

# 低碳双相钢冲击韧性及断裂特征

冯 凯 赵伟毅 洪班德  
(哈尔滨工业大学)

本文研究了低碳双相钢中不同体积百分比及不同强度比的铁素体、马氏体双相组织对钢的冲击韧性及断裂过程的影响。结果表明:马氏体数量增加使钢的韧性降低,回火温度升高使钢的韧性提高。冲击断口形貌由室温的韧窝型转变为 $-78^{\circ}\text{C}$ 时以准解理为主及 $-196^{\circ}\text{C}$ 时全部解理型。

## Impact Toughness and Fracture Properties of a Low Carbon Dual Phase Steel

Feng Kai Zhao Weiyi Hong Bande  
(Harbin Institute of Technology)

The effects of ferrite-martensite dual phase structures with different volume fractions and strength ratios on impact toughness and fracture process of a low carbon steel are studied. The experiments indicate that the impact toughness is low down as the martensite content increases, and impact toughness increases as the tempering temperature rises; the impact fracture morphology is changed from ductile dimple at room temperature into main quasi-cleavage at  $-78^{\circ}\text{C}$  and all cleavage at  $-196^{\circ}\text{C}$ .

### 一、前 言

近年来,具有良好成型性能及较强加工硬化能力的低碳双相钢,作为一种有发展前途的结构材料引起了国内外的广泛研究,并在许多领域得到应用。研究表明,低碳钢或低碳合金钢可通过亚温淬火、连续冷却或控制轧制等方法获得双相组织。通过不同工艺规程造成两相体积百分数或两相强度比的变化,可在较大范围内改变钢的强度和塑性配比。本文从显微组织的角度,对双相 15 钢中马氏体数量及强度对冲击韧性和断裂过程的影响进行了初步的探讨。

### 二、材料及试验方法

试验采用含 0.13% C 的热轧棒料,改锻成为  $5\text{mm} \times 20\text{mm}$  截面的扁坯,空冷后于  $920^{\circ}\text{C}$  退火。然后,在  $950^{\circ}\text{C}$  加热 15 分钟,分别在  $750^{\circ}\text{C}$  及  $800^{\circ}\text{C}$  下保温 15 分钟,淬入 5% NaOH 水溶液,以获得不同体积比的铁素体-马氏体组织。淬火料坯分别在  $150^{\circ}\text{C}$ 、 $300^{\circ}\text{C}$  及  $450^{\circ}\text{C}$  回火 2 小时(随后水冷),以造成不同的两相强度比。

对上述处理的试样测量了布氏硬度及两相的显微硬度。冲击试样尺寸如图 1 所示。在冲击试验机上进行了常温、 $-78^{\circ}\text{C}$  及  $-196^{\circ}\text{C}$  低温冲击试验。

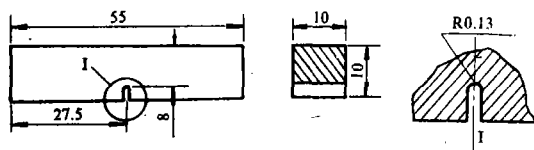


图 1 冲击试样尺寸图

用 Vicom 图象仪测量了马氏体的体积百分数,并在 Leitz 大型金相显微镜上观察了金相组织。

用 S-570 扫描电镜分析了冲击试样断口,同时,利用断口剖面技术观察了裂纹的起源、扩展及其与显微组织的关系。

### 三、试验结果及分析

#### 1. 显微组织和硬度

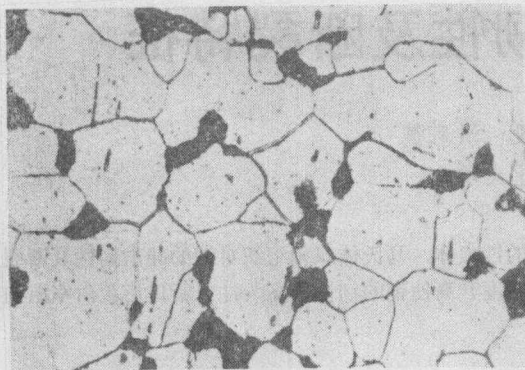
图 2 为试样在  $750^{\circ}\text{C}$  及  $800^{\circ}\text{C}$  淬火后的显微组织。经定量金相方法测定,  $750^{\circ}\text{C}$  淬火后马氏体的体积百分比  $V_M$  为 16%,  $800^{\circ}\text{C}$  淬火后  $V_M$  为 25%。

布氏硬度和显微硬度的测量结果见图 3。可以看出, 15 钢  $750^{\circ}\text{C}$  和  $800^{\circ}\text{C}$  淬火试样的宏观硬度及铁素体、马氏体两相的显微硬度均随回火温度升高而下降,  $800^{\circ}\text{C}$  淬火试样的布氏硬度高于  $750^{\circ}\text{C}$  淬火试样的硬度,而  $750^{\circ}\text{C}$  淬火试样中铁素体、马氏体两相的显微硬度均高于  $800^{\circ}\text{C}$  淬火试样的硬度。显然,这与铁碳状态图上相应点的  $\alpha$  及  $\gamma$  相碳含量以及两相体积比的变化相一致。

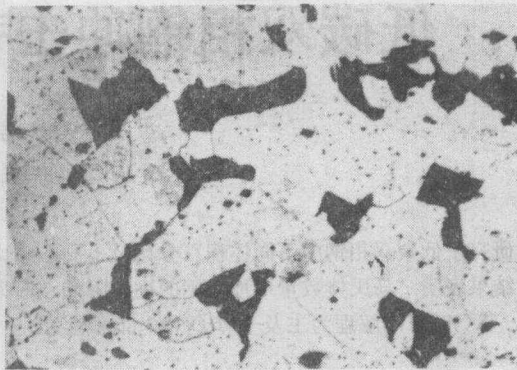
从图 3b 还可看出,随回火温度升高,马氏体与铁素体显微硬度的差值减小,两相的硬度比  $(\text{HM})_M/(\text{HM})_F$  降低。

#### 2. 冲击韧性及断口形貌

双相 15 钢的冲击韧性值如图 4 所示。室温冲击时,冲击值都随回火温度的升高而升高;在  $-78^{\circ}\text{C}$  低温冲击时,仍然保持这个规律。但在  $-196^{\circ}\text{C}$  低温冲击时,这个规律已经不存在,冲击值都在  $4.9 \sim 5.9 \text{ kJ/m}^2$  范围内。由图可以看出,室温冲击时,  $800^{\circ}\text{C}$  淬火试样的冲击值随回

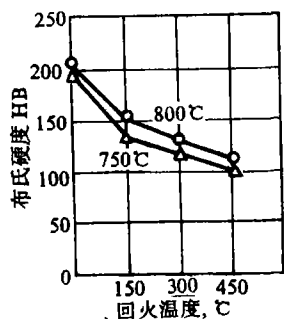


(a) 750°C 淬火,  $V_M = 16\%$

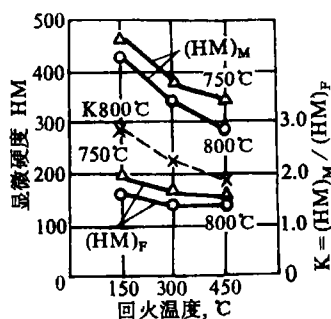


(b) 800°C 淬火,  $V_M = 25\%$

图2 15钢亚温淬火后的显微组织 (黑块状为马氏体)  $\times 400$



(a) 布氏硬度



(b) 显微硬度及两相硬度比

图3 低碳双相钢硬度曲线

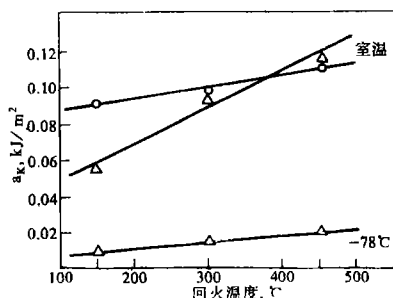


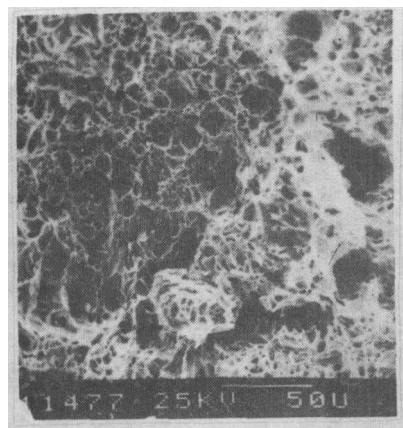
图4 双相15钢冲击韧性和回火温度关系  
( $\Delta$ -800°C,  $\circ$ -750°C 淬火)

火温度上升的速率比 750°C 淬火试样的冲击值随回火温度上升的速率快; 且在低温回火时 800°C 淬火试样的冲击值低于 750°C 淬火试样的冲击值, 而在高温回火时两种淬火温度下的冲击值相差不大。这说明在低温回火时, 马氏体体积分数较大的试样其冲击值较低。

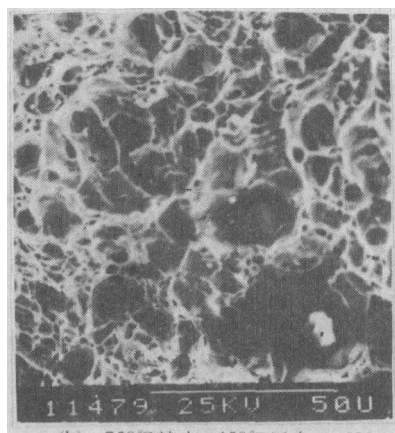
图 5 示出了 15 钢 750°C、800°C 淬火后经 150°C 和 450°C 回火的室温冲击断口形貌。可以看出, 750°C 淬火试样回火温度变化并没引起断裂形式改变, 断口均为韧窝断口, 属于韧性断裂。800°C 淬火试样在 150°C 回火时, 断口为解理加韧窝的混合型断口; 在 450°C 回火时, 断口为韧窝型, 即回火温度改变引起断裂形式变化。这是因为回火温度的升高使得铁素体和马氏体两相的强度差减小, 改善

了马氏体的韧性, 使两相的变形比较协调。单从 150°C 回火的断口来看, 750°C 淬火试样 ( $V_M = 16\%$ ) 是韧窝断口, 而 800°C 淬火试样 ( $V_M = 25\%$ ) 是解理加韧窝断口, 说明低温回火时, 750°C 淬火试样的冲击韧性比 800°C 淬火试样的冲击韧性好。这与图 4 中低温回火时, 750°C 淬火试样的冲击值高于 800°C 淬火试样的冲击相吻合。

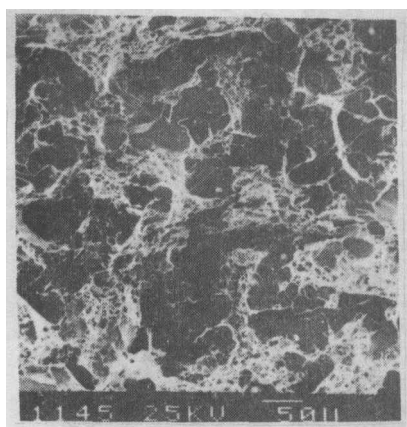
图 6 为 800°C 淬火经 300°C 及 450°C 回火的 15 钢试样在 -78°C 下冲击试验的断口形貌。可以看出, 它们都是解理加少量韧窝的混合断口, 但是 450°C 回火试样的韧窝比 300°C 回火试样的韧窝稍多一些, 说明回火温度对 -78°C 低温冲击断口形貌仍有一定的影响。



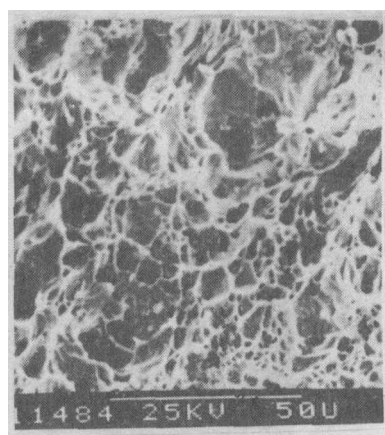
(a) 750℃ 淬火、150℃ 回火 ×250



(b) 750℃ 淬火、450℃ 回火 ×500

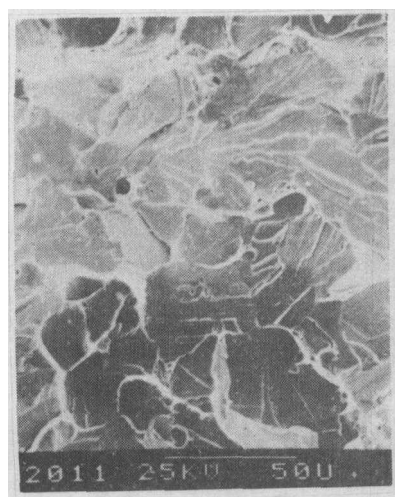


(c) 800℃ 淬火、150℃ 回火 ×250

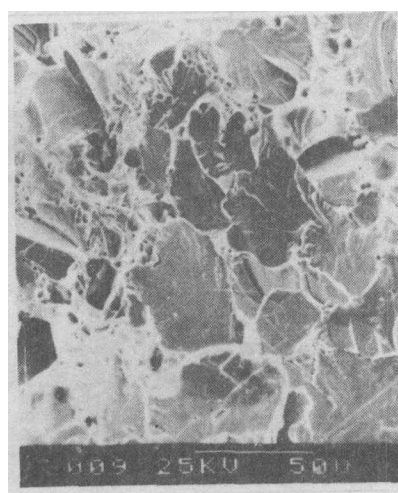


(d) 800℃ 淬火、450℃ 回火 ×500

图5 15钢亚温淬火、回火室温冲击断口(接近缺口)



(a) 300℃ 回火



(b) 450℃ 回火

图6 15钢 800℃ 淬火、回火低温(-78℃)冲击断口 ×300

图7中示出了750℃淬火后,经150℃、300℃、450℃回火的15钢-196℃低温冲击断口的形貌。不论回火温度如何变化,断口均为解理型,没有明显差别,回火温度对断裂形式基本没有影响。

### 3. 冲击断裂过程的剖面分析

图8是750℃淬火150℃回火的-196℃低温冲击断口的斜剖面组织,可以看到解理二次裂纹只在铁素体中扩展,当裂纹扩展遇到马氏体时,受马氏体的阻碍,裂纹发

生转折或绕过马氏体,中止于马氏体边界。同时裂纹扩展也受到铁素体晶界的阻碍,过晶界时裂纹扩展转向另一解理面。

图9是800℃淬火150℃回火的室温冲击断口斜剖面照片。如图5示出该断口为解理加韧窝,在断口斜剖面上可以看出,其韧窝和解理裂纹扩展均在铁素体内进行。图9a中,在某些铁素体马氏体边界出现裂纹;图9b中,A所指处为一马氏体晶粒,在马氏体晶粒的两边是铁素体解

理面,说明马氏体的存在对解理有阻碍作用。由上述观察分析可对 800℃ 淬火低温回火试样室温冲击值低作如下解

释:在低温回火时,马氏体和铁素体的强度差很大,铁素体强度低,塑性好、易于变形;而马氏体强度高、

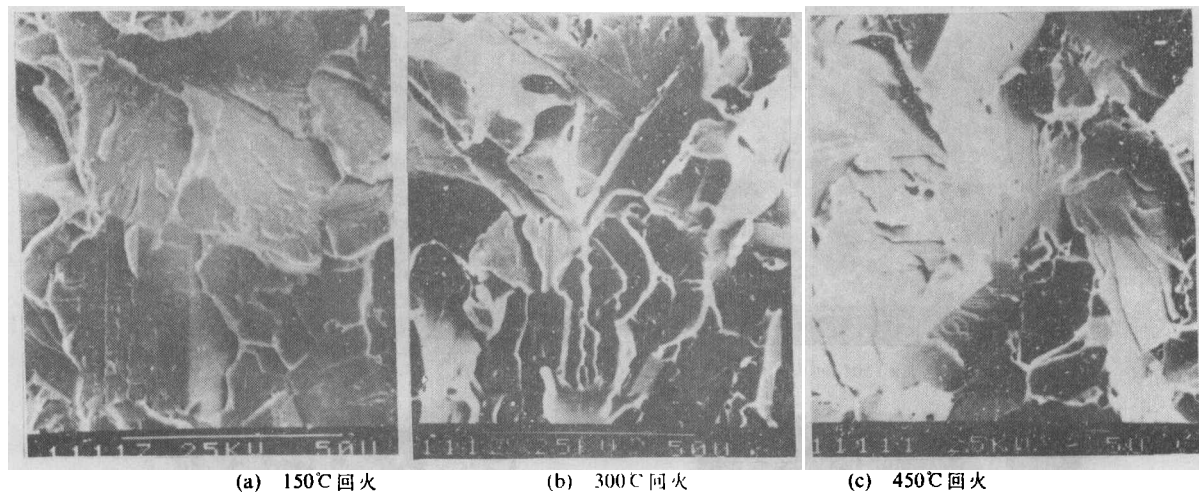


图7 15 钢 750℃ 淬火、回火、低温(-196℃)冲击断口 ×600

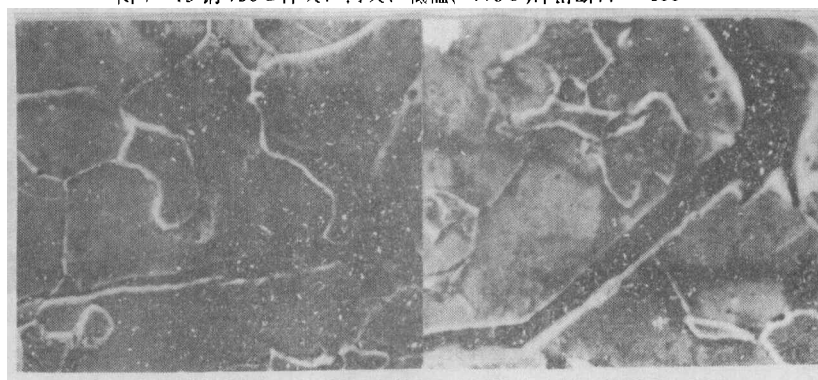


图8 15 钢 750℃ 淬火、150℃ 回火低温(-196℃)冲击断口斜剖面 ×700

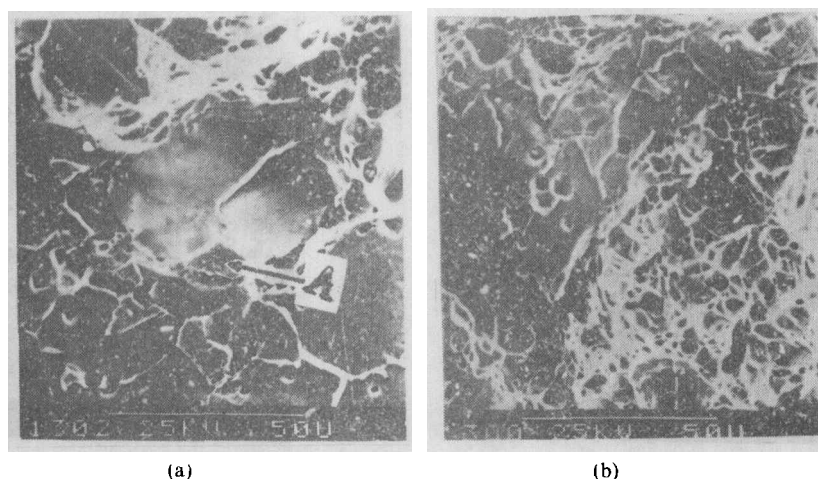


图9 15 钢 800℃ 淬火、150℃ 回火室温冲击断口斜剖面 ×500

塑性差,不易于变形。750℃ 淬火试样的马氏体体积分数(16%M)少,马氏体对铁素体的变形没有太大限制,在马氏体和铁素体边界的应力集中也不会太大,一旦裂纹进行扩展,铁素体就以塑变的形式将裂纹尖端的应力集中松弛掉,阻碍和减缓裂纹扩展;且由于马氏体数量少,裂纹易于绕过马氏体,只在铁素体内扩展,具有较好的冲击韧性。而当 800℃ 淬火时,马氏体体积百分数较前者高出 50%以上,马氏体对铁素体变形的限制程度加大,马氏体

和铁素体边界的应力集中增大,甚至出现裂纹。此时铁素体变形困难,应力集中加大,在某些地方出现解理断裂,造成了解理加韧窝的混合型断口,使冲击韧性下降。

#### 四、结 论

1. 低碳钢亚温淬火后的冲击韧性随淬火温度升高(马氏体体积百分数增加)而降低,随回火温度升高而上升。

(下转第 14 页)

第1阶段的失重率 ( $W_1$ ) 可以衡量 PPS 线型链段部分的降解数量, 而第2阶段的失重率 ( $W_2$ ) 可以衡量第1阶段所形成的交联结构的多少。从表2的数据可以看到 SC-PPS 具有最高的  $W_2$ 。意味着经过固相热处理后, PPS 具有较好的热稳定性, 在 450~530℃, 大部分分子链是发生氧化交联而不是氧化降解。老化后,  $W_1$  普遍增大而  $W_2$  下降, 意味着老化使 PPS 变得不容易发生大分子之间反应, 其机理可以理解为分子链活动性的下降以及老化过程的氧化作用减弱了 PPS 本来比较强的亲核性。

值得注意的是, 有碳纤维存在时, PPS 的  $W_2$  特别小, 而裂解终结温度又较高。这意味着碳纤维的存在特别不利于 PPS 在第1阶段发生氧化交联反应。这一点可能与碳纤维上的氧化性官能团有关。Hawkins 的研究表明, 含氧量高的碳黑对聚乙烯及聚苯乙烯有极佳的热防护作用, 原因在于碳黑表面的含氧官能团 (如氢醌基、醌基等) 起到游离基捕捉剂的作用。本实验中使用的碳纤维经过 400℃ 空气中灼烧, 也会形成一定的含氧官能团。而 PPS 的热裂解与氧化交联属于游离基反应。因而碳纤维的存在不利于 PPS 的氧化交联。

在 450℃ 空气中的裂解过程中, 碳纤维本身亦在氧化, 会形成更多的氧化性官能团, 因而对 PPS 的第2阶段氧化裂解有一定的防护作用, 使其裂解终结温度比 GF/PPS 要高得多。

用积分终结失重温度  $T_A^*$  作判据, 可以得出如下的热稳定性顺序:

未老化: SC-PPS > UC-PPS > MC-PPS  
老化后: SC-PPS > CF/SC-PPS > GF/SC-PPS  
同一材料: 热水老化 > 气候老化。

表3是 PPS 的热裂解动力学参数。表中的 CF/SC-PPS 和 GF/SC-PPS 均是已经扣除去纤维的净 PPS 的数据。表3显示了如下几个主要结果:

第1阶段的裂解活化能  $E_1$  和频率因子  $A_1$  以 UC-PPS 为最高, 其中  $A_1$  比其他情况大 6~7 个数量级。热处理或老化后,  $E_1$  和  $A_1$  均显著下降。根据上面的分析,  $E_1$  和  $A_1$  下降可归结于线型链段的破坏以及反应活性点的减少。UC-PPS 的  $A_1$  特别大, 可归结于其分子量小而且分布较宽, 即能同时参加裂解反应的片段较多。

表3 PPS 的热裂解动力学

组成	老化	第1阶段			第2阶段		
		$C_1$	$E_1$	$A_1$	$C_2$	$E_2$	$A_2$
UC-PPS	U	-0.990	51	$2 \times 10^{15}$	-0.996	32	$5 \times 10^7$
SC-PPS	U	-0.998	28	$5 \times 10^6$	-0.996	33	$3 \times 10^7$
MC-PPS	U	-0.998	29	$2 \times 10^7$	-0.983	71	$1 \times 10^{18}$
SC-PPS	H	-0.993	32	$2 \times 10^8$	-0.994	28	$3 \times 10^6$
	W	-0.999	30	$5 \times 10^7$	-0.993	19	$4 \times 10^4$
CF/SC-PPS	H	-0.994	30	$4 \times 10^7$	-0.985	9	$8 \times 10^1$
	W	-0.994	27	$4 \times 10^6$	-0.984	7	$4 \times 10^1$
GF/SC-PPS	H	-0.998	27	$5 \times 10^6$	-0.986	20	$3 \times 10^4$
	W	-0.995	27	$5 \times 10^6$	-0.985	18	$1 \times 10^4$
CF	U	-0.991	40	$7 \times 10^9$			
UC-PPS( $N_2$ )	U	-0.999	31	$2 \times 10^7$			

第2阶段的  $E_2$  和  $A_2$  以 MC-PPS 最高。  $E_2$  显著增大主要是由于在 370℃ 的熔融状态下长时间处理, 较之 270℃ 固相热处理能形成密集得多的网状结构。然而  $A_2$  也显著增大, 同样意味着活性点增多。这说明 PPS 在 370℃ 高温下长时间处理, 在发生氧化交联形成密集网状结构的同时, 亦因部分氧化裂解而形成许多易于引发进一步裂解的结构上的缺陷。

CF/SC-PPS 中的 PPS 具有特别低的  $E_2$  和  $A_2$ 。  $E_2$  低意味着第1阶段的裂解没有形成高密度的交联网络, 而  $A_2$  特别低裂解反应的活性点很少。这可能与上面分析的碳纤维表面的化学结构对游离基反应有阻缓作用有关。

五、结论

- 1. 加速气候老化对 PPS 的损害比热水老化要严重一些。表现为熔融热焓减少, 积分终结失重温度下降。
- 2. 玻璃纤维的存在使得 PPS 在老化过程中受到的破坏比碳纤维存在时要严重。

3. 两种纤维和两种老化方式对 PPS 的热裂解, 特别是第2阶段的热裂解的影响有显著区别。碳纤维的存在对 PPS 的氧化交联和高温下的进一步裂解有阻缓作用。

参考文献(略)

~ ~ ~ ~ ~ ~ ~ ~ ~  
(上接第32页)

2. 随着冲击试验温度的降低, 双相 15 钢的断口由室温的韧窝型 (800℃ 淬火, 450℃ 回火及 750℃ 淬火; 150℃ ~ 450℃ 回火) 或韧窝+少量准解理型 (800℃ 淬火, 150℃、300℃ 回火) 转变为 -78℃ 时的以准解理为主及 -196℃ 时的全部解理型。

3. 双相 15 钢低温回火后, 低温冲击时, 裂纹的产生和扩展主要是在铁素体中进行; 室温冲击时, 裂纹产生于铁素体中及铁素体与马氏体的界面附近。在上述两种情况下, 马氏体对裂纹的扩展均表现出明显的阻碍作用。

参考文献(略)