

[文章编号] 1004-0609(2000)04-0470-06

Nb 和 Al 对 γ -TiAl 基合金高温强度的影响^①

刘自成¹, 李书江¹, 张卫军¹, 林均品¹, 陈国良¹, Y. W. Kim²

(1. 北京科技大学 新金属材料国家重点实验室, 北京 100083;

2. Materials Research Division, Universal Energy Systems, Dayton, Ohio 45432, U. S. A)

[摘 要] 研究了 Nb 对 γ -TiAl 基合金性能的影响, 结果表明, 高 Nb 合金化能大大提高 γ -TiAl 基合金的高温强度, 合金含 Nb 量越高, 强度就越高。TEM 观察表明, Nb 对 γ -TiAl 性能的影响类似于氧元素, 增强 d—d 键的方向性, 增加普通位错的 P-N 力, 提高普通位错开动的临界分切应力和滑移阻力。Al 对 γ -TiAl 合金性能的影响是通过影响合金中的 α_2 相含量来影响其性能的。随合金中 Al 含量升高, α_2 相含量减少, 位错运动非热激活阻力降低, 合金的强度下降。

[关键词] Nb; Al; TiAl 基合金; 高温强度

[中图分类号] TG146; TG113

[文献标识码] A

近年来在 γ -TiAl 合金成分设计, 组织控制方面取得长足进展^[1]。在贫 Al 的化学计量成分侧, γ -TiAl 基合金由 α_2 和 γ 两相构成, 并可获得四种典型组织: 近 Gamma (NG), 双态 (DP), 近片层 (NL) 和全片层 (FL) 组织; 其中片层团晶粒细小、片层间距细小的全片层组织由于具有优良的综合机械性能而具有实际工程意义, 但其较差的抗氧化和抗蠕变疲劳性能, 限制其使用温度不得超过 800~850 °C^[2, 3]。普通 γ -TiAl 基合金在 800 °C 以上服役时, 由于位错热激活滑移和攀移能力增强, 使高温强度和蠕变抗力大大下降^[4, 5]。改善高温性能成为 γ -TiAl 基合金能否代替镍基高温合金的关键问题。然而, 通过控制组织大幅度提高高温性能已不太可能^[5], 而通过合金化和优化合金成分是可行的。最近的研究表明, 高 Nb 合金化能大大提高 γ -TiAl 基合金的高温强度和抗氧化性^[6~8], 因而高 Nb 合金化的 TiAl 是目前世界上最有可能在 900~1100 °C 使用的高性能金属间化合物。本文研究 Nb 和 Al 及其含量对 γ -TiAl 基合金高温性能影响的规律和机制, 为优化合金成分提供依据。

1 实验

实验用合金的名义化学成分为 Ti-45Al, Ti-45Al-8Nb, Ti-45Al-10Nb, Ti-47Al, Ti-47Al-8Nb, Ti-47Al-10Nb, Ti-49Al, Ti-49Al-8Nb, Ti-49Al-

10Nb (摩尔分数, %)。合金均采用真空电弧炉熔炼生成, 为保证成分均匀, 每种合金重熔 4 次。合金在 1000 °C 进行 7 天的扩散退火后, 在 $\alpha + \gamma$ 两相区进行包套锻造。对锻造后的合金分别进行热处理得到 FL, NL, NG 和粗化的全片层 (DEL) 组织。

压缩实验在 Gleeble 1500 热模拟机上进行, 实验温度为 900 °C, 应变速率为 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, 测试真应变达 15% 为止, 从应力应变曲线上求出 900 °C 的屈服强度。使用 ET-400TEM 型透射电镜进行 Ti-45Al-10Nb 近片层组织的形变亚结构分析。TEM 观察用薄膜制作方法是: 从形变试样的形变区线切割下 2 mm 薄片, 用 1000 号的金相水砂纸减薄到 100 μm 以下, 再用标准电解双喷方法在 -20 °C, 15 V 下电解制得, 电解液为 93% 甲醇 + 7% 硫酸。在 S250 型扫描电镜上进行组织观察和分析, 采用截距法测量片层团晶粒尺寸和片层间距。片层团晶粒尺寸在放大 100 倍时统计得出, 统计视场数多于 15 个, 测量的误差为 $\pm 5 \mu\text{m}$ 。层片间距在放大 10000 倍时统计得出, 统计视场数也多于 15 个, 测量的误差为 $\pm 0.03 \mu\text{m}$ 。全片层组织中的 α_2 相含量也在 S250 型扫描电镜上用 BSE 模式测量, α_2 相含量在放大 1000 倍时统计得出, 统计视场也多于 15 个。

2 结果

合金的热处理工艺、SEM 及屈服强度、晶粒尺

① [基金项目] 国家自然科学基金资助项目 (5895151)

[收稿日期] 1999-07-30; [修订日期] 1999-12-14

[作者简介] 刘自成 (1966-), 男, 博士。

寸的测试结果列于表 1。成分分析表明: 上述 9 种合金中氧的质量分数均不超过 9×10^{-4} 。合金进行热处理后, 均分别获得四种不同的组织: FL, NL, DFL 和 NG 组织。以 Ti-45Al-10Nb 为例, 四种不同组织如图 1 所示, 图 1(a) 是 FL 组织, 片层团晶粒尺寸大约为 120 μm , 在片层团晶界上, 尤其在片层团晶界的三叉点上, 存在白色衬度的 β 相和黑色衬度的 γ 相。图 1(b) 是 NL 组织, 其片层团晶粒尺寸大约为 80 μm , 在片层团晶界上, 大约有 10% (体积分数) 左右的 γ 相。在片层团晶界上同样存在很少

量的 β 相。 γ 相对 α 晶粒 (片层团) 长大有钉扎作用, 所以 NL 的片层团晶粒尺寸小于 FL 的片层团晶粒尺寸。图 1(c) 为 DFL 组织, 片层团晶粒尺寸大约为 120 μm , 但板条已明显粗化, 不再相互平行, 而是有弯曲分叉等现象, 且板条也不再完整, 而呈破碎和断裂状, 有些部分已开始等轴化。图 1(d) 是 NG 组织, 其平均晶粒度大约是 30 μm , 大约有 2% (体积分数) 的 β 相存在于 γ 晶粒之间。其余合金的组织形貌与 Ti-45Al-10Nb 大致相同, 只是晶粒大小有所不同。详见表 1。

表 1 TiAl 基合金的热处理工艺、显微组织、屈服强度和晶粒尺寸

Table 1 Microstructures, compressive yield stress of different TiAl-based alloys heat-treated at different conditions

No.	Alloy	Heat treatment	Microstructure	$\sigma_{0.2}$ /MPa	Lamellar space/ μm
X1(a)	Ti-45Al-10Nb	1 315 $^{\circ}\text{C}/15\text{ min}+900\text{ }^{\circ}\text{C}/30\text{ min}$, AC	FL, GS= $\sim 120\text{ }\mu\text{m}$	523	~ 0.22
X1(b)	Ti-45Al-10Nb	1 300 $^{\circ}\text{C}/60\text{ min}+900\text{ }^{\circ}\text{C}/30\text{ min}$, AC	NL, GS= $\sim 80\text{ }\mu\text{m}$	500	~ 0.25
X1(c)	Ti-45Al-10Nb	X1(a)+1 050 $^{\circ}\text{C}/30\text{ h}$, AC	DFL, GS= $\sim 120\text{ }\mu\text{m}$	462	~ 0.56
X1(d)	Ti-45Al-10Nb	1 100 $^{\circ}\text{C}/30\text{ h}$, AC	NG, GS= $\sim 30\text{ }\mu\text{m}$	392	
X2(a)	Ti-47Al-10Nb	1 355 $^{\circ}\text{C}/15\text{ min}+900\text{ }^{\circ}\text{C}/30\text{ min}$, AC	FL, GS= $\sim 300\text{ }\mu\text{m}$	502	~ 0.35
X2(b)	Ti-47Al-10Nb	1 335 $^{\circ}\text{C}/40\text{ min}+900\text{ }^{\circ}\text{C}/30\text{ min}$, AC	NL, GS= $\sim 150\text{ }\mu\text{m}$	462	~ 0.37
X2(c)	Ti-47Al-10Nb	X2(a)+1 050 $^{\circ}\text{C}/30\text{ h}$, AC	DFL, GS= $\sim 300\text{ }\mu\text{m}$	433	~ 0.67
X2(d)	Ti-47Al-10Nb	1 100 $^{\circ}\text{C}/30\text{ h}$, AC	NG, GS= $\sim 100\text{ }\mu\text{m}$	372	
X3(a)	Ti-49Al-10Nb	1 410 $^{\circ}\text{C}/10\text{ min}+900\text{ }^{\circ}\text{C}/30\text{ min}$, AC	FL, GS= $\sim 300\text{ }\mu\text{m}$	478	~ 0.44
X3(b)	Ti-49Al-10Nb	1 385 $^{\circ}\text{C}/25\text{ min}+900\text{ }^{\circ}\text{C}/30\text{ min}$, AC	NL, GS= $\sim 150\text{ }\mu\text{m}$	446	~ 0.47
X3(c)	Ti-49Al-10Nb	X3(a)+1 050 $^{\circ}\text{C}/30\text{ h}$, AC	DFL, GS= $\sim 400\text{ }\mu\text{m}$	400	~ 0.75
X3(d)	Ti-49Al-10Nb	1 100 $^{\circ}\text{C}/30\text{ h}$, AC	NG, GS= 150~200 μm	320	
Y1(a)	Ti-45Al-8Nb	1 325 $^{\circ}\text{C}/15\text{ min}+900\text{ }^{\circ}\text{C}/30\text{ min}$, AC	FL, GS= $\sim 120\text{ }\mu\text{m}$	505	~ 0.19
Y1(b)	Ti-45Al-8Nb	1 300 $^{\circ}\text{C}/60\text{ min}+900\text{ }^{\circ}\text{C}/30\text{ min}$, AC	NL, GS= $\sim 80\text{ }\mu\text{m}$	492	~ 0.22
Y1(c)	Ti-45Al-8Nb	Y1(a)+1 050 $^{\circ}\text{C}/30\text{ h}$, AC	DFL, GS= $\sim 120\text{ }\mu\text{m}$	435	~ 0.50
Y1(d)	Ti-45Al-8Nb	1 100 $^{\circ}\text{C}/30\text{ h}$, AC	NG, GS= $\sim 30\text{ }\mu\text{m}$	365	
Y2(a)	Ti-47Al-8Nb	1 365 $^{\circ}\text{C}/10\text{ min}+900\text{ }^{\circ}\text{C}/30\text{ min}$, AC	FL, GS= $\sim 300\text{ }\mu\text{m}$	486	~ 0.31
Y2(b)	Ti-47Al-8Nb	1 350 $^{\circ}\text{C}/30\text{ min}+900\text{ }^{\circ}\text{C}/30\text{ min}$, AC	NL, GS= $\sim 150\text{ }\mu\text{m}$	454	~ 0.34
Y2(c)	Ti-47Al-8Nb	Y2(a)+1 050 $^{\circ}\text{C}/30\text{ h}$, AC	DFL, GS= $\sim 300\text{ }\mu\text{m}$	406	~ 0.61
Y2(d)	Ti-47Al-8Nb	1 100 $^{\circ}\text{C}/30\text{ h}$, AC	NG, GS= $\sim 100\text{ }\mu\text{m}$	347	
Y3(a)	Ti-49Al-8Nb	1 417 $^{\circ}\text{C}/10\text{ min}+900\text{ }^{\circ}\text{C}/30\text{ min}$, AC	FL, GS= $\sim 300\text{ }\mu\text{m}$	459	~ 0.4
Y3(b)	Ti-49Al-8Nb	1 390 $^{\circ}\text{C}/20\text{ min}+900\text{ }^{\circ}\text{C}/30\text{ min}$, AC	NL, GS= $\sim 150\text{ }\mu\text{m}$	436	~ 0.43
Y3(c)	Ti-49Al-8Nb	Y3(a)+1 050 $^{\circ}\text{C}/30\text{ h}$, AC	DFL, GS= $\sim 400\text{ }\mu\text{m}$	377	~ 0.70
Y3(d)	Ti-49Al-8Nb	1 100 $^{\circ}\text{C}/30\text{ h}$, AC	NG, GS= 150~200 μm	320	
Z1(a)	Ti-45Al	1 320 $^{\circ}\text{C}/15\text{ min}+900\text{ }^{\circ}\text{C}/30\text{ min}$, AC	FL, GS= $\sim 400\text{ }\mu\text{m}$	467	~ 0.15
Z1(b)	Ti-45Al	1 300 $^{\circ}\text{C}/60\text{ min}+900\text{ }^{\circ}\text{C}/30\text{ min}$, AC	NL, GS= $\sim 150\text{ }\mu\text{m}$	435	~ 0.17
Z1(c)	Ti-45Al	Z1(a)+1 050 $^{\circ}\text{C}/30\text{ h}$, AC	DFL, GS= $\sim 400\text{ }\mu\text{m}$	292	~ 0.45
Z1(d)	Ti-45Al	1 100 $^{\circ}\text{C}/30\text{ h}$, AC	20% α +80% γ GS= $\sim 100\text{ }\mu\text{m}$	245	
Z2(a)	Ti-47Al	1 390 $^{\circ}\text{C}/10\text{ min}+900\text{ }^{\circ}\text{C}/30\text{ min}$, AC	FL, GS= $\sim 300\text{ }\mu\text{m}$	419	~ 0.25
Z2(b)	Ti-47Al	1 370 $^{\circ}\text{C}/25\text{ min}+900\text{ }^{\circ}\text{C}/30\text{ min}$, AC	NL, GS= $\sim 150\text{ }\mu\text{m}$	353	~ 0.28
Z2(c)	Ti-47Al	Z2(a)+1 050 $^{\circ}\text{C}/30\text{ h}$, AC	DFL, GS= $\sim 300\text{ }\mu\text{m}$	273	~ 0.55
Z2(d)	Ti-47Al	1 100 $^{\circ}\text{C}/30\text{ h}$, AC	NG, GS= $\sim 150\text{ }\mu\text{m}$	242	
Z3(a)	Ti-49Al	1 435 $^{\circ}\text{C}/8\text{ min}+900\text{ }^{\circ}\text{C}/30\text{ min}$, AC	FL, GS= $\sim 300\text{ }\mu\text{m}$	367	~ 0.37
Z3(b)	Ti-49Al	1 410 $^{\circ}\text{C}/15\text{ min}+900\text{ }^{\circ}\text{C}/30\text{ min}$, AC	NL, GS= $\sim 150\text{ }\mu\text{m}$	319	~ 0.40
Z3(c)	Ti-49Al	Z3(a)+1 050 $^{\circ}\text{C}/30\text{ h}$, AC	DFL, GS= $\sim 400\text{ }\mu\text{m}$	255	~ 0.67
Z3(d)	Ti-49Al	1 100 $^{\circ}\text{C}/30\text{ h}$, AC	NG, GS= 150~200 μm	235	

AC—air cooling; GS—grain size

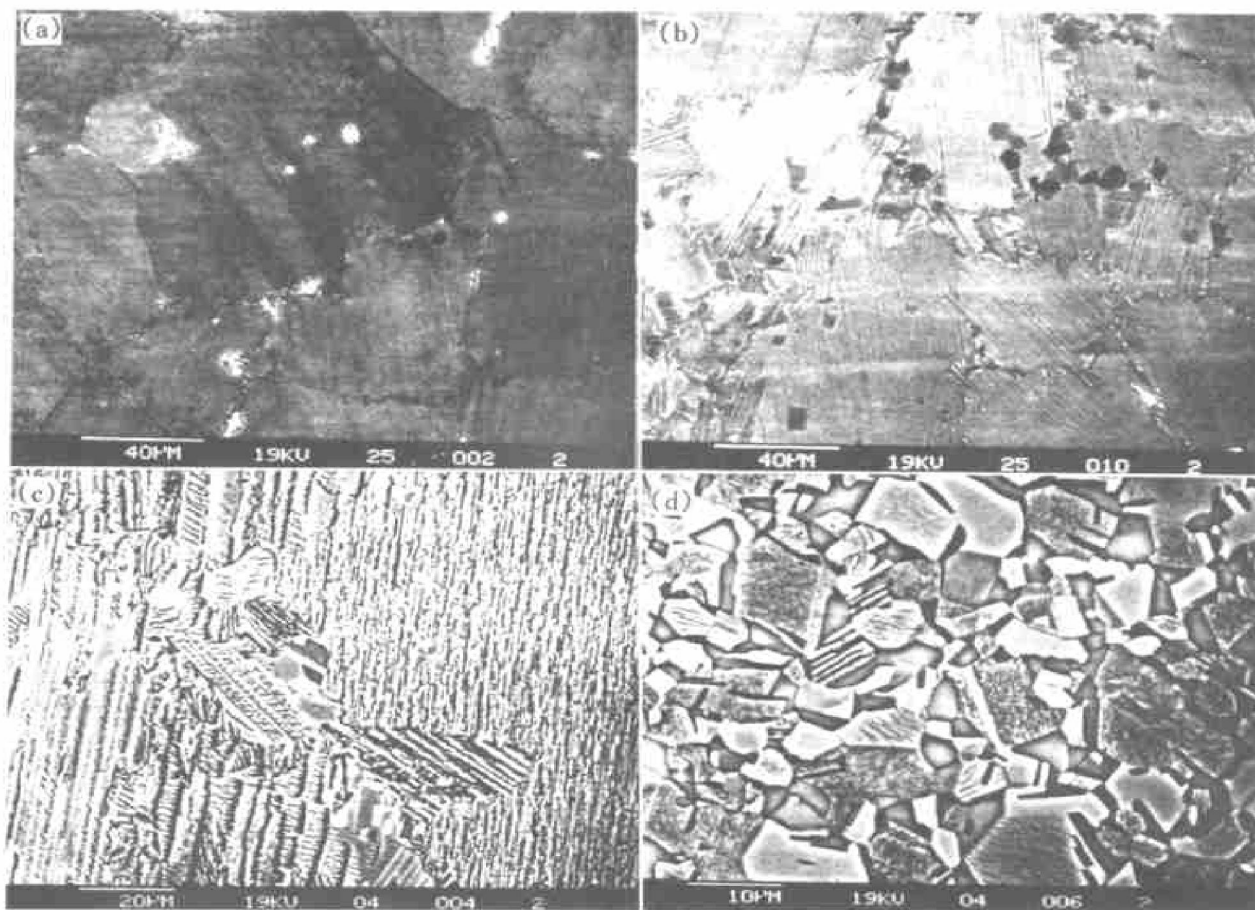


图 1 Ti-45Al-10Nb 合金的显微组织

Fig. 1 Microstructures of Ti-45Al-10Nb alloy

(a) —FL; (b) —NL; (c) —DFL; (d) —NG

Nb和Al含量对 γ -TiAl基合金高温强度的影响如图2所示。随着Nb含量的增加, FL γ -TiAl基合金的高温强度提高; 而随着Al含量的增加, 其高温强度下降。对于组织相同成分不同的合金, Ti-45Al-10Nb合金的高温强度最好而Ti-49Al合金的高温强度最差。同时, 从表1中也可以看出, 对于成分相同的合金, 具有FL组织的合金高温强度最好, 而具有NG组织的合金高温强度最差。

图3是Ti-45Al-10Nb合金的NL组织900℃形变亚结构, 形变亚结构中除有大量的普通位错外, 还存在25%左右的超位错和层错偶极子, 这说明高Nb合金化TiAl基合金中普通位错开动的临界分切应力(CRSS)升高到与超位错相当的程度。由图4可以计算出普通位错开动的CRSS为180 MPa, 屈服强度为 $3 \times 180 = 540$ MPa。

3 讨论

高Nb合金化对 γ -TiAl基合金的强化是通过Nb原子的代位固溶强化实现, 这种强化作用与O

原子的间隙固溶强化作用类似^[12]。固溶的Nb原子占据Ti原子的亚点阵, 增加了d-d键的方向性, 使普通位错P-N力增加而使其运动困难。也就是Nb原子固溶于 γ 相中, 改变了普通位错的核心结构, 增加普通位错的P-N力而使普通位错的滑移阻力增加。TEM分析Ti-45Al-10Nb合金900℃形变亚结构中, 除普通位错外, 还存在大量超位错。这说明普通位错开动的CRSS与超位错开动的CRSS相当。这种情况一般只有在高氧含量时才会出现; 而此合金氧质量分数仅为 7.8×10^{-4} , 因此大量Nb固溶于 γ 相中导致普通位错的CRSS增高, 而造成高强度。关于Nb为什么对普通位错的影响超过对超位错的影响仍不清楚, 有人认为由于Nb是过渡金属, 其d电子对普通位错核心电子云结构产生的影响比超位错大。低的普通位错可动性使超位错被激活, 因而在形变亚结构中, 除有普通位错外, 还存在大量的超位错和层错偶极子, 这已为实验所证实^[9]。图4示出了从 γ/γ 界面发射 $\frac{1}{2}[\bar{1}10]$ 位错环, 为估计位错运动的CRSS, 对位错环和位错弯

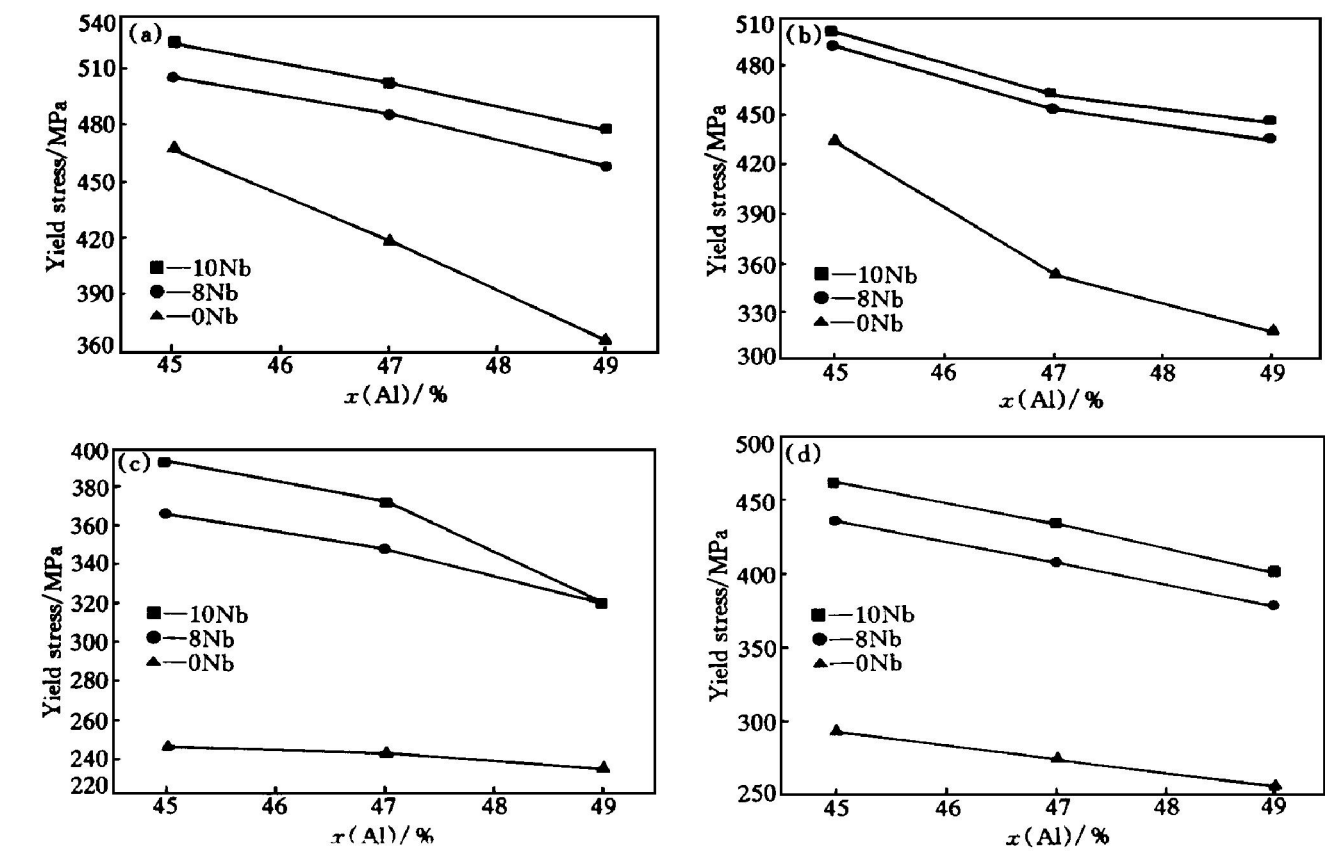


图 2 Nb 和 Al 含量对 TiAl 基合金 900 °C 屈服强度的影响
Fig. 2 Effects of Nb and Al content on yield stress at 900 °C
(a) —FL; (b) —NL; (c) —NG; (d) —DFL ($\dot{\epsilon}=5\times10^{-4}\text{ s}^{-1}$)

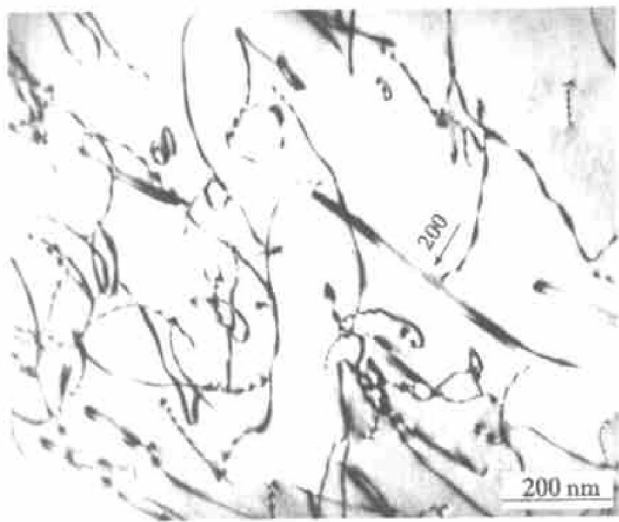


图 3 Ti-45Al-10Nb 合金 NL 组织 900 °C 形变的位错亚结构
Fig. 3 TEM micrograph of dislocation substructures of Ti-45Al-10Nb alloy with NL microstructure deformed at 900 °C ($g=200$, $B=[001]$)

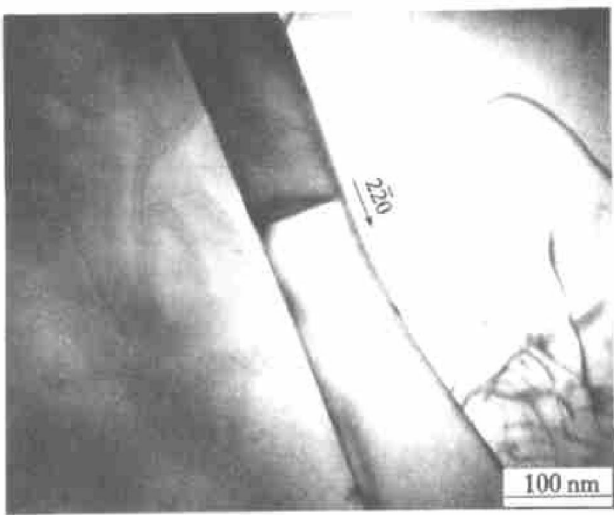


图 4 $\frac{1}{2}[\bar{1}10]$ 位错环从 γ/γ 界面上发射
Fig. 4 Emission of $\frac{1}{2}[\bar{1}10]$ dislocation loop from γ/γ boundary ($g=\bar{2}20$, $B=[111]$)

曲部分的曲率半径进行了测定, 经过倾转矫正, ρ 为 95~ 120 nm, 平均值为 110 nm。根据 $\sigma_s=f\mu b/\rho$, 其中 $f=3$, $b=2.8\times10^{-10}\text{ m}$, $\mu=70\text{ GPa}$, 可

得 $\sigma_s=540\text{ MPa}$ 。计算值和表 1 中的实测值相当一致。

Al 对 γ -TiAl 基合金的强化是基于位错非热激

活机制^[10, 11]。 $\sigma_y = \varphi_\gamma \sigma_\gamma + \varphi_{\alpha_2} \sigma_{\alpha_2}$ 。其中 σ_{α_2} 为 α_2 相的屈服强度， φ_{α_2} 为 α_2 相体积分数； σ_γ 为 γ 相的屈服强度， φ_γ 为 γ 相的体积分数。众所周知， σ_{α_2} 远大于 σ_γ 。从相图上可知随着 Al 含量的增加， γ 相含量增加而 α_2 相含量减少，则合金屈服强度 σ_y 减小。Haussler D et al^[13]认为无论在高温还是在低温，贫 Al 的 $\alpha_2 + \gamma$ 两相合金中的 γ 相的形变机制与富 Al 的单相 γ 相同。随 Al 含量变化， α_2 相含量变化及其所带来的组织变化影响合金的强度。在片层组织中， α_2 片层作为强化合金的加强筋；此外片层组织中还存在大量的 α_2/γ 界面， α_2/γ 界面是位错运动的有效障碍，因而片层结构体积分数越高，片层越细，合金强度越高。全片层组织中 α_2 相含量列于表 2。随着合金中的 Al 含量降低， α_2 相含量升高，作为强化合金加强筋的 α_2 片层数量也就越多，形成的片层组织中的片层就越细小(见图 5)，合金强度就越高。片层团尺寸在一定范围内，FL 组织的强度可表示 $\sigma_y = \sigma_{y0} + K \lambda^{-1/2}$ ，其中 λ 为平均片层间距，Al 含量越低， λ 越小^[14]。其次是 NL 组织，由于片层团界面上存在等轴 γ 相，而使组织中片层结构数量减少，其强度降低。DFL 组织平均片层间距大大增加，且有些板条弯曲甚至破碎球化，这样其强度大大减低。NG 组织由于不存在片层结构，且 α_2 含量最低而使其强度最低。

表 2 全片层组织下 TiAl 基合金中的 α_2 含量

Table 2 Contents of α_2 in FL

microstructure of different TiAl-based alloys

NO.	Type of alloys	Microstructure	α_2 /(volume fraction, %)
1	Ti-45Al	FL	25
2	Ti-47Al	FL	18
3	Ti-49Al	FL	6
4	Ti-45Al-8Nb	FL	23
5	Ti-47Al-8Nb	FL	14
6	Ti-49Al-8Nb	FL	5
7	Ti-45Al-10Nb	FL	19
8	Ti-47Al-10Nb	FL	11
9	Ti-49Al-10Nb	FL	4

4 结论

1) Nb 含量越高，强化效果越强，合金强度越高。高 Nb 合金化对 γ -TiAl 基合金的强化是基于 Nb 原子的代位固溶强化，高 Nb 合金化提高了普通位错运动的 P-N 力和普通位错开动的 CRSS，增加了普通位错的运动阻力而强化合金。

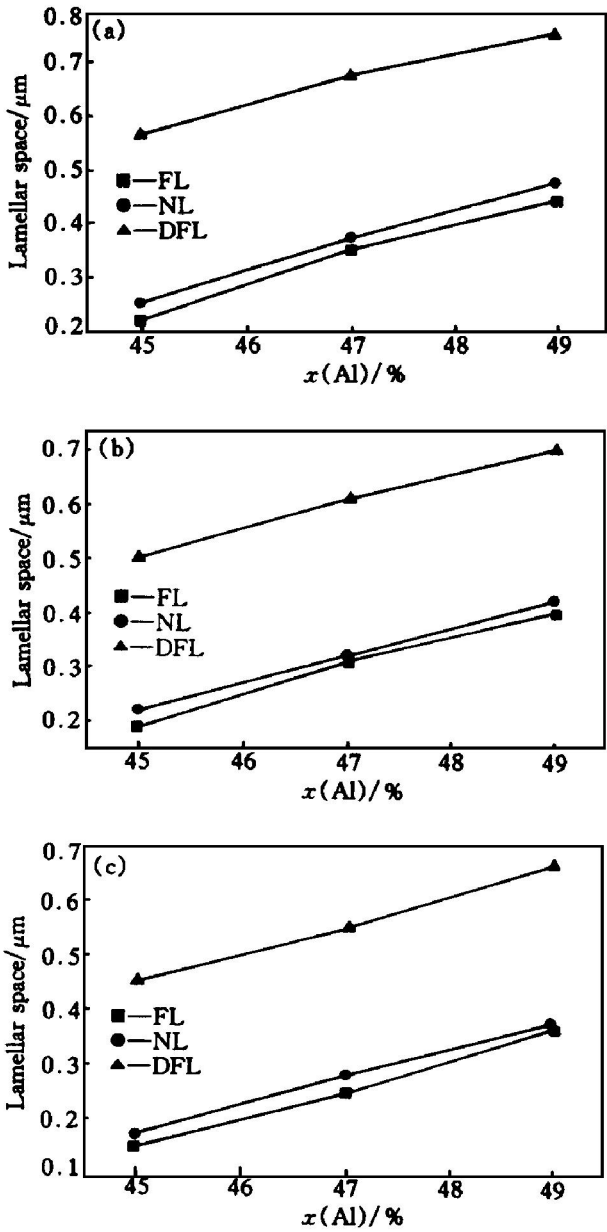


图 5 片层间距与 Al 含量的关系

Fig. 5 Dependence of lamellar space on Al content
(a) -10% Nb; (b) -8% Nb; (c) -0Nb

2) Al 对高 Nb γ -TiAl 基合金的强化机制与普通 γ -TiAl 合金的相同，合金中 Al 含量的变化导致 α_2 相含量的变化，以及由此引起组织变化而影响合金的强度。Al 含量越低， α_2 相含量越多，片层间距越小，合金强度越高。

[REFERENCES]

[1] Yamaguchi M and Inui H . TiAl compounds for structural applications [A] . Darolia R, Lewandowski J J and Liu C T. Structural Intermetallics, TMS [C], 1993. 127- 142.
[2] Dimiduk D, Matin P L and Kim Y W. Microstructure

- development in gamma alloy mill products by thermomechanical processing [J]. Mater Sci Eng, 1998, A243: 66–76.
- [3] Kim Y W. Trends in the Development of Gamma TiAl Alloys [A]. Kim Y W, Wagner R and Yamaguchi M. Gamma Titanium Aluminides, TMS [C], 1995. 637–654.
- [4] Hemker K J and Nix W D. Mechanisms of dislocation creep in single phase Nickel and Titanium Aluminides [A]. Nathal M V, Darolia R and Liu C T. Structural Intermetallics, TMS [C], 1997. 21–32.
- [5] Hayes R W and Martin P L. Tensile creep of single phase Gamma TiAl [A]. Kim Y W, Wagner R and Yamaguchi M. Gamma Titanium Aluminides, TMS [C], 1995. 939–948.
- [6] ZHANG W J, CHEN G L, WANG Y D, et al. Characteristics of heat resistance alloys Ti45Al10Nb and Ti48Al18Nb [J]. Scripta Metall Mater, 1993, 28: 1113–1118.
- [7] CHEN G L, ZHANG W J, WANG Y D, et al. TiAl–Nb intermetallic alloys based on the ternary intermetallic compound [A]. Darolia R, Lewandowski J J and Liu C T. Structural Intermetallics, TMS [C], 1993. 319–324.
- [8] ZHANG Lichun(张立春). 高铌 TiAl 合金中纳米微结构的 TEM 研究 [D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing(北京科技大学), 1999, 5: 31–33.
- [9] CHEN G L, ZHANG W J, LIU Z C, et al. Microstructure and properties of high Nb contained TiAl based alloys [A]. The 2nd Int Sym on Gamma Titanium Aluminides, ISGTA'99, TMS [C]. San Diego: 1999.
- [10] PENG CHAO-qun(彭超群), HUANG Bai-yu(黄白云), HE Yue-hui(贺跃辉). 合金化对 TiAl 基合金性能的影响及机理. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报), 1998, 8(Suppl. 1): 11–16.
- [11] HUANG S C. Alloying considerations in gamma based alloys [A]. Darolia R, Lewandowski J J and Liu C T. TMS [C], 1993. 299–307.
- [12] Morris M A. Deformation mechanisms in fine grained TiAl alloys [J]. Mater Sci Eng, 1997, A224: 12–20.
- [13] Haussler D, Messerschmidt U, Bartsch M, et al. In situ high voltage electron microscope deformation study of a two phase ($\alpha_2 + \gamma$) TiAl alloy [J]. Mater Sci Eng, 1997, A233: 15–25.
- [14] Liu C T, Maziasz P J and Wright J L. Key microstructures controlling the mechanical properties of two phase TiAl alloys with lamellar structures [J]. Mat Res Soc Symp Proc, MRS, 1997, 460: 83–90.

Effects of Al and Nb on high temperature strength of γ -TiAl based alloys

LIU Zicheng¹, LI Shurjiang¹, ZHANG Weijun¹, LIN Junpin¹, CHEN Guoliang¹, Y. W. Kim²

(1. State Key Lab for Advanced Metals and Materials,

University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China;

2. Materials Research Division, Universal Energy Systems, Dayton, Ohio 45432)

[Abstract] It is shown from the effect of Nb on γ -TiAl based alloys that high Nb content can improve the high temperature yield strength greatly, the higher the content of Nb in TiAl based alloys, the better the strength. TEM analysis shows that the high Nb solution in γ phases can enhance the directionality of d–d bonds and therefore enhance the P–N stresses so as to increase the CRSS for ordinary dislocation slip, leading to a higher lattice frictional resistance. The aluminium content has a significant effect on the high temperature yield strength of TiAl based alloys as a result of the changed α_2 content. The athermal activating stress of dislocation slip decreases as Al content increases which results in the decrease of the α_2 content, and the high temperature strength of TiAl based alloys decreases.

[Key words] Nb; Al; TiAl based alloys; high temperature strength

(编辑 杨 兵)