

铝化物金属间化合物中自由电子密度、微观缺陷及其键组成*

邓文^{①②} 熊良铖^{②③} 曹名洲^{②③} 王淑荷^{②③}
郭建亭^{②③} 龙期威^{②③}

(①广西大学物理系,南宁 530004;②中国科学院国际材料物理中心,沈阳 110015;③中国科学院金属研究所,沈阳 110015)

摘要 通过测量 $\text{Ni}_{50}\text{Al}_{50}$, $\text{Ti}_{50}\text{Al}_{50}$, $\text{Fe}_{60}\text{Al}_{40}$, $\text{Fe}_{72}\text{Al}_{28}$ 合金和高定向石墨晶体的正电子寿命谱参数, 分别计算了这些样品基体和缺陷态的自由电子密度。结果表明, 合金基体的自由电子密度较低, 合金中金属键和共价键共存。以具有确定键组成的石墨晶体作为参照, 计算了这些合金中分别参与形成金属键和共价键的价电子数占总价电子数的百分比。不同的合金具有不同的键组成, $\text{Ni}_{50}\text{Al}_{50}$, $\text{Ti}_{50}\text{Al}_{50}$ 和 $\text{Fe}_{60}\text{Al}_{40}$ 合金中的共价键成分都比较高, 均高于 $\text{Fe}_{72}\text{Al}_{28}$ 合金中的共价键成分。金属间化合物中的成键特征对其晶体结构和晶界结构有较大的影响。共价键成分高的合金中, 其晶界缺陷处的自由电子密度较低。讨论了自由电子密度、微观缺陷和键组成对合金力学性能的影响。

关键词 金属间化合物 正电子寿命 自由电子密度 微观缺陷 键组成

铝化物金属间化合物由于在高温下兼备许多优异的性能, 近年来备受关注。它们通常具有较高的熔点, 良好的抗氧化和抗腐蚀性能^[1], 因而可望成为新型的高温结构材料。金属间化合物普遍存在的弱点是室温塑性差, 这妨碍了它们的应用。为揭示这类材料室温脆断的微观机理, 人们从理论和实验上进行了大量的研究^[2~7]。Takasugi 等人^[3,4]对具有 Li_2 结构的 A_3B 型有序合金在室温下的晶界断裂行为进行了研究。他们的实验结果显示, 组成合金的两种原子的化合价差的绝对值可作为衡量合金晶界强度的判据, 当化合价差值增大时, 合金的晶界增强。Taub 等人^[5]研究了硼对 Ni_3X ($\text{X} = \text{Al}, \text{Ga}, \text{Si}, \text{Ge}$) 合金体系的韧性和断裂形态的影响, 实验数据表明, 原子化合价/尺寸效应以及原子的电负性模型协同影响着合金晶界的结合强度。Chiba 等人发现用 Pd 和 Ag 分别对 Ni_3Al 合金化, 也能使合金韧化^[6,7]。他们认为, 在贫 Al 的 Ni_3Al 合金中加入 Pd 或 Ag , 由于降低了合金的有序能, 同时减少晶格中的 Al 含量, 因而增加了合金的韧性。这些研究虽然能够揭示影响金属间化合物力学性能的重要因素, 但以此为基础所概括的若干推测都不同程度地与现有的某些实验结果不符。

近来, 我们在对 NiAl 和 Fe_3Al 等的实验研究发现, 这些合金中参与形成金属键的自由电子

2000-01-03 收稿, 2000-05-12 收修改稿

* 国家自然科学基金(批准号: 59881003)和广西壮族自治区教育厅基金资助项目

密度都较低, 合金中共价键和金属键共存。结果表明, 合金的韧性与合金中金属键和共价键的份额有关^[8,9]。已有很多学者从量子力学第一原理出发, 研究了金属间化合物中的键结构, 但极少有这方面的实验研究结果。本文试图提出一个利用正电子湮没技术确定金属间化合物中的键组成的实验方法。通过测量 Ni₅₀Al₅₀, Ti₅₀Al₅₀, Fe₆₀Al₄₀, Fe₇₂Al₂₈ 和石墨晶体的正电子湮没寿命谱参数, 可分别计算这些样品基体的自由电子密度; 以具有确定键组成的石墨晶体作为参照, 计算这些合金中分别参与形成金属键和共价键的价电子数占总价电子数的百分比。并讨论合金中的自由电子密度、微观缺陷和键组成对其力学性能的影响。

1 实验方法

用纯 Ni, Fe, Ti 和 Al 分别按化学配比配制成 Ni₅₀Al₅₀, Ti₅₀Al₅₀, Fe₆₀Al₄₀ 和 Fe₇₂Al₂₈ 合金。原材料的纯度为: 99.95(质量百分数, 下同)Ni, 99.8 Ti, 99.96 Fe 和 99.98 Al。Ni₅₀Al₅₀ 和 Ti₅₀Al₅₀ 合金分别在小型非自耗钨极电弧炉中在 Ar 气保护下熔炼。为使合金成分均匀, 每种合金反复熔化 3 次后得合金铸锭。由于在熔化过程中, 损失材料的质量低于 0.01(质量百分数), 故本文中用标称化学成分表示合金。合金铸锭在真空炉中经 1 000℃, 12 h 的均匀化处理后, 经机加工成直径约为 8 mm 的圆棒。Ti₅₀Al₅₀ 合金均匀化处理后还在 Ar 气氛中进行了 1 250℃, 150 MPa, 4 h 的热等静压(HIPed)处理。Fe₆₀Al₄₀ 和 Fe₇₂Al₂₈ 合金分别用真空感应炉熔炼, 并铸造试样毛坯。这些试样毛坯先经 1 000℃, 12 h 空冷的均匀化处理, 再经 500℃, 2 h 水淬的有序化处理。热处理后的试样毛坯经机加工成直径为 8 mm 的圆棒。用线切割机从每根试样上切出两片厚度均为 1 mm 的薄片作为正电子寿命谱的试验样品。用热解法制备了两片尺寸均为 10 mm × 7 mm × 1 mm 的高定向石墨晶体, 其大表面均为(0001)面。测试前, 把薄片样品的表面磨平并抛光。

正电子寿命谱采用 ORTEC 公司的快-快符合谱仪测量。在本实验条件下, 谱仪分辨函数的半高宽(FWHM)为 240 ps。以 Kapton 膜为衬底的²²Na 正电子源的强度约为 3.7×10^5 Bq。两片相同的样品把该正电子源夹在中间, 形成“样品-源-样品”的三明治结构。正电子寿命谱测量在室温(25℃)下进行。每次测量的总计数约为 10^6 。

2 结果与讨论

2.1 实验结果

正电子寿命谱采用 POSITRONFIT EXTENDED 程序^[10]进行三寿命拟合, 扣除源成分($\tau_s = 375$ ps, $I_s = 8.7\%$)和本底后得到正电子三寿命组分的寿命(τ_1, τ_2, τ_3)和相应的强度(I'_1, I'_2, I'_3)。它们的值随不同的样品而变化。每条谱中的第 3 组分寿命 τ_3 ($\approx 1\ 200$ ps)较长, 相应的强度 I'_3 比较小($< 1\%$), 是正电子在样品和正电子源的表面上湮没的结果。我们不考虑表面因素。对第 1 和 2 组分的强度(I'_1, I'_2)重新归一化, 并分别记为 I_1 和 I_2 。第 2 组分寿命 τ_2 是正电子在合金缺陷态湮没的寿命。正电子在合金缺陷态中的湮没率为 $\lambda_{ed} = \tau_2^{-1}$ 。根据正电子的标准两态捕获模型^[11], 可分别计算出正电子在合金基体中的湮没率(λ_{eb})和寿命(τ_b), 即 $\lambda_{eb} = I_1 \tau_1^{-1} + I_2 \tau_2^{-1}$, $\tau_b = \lambda_{eb}^{-1}$ 。

正电子寿命提供了它被湮没前所在环境的电子密度的信息。正电子湮没率是电子密度的函数。在一个理想晶体中, 热化后的正电子受到正离子的排斥, 在湮没前, 其部分时间通常处

于晶格的间隙位置中, 随后与扩展 Bloch 态电子湮没。换句话说, 在金属或合金晶格中, 正电子“看到”的主要是自由电子。利用 Brandt 和 Reinheimer 提出的经验公式^[12] $n = (\lambda - 2)/134$, 可计算出合金基体和缺陷态的电子密度 n_{eb} 和 n_{ed} 。试验样品的正电子寿命谱参数、基体和缺陷态的自由电子密度如表 1 所示。为便于比较和讨论, 我们把 Ni, Ti, Fe, Al 金属和石墨基体中的正电子寿命值^[13~15]、正电子湮没率和自由电子密度列于表 2。

表 1 试验样品的正电子寿命谱参数、基体和缺陷态的自由电子密度

合金	τ_1/ps	τ_2/ps	$I_1/\%$	$I_2/\%$	$\lambda_{ed}/\text{ns}^{-1}$	$\lambda_{eb}/\text{ns}^{-1}$	τ_b/ps	$n_{eb}(\text{a.u.})$	$n_{ed}(\text{a.u.})$
Ni ₅₀ Al ₅₀	177.9 ± 2	317 ± 18	87.0 ± 2	13.0 ± 2	3.15	5.30	188.7	2.46 × 10 ⁻²	8.58 × 10 ⁻³
Ti ₅₀ Al ₅₀	153.4 ± 1	296 ± 7	77.5 ± 1	22.5 ± 1	3.38	5.81	172.0	2.84 × 10 ⁻²	1.03 × 10 ⁻²
Fe ₆₀ Al ₄₀	186.9 ± 2	380 ± 8	93.1 ± 2	6.9 ± 2	2.63	5.16	193.7	2.36 × 10 ⁻²	4.70 × 10 ⁻³
Fe ₇₂ Al ₂₈	116.5 ± 1	265 ± 8	77.2 ± 1	22.8 ± 2	3.77	7.49	133.6	4.10 × 10 ⁻²	1.32 × 10 ⁻²
石墨	138.1 ± 4	328 ± 4	35.5 ± 1	64.5 ± 1	3.05	4.54	220.4	1.90 × 10 ⁻²	7.84 × 10 ⁻³

表 2 Ni, Ti, Fe, Al 金属和石墨基体中的正电子寿命值、正电子湮没率和自由电子密度

元素	τ_b/ps	λ_b/ns^{-1}	$n_b(\text{a.u.})$
Ni	110	9.09	5.29 × 10 ⁻²
Ti	148	6.76	3.55 × 10 ⁻²
Fe	106	9.43	5.54 × 10 ⁻²
Al	166	6.02	3.00 × 10 ⁻²
石墨	220	4.54	1.90 × 10 ⁻²

2.2 合金中的自由电子密度及其键组成

对于由简单金属元素 A 和 B 组成的二元合金, 如果晶格中的原子间均以纯金属键结合, 按 Lack 和 West^[16]以及 Stott 和 Kubica^[17]等人的理论, 可求出正电子在该二元合金基体中的湮没率, 记为 $\lambda_{cb}(\text{alloy})$ 。经适当的数学推算后, $\lambda_{cb}(\text{alloy})$ 可表示为^[9]

$$\lambda_{cb}(\text{alloy}) = f_A \lambda_b(A) + f_B \lambda_b(B), \quad (1)$$

其中 $\lambda_b(A)$ 和 $\lambda_b(B)$ 分别为正电子在纯 A 和纯 B 金属基体中的平均湮没率; f_A 和 f_B 分别为合金中 A 和 B 的原子百分比浓度。

在由 Ni(或 Fe 或 Ti) 和 Al 原子组成二元金属间化合物中, 如果这些元素的原子间也像简单金属那样形成的是单一的金属键, 那么, 利用这些金属元素的基体正电子寿命参数(表 2), 以及它们在合金中的原子百分比浓度, 按(1)式可求出正电子在合金基体中的湮没率, 记为 λ_{cb} , 并利用 $n = (\lambda - 2)/134$ 计算出相应的自由电子密度 n_{cb} , 结果列于表 3。表 3 也列出了实验测得的相应的合金基体中的正电子湮没率 λ_{cb} 和自由电子密度 n_{cb} 。

表 3 试验合金基体中的正电子湮没率和自由电子密度的理论计算值(λ_{cb} , n_{cb})和实验结果(λ_{cb} , n_{cb})

合金	$\lambda_{cb}/\text{ns}^{-1}$	$n_{cb}(\text{a.u.})$	$\lambda_{cb}/\text{ns}^{-1}$	$n_{cb}(\text{a.u.})$
Ni ₅₀ Al ₅₀	5.30	2.46 × 10 ⁻²	7.56	4.15 × 10 ⁻²
Ti ₅₀ Al ₅₀	5.81	2.84 × 10 ⁻²	6.39	3.28 × 10 ⁻²
Fe ₆₀ Al ₄₀	5.16	2.36 × 10 ⁻²	8.07	4.53 × 10 ⁻²
Fe ₇₂ Al ₂₈	7.49	4.10 × 10 ⁻²	8.49	4.84 × 10 ⁻²

从表 3 中可以看出, 对某一具体的金属间化合物而言, 其 n_{eb} 值都比其相应的 n_{eb} 值小, 即用正电子寿命方法实际测得的合金基体中的自由电子密度要比在假定合金中的原子以纯金属键结合的情况下其应有的值低。由此, 我们可以推知, 当 Ni(或 Fe 或 Ti) 和 Al 组成金属间化合物时, 在合金中不是形成单一的金属键。

Ni, Fe 或 Ti 的原子都含有 3d 电子, 部分 3d 电子尚未配对。当这些元素的原子和多价 Al 原子成键时, Al 原子将提供其价电子与这些 3d 电子形成局域的共价键, 合金中共价键和金属键共存。由于共价键电子的局域性, 导致合金基体中参与形成金属键的自由电子数量减少, 用正电子技术探测到的合金基体中的自由电子密度较低。我们认为, 如果合金基体中的自由电子密度高, 则参与形成金属键的价电子数多, 即合金中金属键成分多, 而共价键成分少; 反之亦然。

如果我们假定在铝化物金属间化合物中的原子只有两种键合状态, 即金属键和共价键, 并假定合金中参与形成金属键的价电子数与合金基体中的自由电子密度成正比, 那么, 利用具有确定的键组成的石墨晶体的自由电子密度作为参照, 可以确定金属间化合物中共价键和金属键所占的百分比。

每个碳原子有 4 个价电子。石墨是一种层状结构晶体。在石墨中, 碳原子的 4 个价电子中有 3 个在层上形成共价键; 另一个形成共振价键态, 可将其视为金属键。由于石墨存在金属键而使之具有较高的电导。因此, 在石墨晶格中, 参与形成共价键和金属键的电子数占总价电子数的百分比分别为 75% 和 25%。引入参数 $DM(\text{alloy})$ 和 $DC(\text{alloy})$ 分别表示金属间化合物中金属键和共价键所占的比例, 假设合金中参与形成金属键的价电子所占的比例与合金基体中的自由电子密度成正比, 便可得

$$DM(\text{alloy}) = \frac{n_{eb}(\text{alloy})}{n_{eb}(\text{graphite})} \times DM(\text{graphite}), \quad (2)$$

$$DC(\text{alloy}) = 1 - DM(\text{alloy}),$$

式中 $n_{eb}(\text{alloy})$ 和 $n_{eb}(\text{graphite})$ 分别为合金和石墨基体中的自由电子密度; $DM(\text{graphite}) = 25\%$, 为石墨中参与形成金属键的价电子数占总价电子数的比例。由(2)式可算出被测金属间化合物中的键组成, 计算结果如表 4 所示。

表 4 试验样品中的键组成

合金	$\lambda_{eb}/\text{ns}^{-1}$	$n_{eb}(\text{a.u.})$	$DM/\%$	$DC/\%$
$\text{Ni}_{50}\text{Al}_{50}$	5.30	2.46×10^{-2}	32.4	67.6
$\text{Ti}_{50}\text{Al}_{50}$	5.81	2.84×10^{-2}	37.4	62.6
$\text{Fe}_{50}\text{Al}_{40}$	5.16	2.36×10^{-2}	31.1	68.9
$\text{Fe}_{72}\text{Al}_{28}$	7.49	4.10×10^{-2}	53.9	46.1
石墨	4.54	1.90×10^{-2}	25.0	75.0

铝化物金属间化合物由于其原子排列的长程有序和原子间金属键及共价键的共存性, 使其有可能同时兼备金属的较好塑性和陶瓷的高温强度, 并可望使这类金属间化合物成为高温结构材料。

合金的力学性能跟合金中的键结构有关。由于共价键通常比金属键的键合力强, 当晶体中存在较多的共价键时, 必然引起高度的键结合力的不均匀性, 即沿着形成共价键方向的键合

力比其他方向的键合力强。在外应力的作用下,材料容易沿键合力弱化的方向破坏。例如,石墨晶体中的共价键成分较高,金属键成分较低。石墨原子层上以共价键结合的碳原子间的结合力较强,而靠金属键结合的层间的结合力较弱,石墨晶体容易沿(0001)面解理破坏,呈现出较大的脆性。因此,合金中的共价键成分越高,越容易呈现劈裂断裂。从表 4 的数据可以看出, $\text{Ni}_{50}\text{Al}_{50}$ 、 $\text{Ti}_{50}\text{Al}_{50}$ 和 $\text{Fe}_{60}\text{Al}_{40}$ 的共价键成分相当,它们的值较高。 $\text{Fe}_{60}\text{Al}_{40}$ 合金中的共价键成分比 $\text{Fe}_{72}\text{Al}_{28}$ 合金的高,据此,我们可推知,前者应比后者脆。这和郭建亭等人的力学性能的实验结果符合^[18]。因此,根据我们的上述讨论,通过合金化方法,控制合金中的键成分,人们可望获得力学性能良好的高温结构合金。

原子间的键合性质在晶体结构中表现出十分明显的决定作用。原子间以金属键方式结合的金属晶体,通常是以球密堆方式聚集,成六角密堆或面心立方密堆结构,其原子的配位数均为 12。对于原子间以共价键方式结合的共价晶体,每个原子成键的个数由其电子构型决定,成键的方向取决于原子轨道结合成分子轨道的方向。共价键具有饱和性及方向性:前者导致晶体中的原子配位数较低,并使这一类材料的晶体结构通常比较简单;后者使这类晶体具有长程有序的特征。如前所述,在铝化物金属间化合物中,金属键和共价键共存,其晶体结构与键组成有关。 NiAl 和 FeAl 合金中的共价键成分较高(分别为 67.6% 和 68.9%), NiAl 和 FeAl 合金的晶体结构均为较简单的 B2 型有序结构; TiAl 合金的共价键成分为 62.6%,是 Ll_0 有序结构。而 Fe_3Al 合金中的共价键成分较低(46.1%),其晶体结构是较复杂的 DO_3 有序结构。

正电子在二元铝化物金属间化合物的缺陷态中的寿命 τ_2 (见表 1)均大于正电子在 Al 空位的寿命 $\tau_v(\text{Al}) = 240 \text{ ps}$ ^[14]。这说明,在二元铝化物金属间化合物中不仅存在着空位、位错等缺陷,而且还存在开空间较大的缺陷,如柱形空洞等。

从表 1 看出,正电子在试验合金缺陷中的寿命由大到小的排序为

$$\tau_2(\text{Fe}_{60}\text{Al}_{40}) > \tau_2(\text{Ni}_{50}\text{Al}_{50}) > \tau_2(\text{Ti}_{50}\text{Al}_{50}) > \tau_2(\text{Fe}_{72}\text{Al}_{28}),$$

而这些合金中共价键成分(见表 4)由大到小的排序为

$$DC(\text{Fe}_{60}\text{Al}_{40}) > DC(\text{Ni}_{50}\text{Al}_{50}) > DC(\text{Ti}_{50}\text{Al}_{50}) > DC(\text{Fe}_{72}\text{Al}_{28}).$$

在通常情况下,正电子在缺陷中的寿命取决于缺陷的大小,由于缺陷的开空间越大,电子密度越低,正电子寿命越长。上述结果表明,合金的晶界结构也与合金中原子间的键合性质有关。对于共价键成分高的金属间化合物,由于共价键具有饱和性和空间方向性,使得这些合金的晶体结构显示出长程有序排列的特点,并具有较高的有序能。在有序能高的多晶合金中,同一晶粒内部的原子高度有序,晶界处的原子不易发生弛豫,导致在晶界处出现开空间较大的柱形空洞,并造成晶界处的价电子密度很低,金属键合力很弱,往往容易引起裂纹萌生和沿晶断裂。

总之,随着合金中共价键成分的增高,合金晶界缺陷的开空间增大,晶界缺陷处的价电子密度降低,合金变得更脆。

3 结论

(i) 铝化物金属间化合物中参与形成金属键的自由电子密度都比较低,合金中共价键和金属键共存。

(ii) $\text{Ni}_{50}\text{Al}_{50}$, $\text{Ti}_{50}\text{Al}_{50}$ 和 $\text{Fe}_{60}\text{Al}_{40}$ 的共价键成分相当; 而 $\text{Fe}_{72}\text{Al}_{28}$ 合金中的共价键成分比 $\text{Fe}_{60}\text{Al}_{40}$ 合金的低.

(iii) 金属间化合物中的成键特征对其晶体结构和晶界结构有较大的影响. 随着合金中共价键成分的增高, 合金晶界缺陷的开空间增大, 晶界缺陷处的价电子密度降低, 合金变得更脆.

参 考 文 献

- 1 Ball A, Smallman R E. The deformation properties and electron microscopy studies of the intermetallic compound NiAl. *Acta Metall.*, 1966, 14(10): 1 349 ~ 1 355
- 2 Heredia F E, Pope D P. Effect of boron additions on the ductility and fracture behavior of Ni_3Al single crystals. *Acta Metall.*, 1991, 39(8): 2 017 ~ 2 026
- 3 Takasugi T, Izumi O. Electronic and structural studies of grain boundary strength and fracture in Ll_2 ordered alloys——I. On binary A_3B alloys. *Acta Metall.*, 1985, 33(7): 1 247 ~ 1 258
- 4 Takasugi T, Izumi O, Mashashi N. Electronic and structural studies of grain boundary strength and fracture in Ll_2 ordered alloys——II. On the effect of third elements in Ni_3Al alloy. *Acta Metall.*, 1985, 33(7): 1 259 ~ 1 269
- 5 Taub A I, Briant C L. Composition dependence of ductility in boron-doped, nickel-base Ll_2 alloys. *Acta Metall.*, 1987, 35(7): 1 597 ~ 1 603
- 6 Chiba A, Hanada S, Watanabe S. Ductilization of Ni_3Al by macroalloying with Pd. *Acta Metall Mater.*, 1991, 39(8): 1 799 ~ 1 805
- 7 Chiba A, Hanada S, Watanabe S. Ductilization of Ni_3Al by microalloying with Ag. *Scripta Metall.*, 1992, 26(7): 1 031 ~ 1 036
- 8 邓文, 熊良铖, 王淑荷, 等. Fe 对 NiAl 合金中缺陷电子密度的影响. 科学通报, 1997, 42(14): 1504 ~ 1507
- 9 邓文, 钟夏平, 黄宇阳, 等. Si 和 Nb 对 Fe_3Al 合金基体和缺陷中价电子密度的影响. 中国科学, A辑, 1998, 28(10): 947 ~ 951
- 10 Kirkegaard P, Eldrup M. Positronfit extended: a new version of a program for analysing positron lifetime spectra. *Comput Phys Commun.*, 1974, 7: 401 ~ 409
- 11 Brandt W, Paulin R. Positron diffusion in solid. *Phys Rev B*, 1972, 5(7): 2 430 ~ 2 435
- 12 Brandt W, Reinheimer J. Theory of semiconductor response to charged particles. *Phys Rev B*, 1970, 2(8): 3 104 ~ 3 112
- 13 Lemahieu I, Dorikens-Vanpraet L, Dorikens M, et al. Positron studies of thermal vacancies in pure nickel. In: Dlubek G, ed. *Positron Studies of Defects*. Singapore: World Scientific Publishing Co Pte Ltd, 1987, G1
- 14 Mackenzie L K. Experimental methods of annihilation time and energy spectrometry. In: Brandt W, Dupasquier A, eds. *Positron Solid-state Physics*. Amsterdam: Holland Publishing Co, 1983. 196 ~ 264
- 15 Shirai Y, Schaefer H E, Seeger A. Study of thermal equilibrium vacancies in pure iron by positron lifetime spectroscopy. In: Dorikens-Vanpraet L, Dorikens M, Segers D, eds. *Positron Annihilation*. Singapore: ICPA-8, 1988. 419 ~ 421
- 16 Lack D G, West R N. Positron annihilation in disordered binary alloys. *J Phys F: Met Phys.*, 1974, 4(12): 2 179 ~ 2 188
- 17 Stott M J, Kubica P. New approach to the positron distribution in metals and alloys. *Phys Rev B*, 1975, 11(1): 1 ~ 10
- 18 Guo J T, Sun C, Tan M H, et al. Effect of alloying element on the mechanical properties of Fe_3Al and FeAl alloys. *Acta Metallurgica Sinica*, 1990, 3A(4): 249 ~ 255