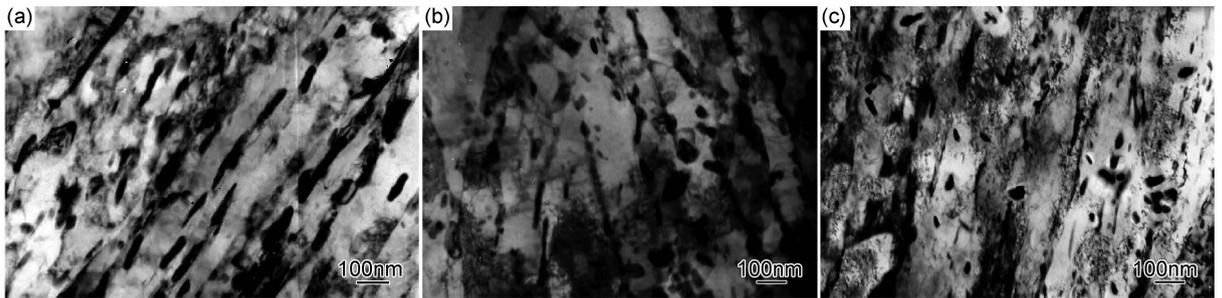


图6 不同显微组织钢的 TEM 图片 (a)FBM 钢的 TM 组织铁素体中的碳化物颗粒;
(b)FBM 钢的 BII 型上贝氏体组织;(c)TM 钢的 TM 组织铁素体基体中的位错和碳化物颗粒
Fig. 6 TEM images of the steels with different microstructures (a)tempered martensite of FBM steel, including carbides in a ferrite matrix;(b)type BII upper bainite of FBM steel;(c)tempered martensite of TM steel, including dislocations and carbides in a ferrite matrix

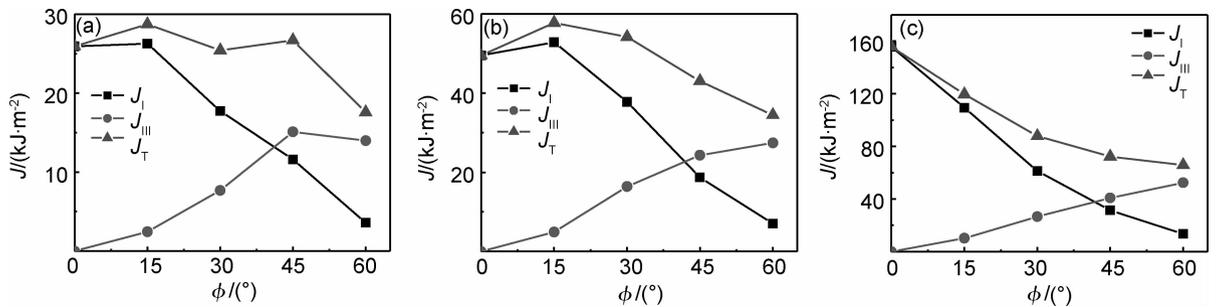


图7 不同显微组织钢 J 与 ϕ 的关系 (a)PF 钢;(b)FBM 钢;(c)TM 钢
Fig. 7 Relationship of the J and ϕ of the different microstructures steels (a)PF steel;(b)FBM steel;(c)TM steel

者存在着定量关系。三种不同显微组织钢的 J_I 和 J_{III} 值的关系示于图 8 中。由图 8 可见,不同显微组织材料 J_I 和 J_{III} 之间具有线性关系,这和文献[19,20]中的研究结果是一致的。由于本实验没有研究 ϕ 大于 60° 对应的载荷分量影响,因此是否在纯 I 型到纯 III 型之间, J_I 和 J_{III} 之间仍然近似存在线性关系,尚不清楚。但从图 8 中可以发现,随着马氏体含量的增加,线性相关性更高,偏差更小,且其比例系数更小。同时也发现材料强度越高,材料的 J_T 也越容易呈现出单调下降趋势。这与文献中显示的强度较高的材料, J_T 更容易呈现单调下降趋势是一致的^[21],不过文献[19,20]

中也显示出,如果材料强度继续升高,接近脆性材料,则会在接近纯 III 型载荷附近出现突然上升现象,且效果明显。 J_{III} 和 J_I 之间的比例系数是一个很重要的量,反映材料随着 J_I 减小, J_{III} 的增加程度。显然,比例系数越小, J_I 降低相同程度下, J_{III} 的增量越小。尽管三种不同显微组织钢主要区别体现在马氏体含量显著不同,但这些不同的组织构成也决定了三种钢具有显著不同的抗拉强度,因此在钢的抗拉强度与 J_{III} 和 J_I 之间的比例系数之间建立关系很有必要,如图 9 所示。通过图 9 发现, J_{III} 与 J_I 之间的比例系数和抗拉强度之间具有线性关系,利用最小二乘法进行线性拟合,

发现一致性较好,线性相关系数为 0.99,标准偏差为 0.027,拟合线性关系式见式(8):

$$\alpha = 1.616 - 0.0014\sigma_b \quad (8)$$

式中: α 为 J_{III} 和 J_I 之间的比例系数; σ_b 为屈服强度,MPa。

由上述可得:材料强度越高, J_{III} 和 J_I 之间的比例系数越小,材料的 J_T 越容易呈现出单调下降趋势,且材料更容易以 III 型载荷为断裂控制机制,更容易在剪切载荷下发生断裂,同时, J_I 和 J_{III} 之间线性相关性越高。

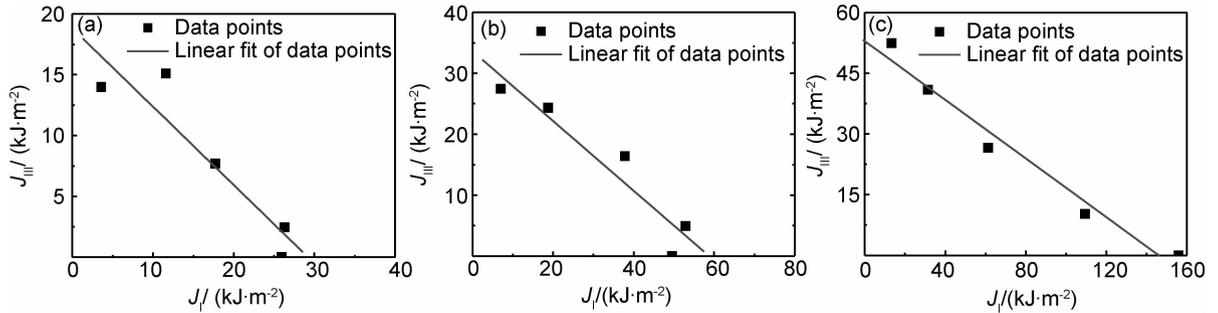


图 8 不同显微组织钢 J_I 和 J_{III} 之间的关系 (a)PF 钢;(b)FBM 钢;(c)TM 钢

Fig. 8 Relationship of J_I and J_{III} of the different microstructures steels (a)PF steel;(b)FBM steel;(c)TM steel

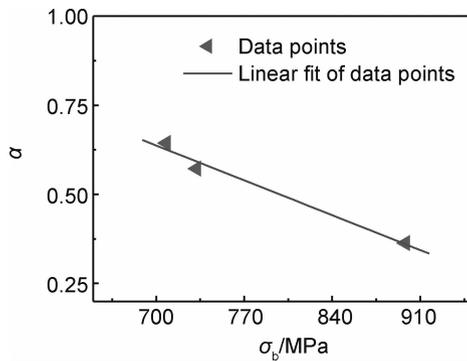


图 9 J_{III} 和 J_I 之间的比例系数与抗拉强度之间的关系

Fig. 9 Relationship of tensile strength and proportionality coefficient of J_{III} and J_I

尽管在本研究中没有对纯 III 型载荷的断裂韧性进行实验,但其值根据图 8 中 J_{III} 和 J_I 之间拟合直线的外延线可以估算出,这种估算的准确性在相关文献中已得到验证^[19]。经估算发现,PF 钢、FBM 钢及 TM 钢在纯 III 型载荷下的断裂韧性分别为 18.82,33.59,52.96kJ/m²。相比纯 I 型载荷分别降低了 27%,32% 和 66%,这与材料的断裂韧性断口也是一致的,随着 III 型载荷分量的增加,PF 钢的断口形貌变化不大,而 TM 钢的断口形貌发生了显著的变化。FBM 钢的形貌变化居中。这说明,在这三种不同显微组织钢中,若按照纯 I 型载荷设计,PF 钢更能经受得起载荷类型的转变。

2.3 III 型载荷分量对断口形貌的影响

PF 钢在不同 III 型载荷分量作用下的断口形貌如图 10 所示,在纯 I 载荷下,断裂韧性的形貌没有明显的韧性特征,更类似于疲劳裂纹初期的山脊状特征,

该特征在 PF 钢和 TM 钢纯 I 型载荷下都能看到,这与文献[22]中对 834 钛合金的研究类似。从图 10 中也可以看出,随着 III 型载荷分量的增加,断口形貌发生明显的变化。

尽管如图 3 所示,当 III 型载荷分量从 $\phi=0^\circ$ 增加到 $\phi=15^\circ$,断裂韧性呈现增加趋势,但断口形貌的变化并不能解释这一现象,图 10 中可以看到模糊的暗斑,这可能与少量剪切力作用下的断面摩擦有关,从而消耗了一定能量。当 III 型载荷分量从 $\phi=15^\circ$ 增加到 $\phi=30^\circ$,断口形貌发生显著的变化,可以看到断口上出现明显的撕裂棱,两条平行的撕裂棱之间呈现类似解理的脆性断裂特征,这种脆性断裂特征通常会消耗更少的能量,这与图 7(a)所示,当 III 型载荷分量从 $\phi=15^\circ$ 增加到 $\phi=30^\circ$ 时, J_T 开始降低是一致的。随着 III 型载荷分量的继续增加,尽管断裂表面仍然有大量的脆性解理,但发现类似撕裂棱的形貌增加,这与图 7(a)所示,当 III 型载荷分量从 $\phi=30^\circ$ 增加到 $\phi=45^\circ$ 时, J_T 略有增加也是一致的。随着 III 型载荷分量的继续增加,在 PF 钢 $\phi=60^\circ$ 时的断口上可以发现明显的台阶形貌,且每个台阶表面都很平整,如图 10(e)所示。这种形貌赋予 PF 钢更低的断裂韧性值。

FBM 钢在不同 III 型载荷分量作用下的断口形貌,总体变化趋势与 PF 钢的断口形貌变化相似,但不同 III 型载荷下的形貌变化更加显著。在 TM 钢中的断口中,同样能够发现解理台阶,不过解理台阶要更均匀,更细小。因此,尽管 TM 钢的断裂韧性随 III 型载荷分量的增加降低最明显,但始终明显大于 PF 钢和 FBM 钢。

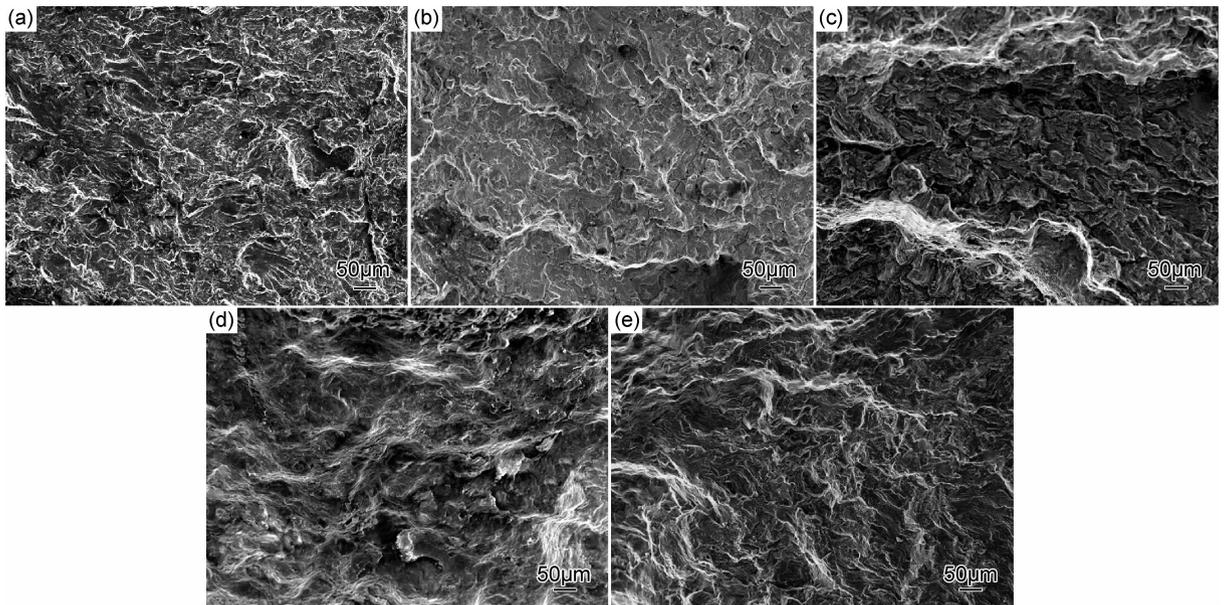


图10 III型载荷分量对PF钢断口形貌的影响 (a) $\phi=0^\circ$;(b) $\phi=15^\circ$;(c) $\phi=30^\circ$;(d) $\phi=45^\circ$;(e) $\phi=60^\circ$

Fig.10 Effect of mode III loading on the fracture surface morphology of PF steel

(a) $\phi=0^\circ$;(b) $\phi=15^\circ$;(c) $\phi=30^\circ$;(d) $\phi=45^\circ$;(e) $\phi=60^\circ$

3 结论

(1)PF钢和FBM钢的 J_T 都是随着III型载荷分量的增加先略有增加,然后单调下降,而TM钢的 J_T 随着III型分量的增加呈单调下降趋势。这主要归因于不同的显微组织导致不同的断口所致,在 $\phi=15^\circ$ 时,PF钢和FBM钢断口比较平整,TM钢的断口具有明显的台阶。

(2)在本实验研究的III型载荷分量变化范围内,TM钢总是具有最大的 J_T ,PF钢总是具有最小的 J_T ,FBM钢居中。

(3)对于三种不同显微组织套管钻井钢来说, J_I 和 J_{III} 之间具有线性关系,材料强度越高, J_{III} 和 J_I 之间的比例系数越小,材料的 J_T 越容易呈现出单调下降趋势,且材料更容易以III型载荷为断裂控制机制,更容易在剪切载荷下发生断裂,同时, J_I 和 J_{III} 之间线性相关性越高。

(4) J_{III} 和 J_I 之间的比例系数 α 与抗拉强度 σ_b 之间具有线性关系: $\alpha = 1.616 - 0.0014\sigma_b$ 。

参考文献

[1] KUMARA A S, KUMARB B R, DATTAC G, et al. Effect of microstructure and grain size on the fracture toughness of a microalloyed steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527:954-960.

[2] 毕宗岳, 杨军, 牛靖, 等. X100 高强管钢焊接接头的断裂韧性[J]. *金属学报*, 2013, 49(5):576-582.

BI Zong-yue, YANG Jun, NIU Jing, et al. Fracture toughness of welded joints of X100 high-strength pipeline steel[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2013, 49(5): 576-582.

- [3] 钟警, 郑子樵, 余玲娟, 等. 时效制度对AA6156铝合金拉伸性能和断裂韧性的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2013, 42(10): 2163-2168.
- ZHONG Jing, ZHENG Zi-qiao, SHE Ling-juan, et al. Effects of aging treatments on tensile properties and fracture toughness of AA6156 aluminum alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2013, 42(10):2163-2168.
- [4] KOTOW K J, PRITCHARD D M. Riserless drilling with casing: deepwater casing seat optimization[A]. *SPE/IADC Drilling Conference, Proceedings*[C]. New Orleans, LA, USA: The Society of Petroleum Engineers, 2010. 116-129.
- [5] 王绪华. 套管钻井技术发展与应用[J]. *焊管*, 2009, 32(10): 33-36.
- WANG Xu-hua. The development and application of casing drilling technology[J]. *Welded Pipe and Tube*, 2009, 32(10): 33-36.
- [6] BAILEY G, STRICKLER R D, HANNAHS D, et al. Evaluation of a casing drilling connection subjected to fatigue and combined load testing[A]. *The 2006 Offshore Technology Conference* [C]. Houston, Texas, USA; Sponsor Society Committees of the Offshore Technology Conference, 2006. 1-7.
- [7] ZHAO Z X, GAO D L. Casing strength degradation due to torsion residual stress in casing drilling[J]. *Journal of Natural Gas Science and Engineering*, 2009, 1(4-5): 154-157.
- [8] CHANDRA R B, SRINIVAS M, KAMAT S V. The effect of volume fraction of primary α phase on fracture toughness behaviour of Timetal 834 titanium alloy under mode I and mixed mode I/III loading[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2009,

- 520(1-2): 29-35.
- [9] PARADKAR A G, KAMAT S V. Fracture toughness of Ti-15Al-8Nb alloy under mixed mode I/III loading[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528(9): 3283-3288.
- [10] KAMAT S V, SRINIVAS M, RAMA R P. Mixed mode I/III fracture toughness of Armco iron[J]. *Acta Materialia*, 1998, 46(14): 4985-4992.
- [11] XU T H, FENG Y R, SONG S Y, et al. Fatigue crack propagation behaviour of steel with different microstructures[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 551: 110-115.
- [12] KUMAR A M, HIRTH J P, HOAGLAND R, et al. A suggested test procedure to measure mixed mode I-III fracture toughness of brittle materials[J]. *Journal of Testing and Evaluation*, 1994, 22(4): 327-334.
- [13] LU M X, ZHENG X L. A new microcomputer-aided system for measuring fatigue crack propagation threshold and selecting testing parameters[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 1993, 45(6): 889-896.
- [14] SIOW K S, MANOHARAN M. Mixed mode fracture toughness of lead-tin and tin-silver solder joints with nickel-plated substrate [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, 404(1-2): 244-250.
- [15] TUMA J V. Low-temperature tensile properties, notch and fracture toughness of steels for use in nuclear power plant[J]. *Nuclear Engineering and Design*, 2002, 211(2-3): 105-119.
- [16] TORIBIO J, MATOS J C, GONZÁLEZ B. Micro- and macro-approach to the fatigue crack growth in progressively drawn pearlitic steels at different R-ratios[J]. *International Journal of Fatigue*, 2009, 31(11-12): 2014-2021.
- [17] LI L F, YANG W Y, SUN Z Q. Microstructure evolution of a pearlitic steel during hot deformation of undercooled austenite and subsequent annealing [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2008, 39(3): 624-635.
- [18] SALEMIA A, ABDOLLAH Z A. The effect of tempering temperature on the mechanical properties and fracture morphology of a NiCrMoV steel[J]. *Materials Characterization*, 2008, 59(4): 484-487.
- [19] FENG X X, KUMAR A M, HIRTH J P. Mixed mode I/III fracture toughness of 2034 aluminum alloys[J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1993, 41(9): 2755-2764.
- [20] RAGHAVACHARY S, ROSENFELD A R, HIRTH J P. Mixed mode I/III fracture toughness of an experimental rotor steel[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1990, 21(9): 2539-2545.
- [21] KAMAT S V, HIRTH J P. Effect of aging on mixed-mode I/III fracture toughness of 2034 aluminum alloys[J]. *Acta Materialia*, 1996, 44(3): 1047-1054.
- [22] CHANDRA R B, SRINIVAS M, KAMAT S V. The effect of mixed mode I/III loading on the fracture toughness of Timetal 834 titanium alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 476(1-2): 162-168.

基金项目: 青年科技创新基金(Z12180); 陕西省重点学科专项资金(Y532030203)

收稿日期: 2014-03-21; 修订日期: 2015-03-26

通讯作者: 许天旱(1971-), 男, 博士, 副教授, 主要从事材料力学性能与表征的研究, 联系地址: 陕西省西安市电子二路 18 号西安石油大学材料科学与工程学院(710065), E-mail: xutianhan@xssyu.edu.cn