

Fe₃Al 基金属间化合物的塑性与断裂机制^①

黄原定 孙祖庆 杨王珏 王沿东 陈国良

(北京科技大学材料科学与工程系, 北京 100083)

摘 要

用分形学研究了 Fe₃Al 基金属间化合物断裂表面的分形维数与温度、塑性及断裂机制之间的关系。结果表明, 其拉伸塑性及断裂模式与分形维数 D_F 存在对应关系; 其分形维数随温度变化的特征反映了塑性变化特征; 且其 D_F 值随测量码尺范围的变化而变化, 并分别与占主导地位的断裂机制或微观结构相联系。

关键词: Fe₃Al 金属间化合物 分形维数 塑性 断裂

分形几何学为金属断裂表面的定量研究提供了一种有效的方法^[1]。断口的分形维数不仅表征了断裂表面的粗糙程度, 而且可与其宏观力学性能及微观断裂机制相联系^[2-6]。Mandelbrot^[2]将分形维数与不同热处理制度 300 级马氏体钢冲击性能相联系; Lung^[1]从理论上把分形模型与断裂力学联系起来, 并用实验证实了分形维数与断裂韧性的正比关系^[4]; Li^[5]应用分形概念给出了材料断裂韧性的理论上限; Dauskardt 等^[6]则将分形特征与金属断裂的微观机制有效地结合起来。

金属间化合物作为潜在的高温结构材料以其特有的物理与力学性能而备受注目。大多数金属间化合物的塑性与温度密切联系, 即较低温度下具有较低塑性, 高于某一温度时塑性急剧上升。本文以 Fe₃Al 基金属间化合物为例, 首次研究了分形维数随温度变化的规律; 并将此分形维数与力学性能, 微观断裂机制相联系。

1 实验方法

用高纯度 Fe、Al、Cr, 经真空感应熔炼,

真空浇铸获得 Fe₃Al+Cr 金属间化合物铸锭, 其成份为 Fe—28 at.-%Al—5 at.-%Cr。铸锭首先在 1 000 °C 下均匀化扩散退火 24 h, 然后在 1 000 °C 至 650 °C 下通过多次轧制, 得到 2 mm 厚薄板。轧制过程中未发现裂纹存在。

从轧板沿轧制方向切取尺寸为 15 mm×3 mm×2 mm 的拉伸试样, 经机械磨光后, 在带加热装置的 Instron4507 试验机上测量其拉伸性能, 拉伸速度为 2 mm/min。

拉伸断口于 S-250 SEM 上进行形貌观察后, 用垂直截面法于 Cambridge Quantiment 900 图像分析仪上测量其分形维数 D_F 。测量中选用的码尺长度为 0.135 5、0.202 4、0.410 4、0.811 9 及 1.631 μm, 利用关系式

$$\lg L(\eta) = \lg L_0 - (D_F - 1) \lg \eta$$

回归求得 D_F 。上式中 $L(\eta)$ 为断裂表面截面曲线长度, η 为测量尺码, L_0 为初始 Koch 线长度。所有实验 D_F 回归相关系数皆在 0.95 以上。

2 实验结果及分析讨论

2.1 分形维数与塑性

Fe₃Al+5 at.-%Cr 金属间化合物不同温度

① 国家高技术基金资助项目; 于 1992 年 10 月 10 日收到修改稿

下的拉伸性能与其分形维数 D_F 之间的关系如图1所示。由该图可知, $25^\circ\text{C} \sim 600^\circ\text{C}$ 之间, $\text{Fe}_3\text{Al}+5\text{at.}\% \text{Cr}$ 金属间化合物的屈服强度 σ_s 、与抗拉强度 σ_b 及延伸率 δ 随温度升高变化不大。但将温度提高到 600°C 时屈服强度 σ_s 急剧下降; 至 800°C 时已经降到 83MPa 。同时, 延伸率 δ 也有较大的提高, 达到 100% 左右。这表明 $\text{Fe}_3\text{Al}+5\text{at.}\% \text{Cr}$ 金属间化合物有极好的热塑性。分形维数 D_F 随温度变化的关系曲线同样表明: 至 600°C 时, 分形维数 D_F 值有了显著提高, 这在一定程度上反映了塑性的提高。因此, 分形维数 D_F 与延伸率之间存在着对应的关系, 并且可以从分形维数随温度变化的关系曲线出发, 预计 $\text{Fe}_3\text{Al}+5\text{at.}\% \text{Cr}$ 金属间化合物会在 $500^\circ\text{C} \sim 600^\circ\text{C}$ 之间明显提高其塑性。

SEM 观察发现: $\text{Fe}_3\text{Al}+5\text{at.}\% \text{Cr}$ 金属间化合物的高温瞬时拉伸断口随温度的升高发生

显著变化(见图2)。 $25^\circ\text{C} \sim 200^\circ\text{C}$ 时为解理断口, D_F 的对应值为 $1.0 \sim 1.1$ 。随着温度的进一步提高, 表现为明显的塑性断裂, 结合图1可知此时延伸率明显提高, D_F 值也上升到 1.4 左右, 如此高的分形维数预示金属间化合物微裂纹的形成与屏蔽对高温塑性的提高起了重要作用, 由此可见, Fe_3Al 基金属间化合物的分形维数 D_F 与其断裂模式也存在着对应关系。

2.2 分形维数与微观断裂机制

文献[2]指出: 金属的断裂表面是粗糙和不规则的, 具有自相似性质; 断裂表面的形状受金属的微观结构(如晶粒大小、夹杂物及沉淀相的大小与分布以及位错等)和宏观状态(如试样的尺寸、形状与缺口)等因素的影响。可见, D_F 也取决于金属的宏观状态和微观结构, 即与金属内部的组织和性能有密切的关系^[7]。为了进一步探讨分形维数与微观断裂机制之间的联系, 本文参照文献[6, 8]中所采用的分形维数测量方法对 Fe_3Al 基金属间化合物的高温拉伸断口进行分形测量, 结果如图3。显然, 在测量码尺约为 $0.1355 \sim 1.631\mu\text{m}$ 时获得的分形维数 D_F 值与利用图像分析仪测得的分形维数 D_F 值相近。从图3可知, 对同一试样, 测量码尺范围不同时分形维数 D_F 值不同。 25°C 拉伸断口的 $\ln L/L_0 - \ln \eta$ 直线斜率(即 D_F 值)有两种: 测量码尺为 $1 \sim 8\mu\text{m}$ 时, 等同于解理台阶尺寸, 直线斜率即 $D_F = 1.081$; 测量码尺为 $10 \sim 150\mu\text{m}$ 时, 相当于晶粒尺寸($50 \sim 250\mu\text{m}$)^[9], 直线斜率即 D_F 值为 1.006 。因此, 对单一的解理断裂模式, 分形维数并不单一, 测量码尺范围不同时, 会有多种分形维数存在, 各分形维数分别与占主导地位的断裂机制或微观结构相联系。如前述结果(见图2), 拉伸温度提高, 试样断口由单一的纯解理脆性断裂向塑性断裂转变。伴随此转变, $\ln(L/L_0) - \ln \eta$ 曲线同样发生明显变化, 直线斜率由 25°C 时的两种增加到 200°C 及 600°C 时的三种, 各分形维数同样和断裂机制相联系。 200°C 拉伸试样断口(解理和韧窝混合断裂)分形结果表明, 当测量码尺为 $1 \sim 10\mu\text{m}$ 相当于解理台阶尺寸时, D_F

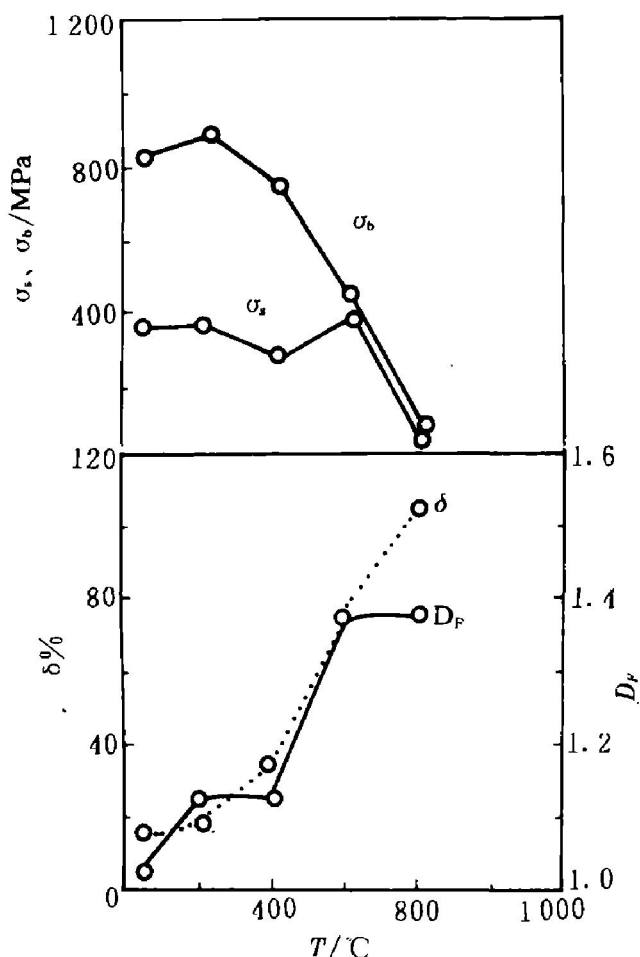


图1 拉伸性能, 断口分形维数 D_F 与温度 t 的关系

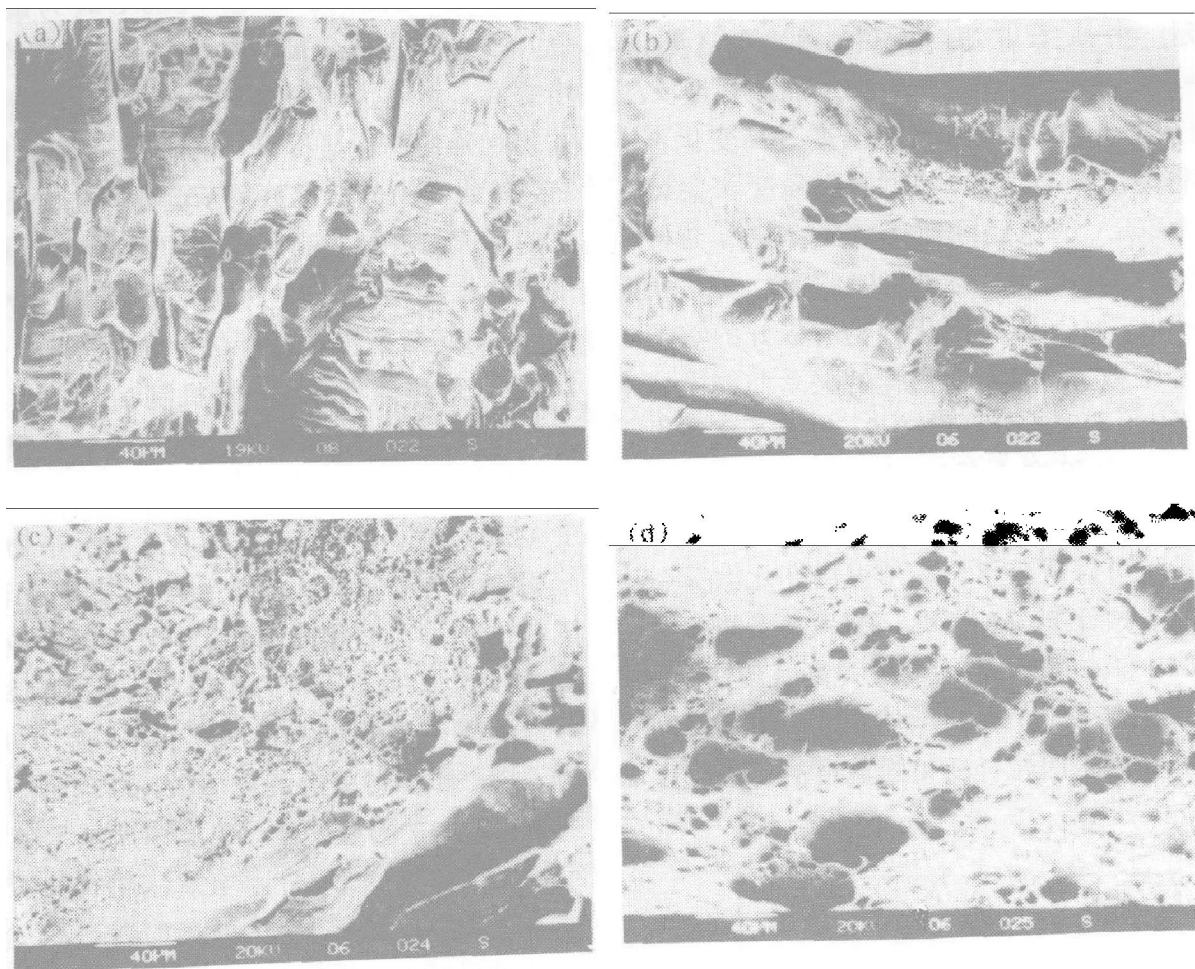
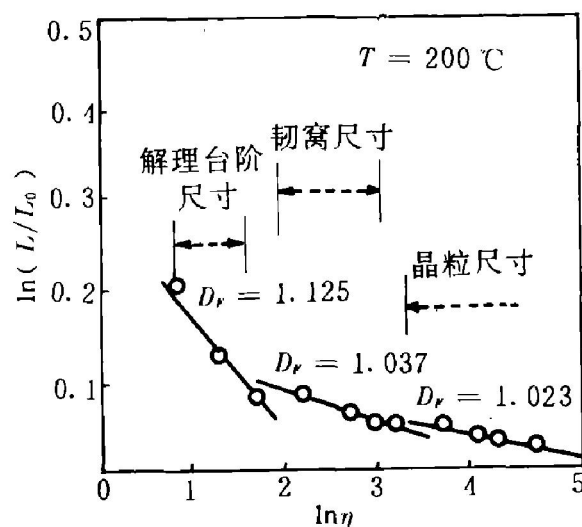
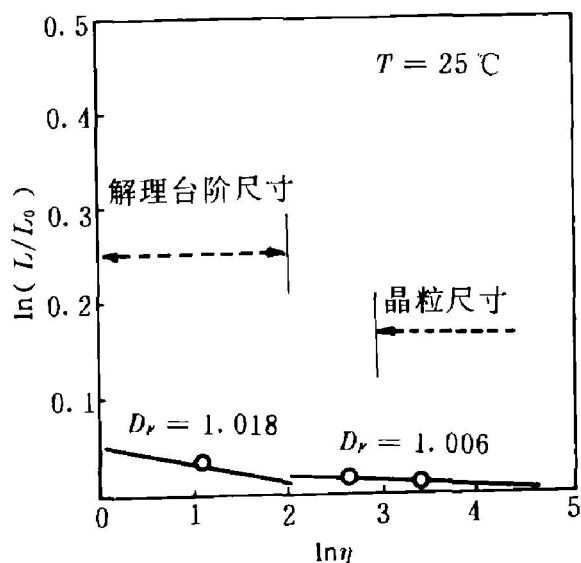


图2 不同温度下的拉伸断口 SEM 形貌

(a)—25 °C ; (b)—200 °C ; (c)—400 °C ; (d)—600 °C

图3 不同温度下拉伸断口的 $\ln(L/L_0) \sim \ln \eta$ 关系图

1.125; 测量码尺为10~30 μm 相当于此温度下拉伸试样断口上韧窝尺寸时, D_F 为1.037; 测量码尺大于50 μm 相当于晶粒尺寸时, D_F 为1.023。所以, 对于解理和塑性韧窝混合断裂

模式, 不同的测量码尺会对应不同的 D_F 值。各断裂模式分别对应一定的 D_F 值, 600 °C 拉伸时试样断裂模式为韧窝塑性断裂, 测量码尺为1~30 μm 相当于此温度下拉伸断口上的韧窝

尺寸时, $D_F = 1.314$; 测量码尺为 $30 \sim 50 \mu\text{m}$ 相当于大的韧窝尺寸时, $D_F = 1.431$; 测量码尺大于 $50 \mu\text{m}$ 相当于晶粒尺寸时, $D_F = 1.115$ 。可见 600°C 时的分形结果同上述结果一致。

分形维数 D_F 能反映断口形貌的微小差别, 并提供有关显微组织特征及断裂机理方面的某些信息。因此, 是一种行之有效又十分方便的重要测量手段。大多数金属间化合物在室温下极脆, 常表现不出拉伸塑性, 利用传统手段研究塑性改善情况显得极为繁琐。因此, 将分形理论应用于金属间化合物力学性能的研究是一件极为重要的事情。

3 结 论

(1) Fe_3Al 基金属间化合物分形维数 D_F 随温度的变化反映了塑性变化特征, 其拉伸塑性与分形维数存在着对应关系。

(2) Fe_3Al 基金属间化合物的分形维数与其断裂模式相统一。低温下断裂模式为纯解理, $D_F < 1.1$ ($\eta = 0.1355 \sim 1.631 \mu\text{m}$); 高温下为塑性断裂, $D_F \geq 1.1$ ($\eta = 0.1355 \sim 1.631 \mu\text{m}$)。

高温分形维数的急剧增加还预示金属间化合物微裂纹的形成与屏蔽对高温塑性的提高起重要作用。

(3) 无论是单一的断裂模式还是混合断裂模式, 测量码尺范围不同时 D_F 值不同, 各 D_F 值分别与占主导地位的断裂机制及微观结构相联系。

参考文献

- 1 Mandelbrot B B. The Fractal Geometry of Nature, San Francisco: Freeman W H, 1982: 25.
- 2 Mandelbrot B B, Passoja D E, Pullay A J. Nature, 1984: 308, 721.
- 3 Lung C W. In: Piefronero L, Tosaffi E (eds), Fractals in Physics. Elsevier Science Publishers, 1986, 189.
- 4 Lung C W, Mu Z Q. Phys. Rev. B, 1988, 38: 11781.
- 5 Li J C M. Scripta Metal, 1988, 22: 837.
- 6 Dauskardt R H, Haubensak F, Ritchie R. Acta Metall, 1990, 38: 143.
- 7 董连科, 王晓伟. 金属学报, 1990, 26: A145.
- 8 龙起易, 李淑清, 龙期威. 材料科学进展. 1990, 4: 241.
- 9 Sun Z Q, Huang Y D, Yang W Y, Chen G L. In: Mat Res Soc Symp, Proc. 1993, 288: 885.