

金属间化合物的脆韧转变行为与机理^①

王沿东 孙祖庆 杨王玥 陈国良

(北京科技大学材料科学与工程系, 北京 100083)

摘 要

研究了 Ti-24Al-11Nb 与 Ti-45Al-10Nb 两种金属间化合物基合金随温度变化的脆韧转变行为。研究指出, 脆性化合物随温度变化发生明显的脆韧转变, 并可按力学行为将其分成三个温度区间: (1)脆性区; (2)过渡区; (3)韧性区, 其中过渡区可保持在 300~400 °C 之间。还根据金属间化合物各温度区间所表现出来的不同应变速率依赖性, 讨论了控制金属间化合物脆韧行为的微观物理机制。

关键词: 金属间化合物 脆韧转变 缺口断裂韧性

金属间化合物是一种具有潜在应用前景的高温结构材料, 对其力学行为特别是脆韧机理的研究已引起国内外的广泛兴趣^[1]。影响金属间化合物脆韧性的众多因素基本上可以分为二类: 一类是由晶体结构及成键本质等内在因素决定的本征内禀属性^[2,3]; 另一类是与外在因素如温度、应变速率及环境密切相关的非本征内禀属性^[4-6]。温度是显著影响金属间化合物脆韧性的重要外在因素。随温度升高, 某些化合物同部分体心立方晶体一样, 表现出明显的脆韧转变。例如, NiAl 在 400 °C 以下的拉伸塑性几乎为 0, 而高于 400 °C 便急剧上升^[7]; Ti₃Al 和 TiAl 在 600 °C 以下几乎没有拉伸塑性, 至 800 °C 时塑性明显提高^[8,9]。Reuss 等^[4]研究了 NiAl、Ti₅Si₃ 及 TiAl 等一系列单相或多相金属间化合物的断裂韧性随温度的变化行为, 指出某些化合物(如 NiAl、Ti₅Si₃), 可有尖锐的脆韧转变, 而另外一些化合物(如 TiAl)的韧性只随温度变化平缓地上升。目前, 金属间化合物脆韧转变行为及微观物理机制的系统研究尚少有报导。

本文以 Ti-Al-Nb 系 Ti-24Al-11Nb 与 Ti-

45Al-10Nb 两种金属间化合物基合金为例, 研究脆性金属间化合物随温度变化的脆韧转变行为。还对控制金属间化合物脆韧转变的微观物理机制予以初步讨论。

1 实验方法

本实验所研究的 Ti-24Al-11Nb 合金(以下简称 A 合金), 名义成分为 61Ti-14Al-20Nb-2Mo-3V wt.-%, 热轧合金经 β 相区淬火获得网篮状 $\alpha_2 + \beta$ 组织^[10]; Ti-45Al-10Nb 合金(简称为 B 合金)名义成分 52Ti-28Al-20Nb wt.-%^[11], 250g 磁悬浮高频感应炉熔炼铸锭经 1200 °C 等温锻造, 获得 $\alpha_2 + \gamma$ 组织。

三点弯曲缺口试样 (20mm × 5mm × 2.5mm), 连同高温合金夹具(跨度 16mm)一起放入空气电阻炉中。在 Instron 1185 实验机上, 采用行程控制测定载荷-位移曲线。然后用最大载荷计算不同温度缺口断裂韧性 K_I^B ^[4,10]。

本实验通过改变应变速率 ($\dot{\epsilon} = c \cdot v$, 式中 c 为 117m⁻¹, v 为施力点运动速度), 研究各温度区间 K_I^B 的应变速率敏感性, 从而给出各温

① 1992年10月27日收到初稿

度区间 K_I^R 控制的微观物理机制。

2 实验结果

2.1 金属间化合物脆韧转变行为

与预裂纹单晶硅的脆韧转变现象类似^[2,13]脆性金属间化合物的缺口断裂韧性 K_I^R 随温度的变化行为也可分为三个区间，脆性区，韧性区及脆韧过渡区。图1给出 A 与 B 合金在各温度区间的力学行为特征：

(1)在脆性区，载荷-位移曲线(A 合金于 200℃，B 合金于 500℃)呈直线，当载荷达到最大值时，出现突然脆断。此区间金属间化合物的力学行为与单晶硅完全一致。

(2)在脆韧过渡区，载荷-位移曲线依然呈直线，但载荷达到比脆性区最大值高出约 100%时，发生断裂。在 A 合金 500℃ 载荷-位移曲线上还观察到控制断裂过程，此现象类似于金属陶瓷复合材料的力学行为^[14]。

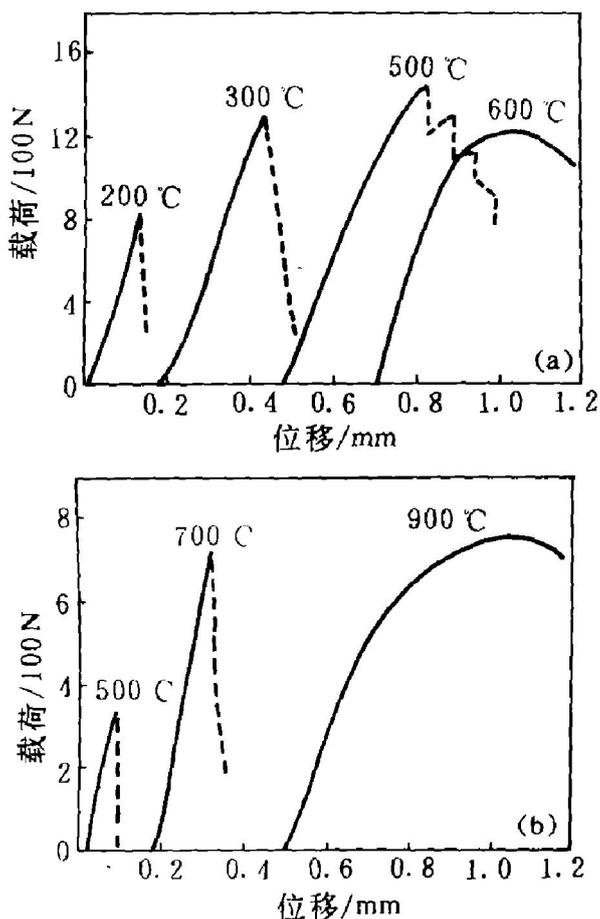


图1 A 合金(a)和 B 合金(b)各温度区间载荷-位移曲线

(3)在韧性区，试样只在达到最大载荷前才出现屈服行为。

图2给出 A 合金缺口断裂韧性 K_I^R 与温度的关系。A 合金的三个温度区间分别为：(1)小于 200℃ 的脆性区(I)；(2)200~500℃ 的脆韧过渡区(II)；(3)大于 500℃ 的韧性区(III)。由此可见，A 合金呈完全韧性行为，临界温度为 500~600℃。图2还给出了与 K_I^R 相对应的屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 及塑性延伸率 δ (由三点弯曲光滑试样给出)。图中韧性区的出现对应于 δ 值的突然上升及屈服强度的明显下降。

$$\text{屈服强度 } \sigma_{0.2} = \frac{3}{2} \cdot \frac{P_{0.2} \cdot L}{BW^2}$$

$$\text{塑性延伸率 } \delta = \frac{6Wf^2}{L^2}$$

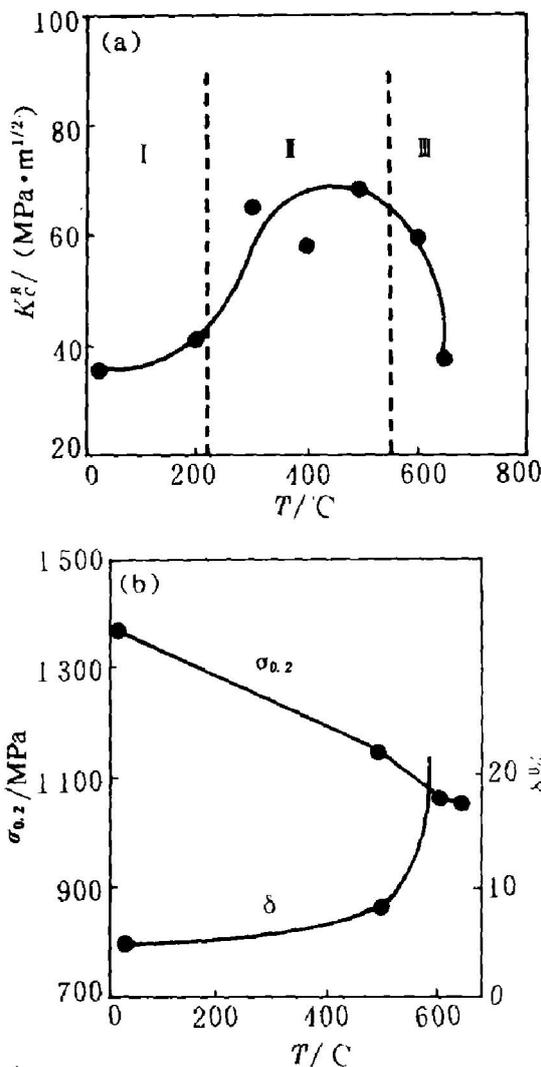


图2 A 合金的脆韧转变曲线(a)及力学性能(b)

I 区—脆性行为；II 区—脆韧过渡行为；

III 区—韧性行为

式中 $p_{0.2}$ 为三点弯曲光滑试样的载荷-挠度曲线上(图3)与屈服强度对应的弯曲屈服载荷; f^* 为塑性变形部分挠度; L 、 B 、 W 分别为三点弯曲跨度、试样高度及宽度。

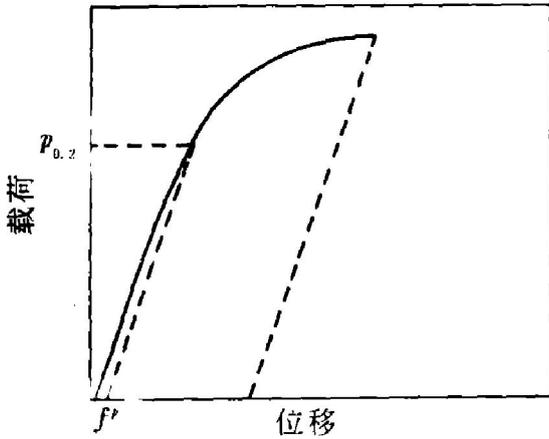


图3 三点弯曲试验测定 $\sigma_{0.2}$ 与 δ 示意图

图4给出 B 合金的 K_I^R 与温度的关系。此合金所对应的三个温度区间分别为：(1) 小于 400 °C 的脆性区 (I)；(2) 400~800 °C 的过渡区 (II)；(3) 大于 800 °C 的韧性区 (III)。B 合金韧性区也出现对应于屈服强度与塑性的突然变化。与 A 合金比较，B 合金具有更高的脆韧转变温度。

2.2 缺口断裂韧性 K_I^R 与应变速率的关系

在不同温度区间，金属间化合物缺口韧性 K_I^R 表现出不同的应变速率依赖性，而这种应变速率依赖性将与控制脆韧转变的微观物理机制密切相联。

图5给出了 20、500 及 650 °C (分别对应于脆性区、脆韧转化区及韧性区) 的应变速率 $\dot{\epsilon}$ 对 A 合金 K_I^R 的影响。结合图2(a)可得出如下结果：(1) 在脆性区，随着温度的升高及应变速率下降， K_I^R 呈增加趋势；(2) 在韧性区，随着温度的升高及应变速率的下降， K_I^R 呈下降趋势；(3) 在脆韧过渡区，温度及应变速对 K_I^R 影响不大。

3 分析讨论

Ti-Al-Nb 系金属间化合物 A 合金与 B 合金的脆韧转变行为的研究表明，脆性金属间化

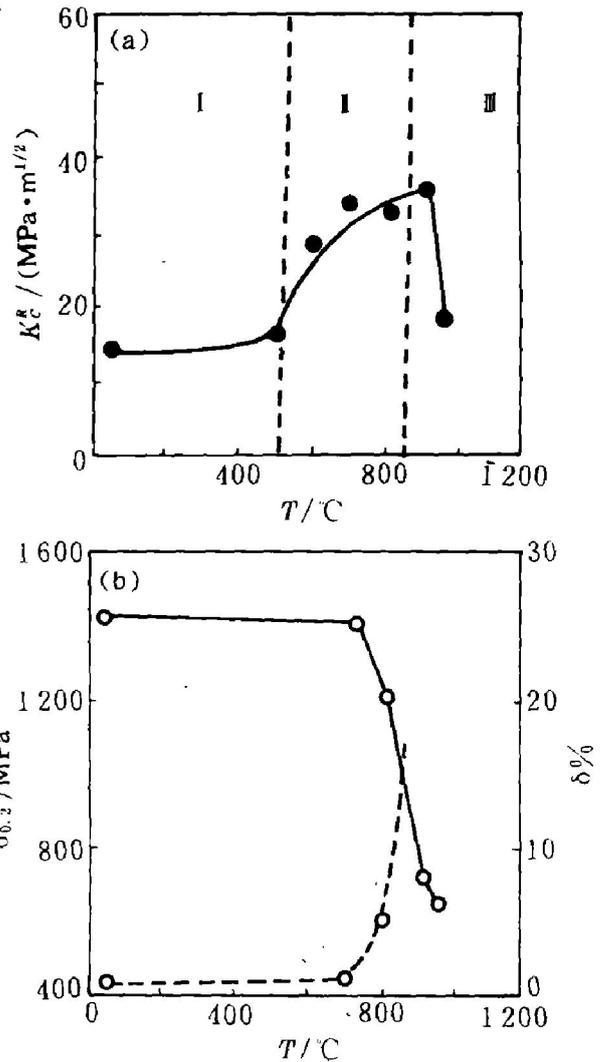


图4 B 合金的脆韧转变(a)及力学性能(b)曲线
I 区—脆性行为；II 区—脆韧过渡行为；III 区—韧性行为
(b) 屈服应力 $\sigma_{0.2}$ 与塑性延伸率 δ 随温度变化曲线。

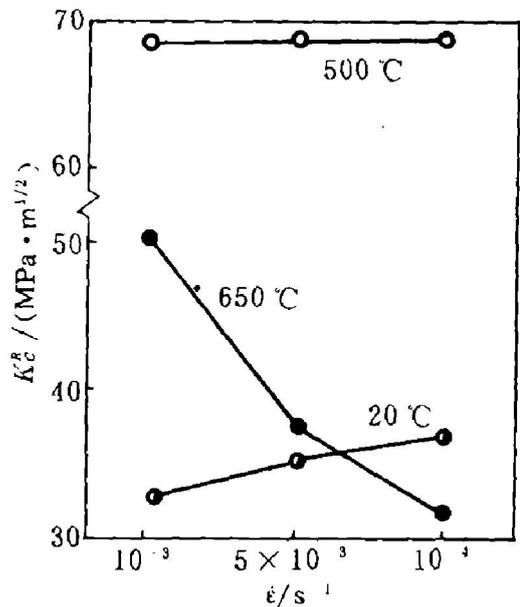


图5 应变速率 $\dot{\epsilon}$ 对 Ti-24Al-11Nb 合金 K_I^R 的影响

合物可以发生明显的脆韧转变。虽然金属间化合物的脆韧转变行为与单晶硅类似,亦可分为脆性、脆韧过渡及韧性行为,然而其脆韧过渡区间可保持近 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$,此明显不同于单晶硅尖锐的脆韧转变(单晶硅的过渡区长度一般小于 $5\text{ }^{\circ}\text{C}$)^[2]。

造成金属间化合物具有较长过渡区的原因,除缺口断裂韧性 $K_{IC}^{\#}$ 与预制疲劳裂纹所测 $K_{IC}^{\#}$ 有一定区别外^[10],更主要地在于金属间化合物的脆韧转变微观机制。单晶硅的脆韧转变主要与位错发射有关,在脆性区没有发射位错的开动,而它在韧性区的出现则对应于裂纹尖端大量的位错运动^[12]。由于单晶硅中只可能存在一种 $F-R$ 源开动方式,故对应于明显脆韧分界,即狭窄的过渡区。对于金属间化合物材料,即使在室温下的屈服强度 σ_s 亦低于断裂强度 σ_f ^[10],此予示位错开动并非其脆韧转变主要控制机制。

图6给出A合金在I、II两个温度区间的断口形貌。图中可见这种解理断裂机制不会随温度的升高而改变,但在脆韧过渡区($300\text{ }^{\circ}\text{C}$)出现了大的解理台阶,而在韧性区($600\text{ }^{\circ}\text{C}$)出现了明显的二次裂纹。实验观察到的这种二次裂纹与主裂纹成近 30° 角,是由于复合主应力引起二次裂纹所致。A合金缺口断裂韧性 $K_{IC}^{\#}$ 与温度及应变速度依赖性研究指出,在脆性区及韧性区,由于温度的升高和应变速率下降 $K_{IC}^{\#}$ 呈相同趋势变化,此予示控制各温度区间断裂韧性的因素皆与热激活有关,但可能有两种不同机制造成脆性与韧性区 $K_{IC}^{\#}$ 对温度及应变速率的不同依赖性。根据以上分析,提出控制金属间化合物断裂韧性的两种微观机制:(1)裂纹尖端位错塞积群对裂纹的屏蔽;(2)微裂纹的出现。随着温度的升高及应变速率的减小,晶格摩擦阻力 τ_f 及裂纹移动速度减小,稳态裂纹尖端位错数目增加,裂纹受到的屏蔽作用增加^[15];图7给出这种机制的示意图。控制金属间化合物韧性的另一机制对应于微裂纹的出现。随着温度的升高,裂纹尖端微裂纹的产生使位错屏蔽作用减小,金属间化合物的断裂

韧性完全由屈服过程控制,屈服应力及应变速率急剧下降,裂纹扩展阻力减小,图8给出这种机制的示意图。

4 结 论

(1)脆性金属间化合物能随温度的升高,发生明显的脆韧性转变,此转变温度一般分为

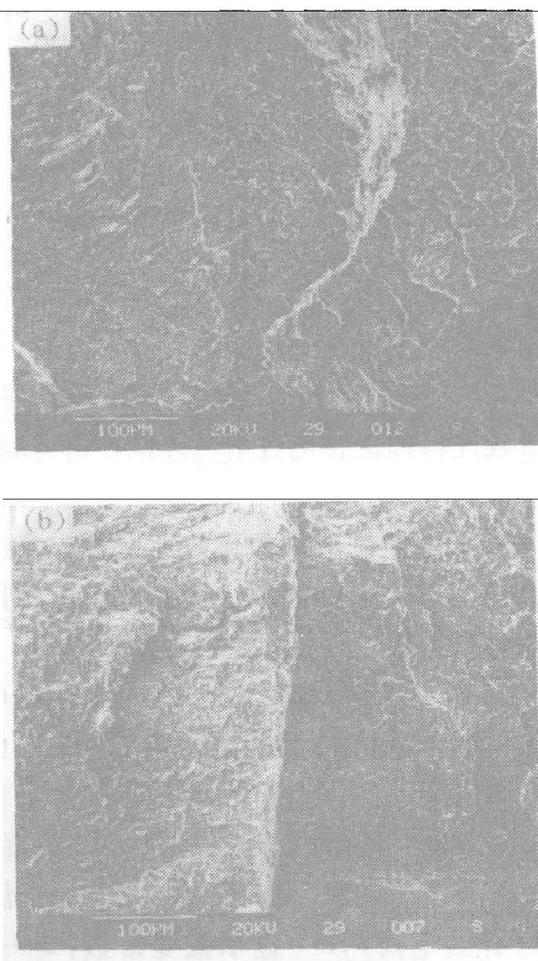


图6 A合金SEM断口形貌

(a)— $300\text{ }^{\circ}\text{C}$; (b)— $600\text{ }^{\circ}\text{C}$

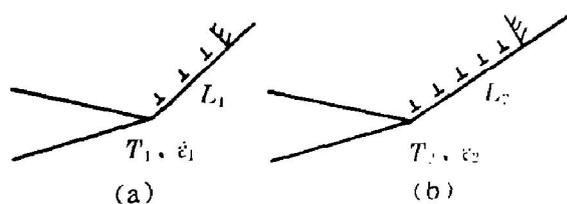


图7 裂纹尖端位错塞积示意图($T_1 < T_2$, $\dot{\epsilon}_1 > \dot{\epsilon}_2$)

(下转第76页)

塑性和韧性。本文的试验结果表明，合金经 100 °C/8 h + 190 °C/20 h 分级时效处理后，在晶内析出均匀分布的 S' 相，明显改善了合金的强度和塑性。因此，是一种合适的分级时效工艺。

4 结 论

(1)通过正交设计试验，优选出该合金的一种最佳分级时效工艺为 100 °C 时效 8 h + 190 °C 时效 20 h。经这一工艺处理后合金的强度和延伸率明显优于单级时效处理的试样。

(2)在 100 °C 预时效 8 h，可在晶内形成均匀分布的 GPB 区，为 S' 相提供形核点，促使

其在第二级时效时均匀析出。预时效还可产生高的空位浓度，促进 S' 相的成核并加快其析出速度。

参考文献

- 1 Jong H F de. Aluminium, 1984, 60(10); 673.
- 2 Sanders T H Jr., Balmuth E S. Met Prog, 1978, 3; 32.
- 3 张 匀、赵洪恩等, 金属学报, 1989, 25(3)A; 161.
- 4 姚太平, 胡仕麒等, 金属学报, 1990, 26(2)A; 122.
- 5 Nozato R, Nakai G. Trans Jap Met, 1977, 18; 679.
- 6 Balmuth E S. Scr Metall, 1984, 18; 301.
- 7 Ozbilen S, Flower H M. In: Sanders, T H Jr, Starke E A Jr., (eds). Aluminium-Lithium Alloys, MCEP. 1989, 651.
- 8 Bagaryatsky Y A. Dokl Acad Nauk SSSR, 1952, 87; 559.

(上接第 67 页)

参考文献

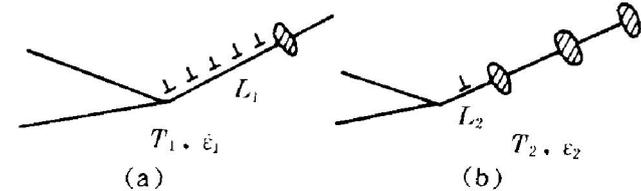


图 8 裂纹尖端微裂纹形成示意图 ($T_1 < T_2, \epsilon_1 > \epsilon_2$)

发生明显的脆韧性转变，此转变温度一般分为脆性区、过渡区及韧性区三个区间。

(2)A 合金脆韧性转变区间的划分为：(a)脆性区低于 200 °C；(b)脆韧过渡区，介于 200 ~ 500 °C 之间；(c)韧性区在 500 °C 以上。

(3)B 合金脆韧性转变区间的划分为：(a)脆性区低于 400 °C；(b)过渡区在 400 ~ 800 °C 之间；(c)韧性区在 800 °C 以上。

(4)金属间化合物的脆韧性转变受裂纹尖端位错塞积群对裂尖的屏蔽及微裂纹的控制。

- 1 Gerhard Santhoff, J metallkde, 1986, 77; 655.
- 2 王沿东, 孙祖庆, 蔡军, 陈国良. 科学通报, 1991, 36(24); 1899.
- 3 王沿东, 孙祖庆, 陈国良, 何崇智. 中国有色金属学报, 1992, 2(2); 44.
- 4 Reuss S, Vehoff H. Scr Metall, 1990, 24(6); 1021.
- 5 Nagpal P, Baker I. Scr Metall, 1991 25(11); 2577.
- 6 Liu C T, George E P. Scr. Metall, 1990 24(7); 1285.
- 7 Barker I, Munroe P R. Journal of Metals, 1988, 2; 28.
- 8 Sastry S M L. Titanium, 1980, 2; 1231.
- 9 Lipsitt H A, Schafrlik R E. Metall Trans, 1980, 11A; 1369.
- 10 王沿东, 朱世杰, 杨玉玥, 陈国良. 金属学报, 1993, 29(1); A43.
- 11 Chen G L, Sun Z Q et al. In: Mat Res Soc Symp Proc, Beijing, 1990.
- 12 Samuels J, Roberts S G. In: Proc R Soc, Lond, 1989, A421; 1.
- 13 Hirsch P B, Roberts S G, Samuels J. In: Proc R Soc, Lond, 1989, A421; 45.
- 14 CAD H C, Evans A G. Acta Metall, 1991, 39; 2-7.
- 15 Li J C M. Scr. Metall, 1986, 20; 1177.