

C 含量对铸造 TiAl 合金组织和力学性能的影响

张熹雯^{1,2}, 王红卫¹, 朱春雷¹, 李 胜¹, 张 继¹

(1. 钢铁研究总院高温合金新材料北京市重点实验室, 北京 100081)

(2. 清华大学, 北京 100084)

摘 要: 在 Ti-47.5Al-3.7(Cr, V, Zr)合金中添加 0.05%~0.2%C (原子分数, 下同), 采用冷坩埚悬浮熔炼方法制备出了层片组织 TiAl 合金铸棒, 通过组织观察、室温拉伸和蠕变性能测试研究了 C 含量对 TiAl 合金组织和力学性能的影响。结果表明, 添加 0.05%~0.2%C 后, 合金仍可获得择优取向层片组织。随 C 含量增加 α_2 层片体积分数略有增加, 层片间距呈细化趋势。当 C 含量超过 0.1% 时, 在 α_2 和 γ 层片内和层片界面上有细小的 Ti_2AlC 型碳化物析出, 碳化物析出相的尺寸和数量随 C 含量增加有所增加。添加 0.05%~0.2%C 后提高了合金室温的抗拉强度和屈服强度, 且随 C 含量增加提升幅度逐渐增大, 当 C 含量为 0.2% 时, 分别将抗拉强度和屈服强度提升了 101 和 123 MPa。添加 C 元素后显著改善了合金的蠕变性能, 当 C 含量为 0.1% 时蠕变性能最佳, 与不含 C 的合金相比, 其塑性蠕变应变降低了一半、相同应变时的蠕变速率降低了 1 个数量级以上。添加 0.1%C 提升合金蠕变抗力的机制主要是通过抑制合金在蠕变初期的位错萌生和增殖过程; 在 γ 层片中形成割阶和位错碎片阻碍位错继续运动, 使得合金在蠕变第一阶段的应变硬化程度迅速增加; 此外, 析出的 Ti_2AlC 型碳化物进一步强化层片界面和基体, 与层片间距细化共同提高了穿层片滑移位错的运动阻力。

关键词: TiAl 合金; C 含量; 层片组织; 蠕变性能; 室温拉伸性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)01-0138-09

TiAl 金属间化合物具有密度低、高温比强度高、抗氧化性能优异等特点^[1], 已成功应用于航空发动机末级低压涡轮叶片^[2]和车用发动机增压器涡轮等部件^[3], 因实现结构减重和提高加速响应性等效果而备受关注。通常叶片类部件要求其具有较低的蠕变应变, 因而, 在 TiAl 合金蠕变性能特点和改善途径等方面投入了大量研究^[4-6]。随部件目标服役温度的不断升高, 提高 TiAl 合金服役过程中的蠕变抗力仍是研究热点^[7,8]。近年来, 通过调整合金组织^[9]、添加固溶强化^[4,6]和间隙强化元素^[10-12]来提高 TiAl 合金蠕变抗力的研究较多, 在 TiAl 合金的典型组织中, 全层片组织 (FL 组织) 因引入大量的层片界面减小了位错有效滑移长度显著降低了蠕变变形量而具有较优异的蠕变性能^[9], 在其基础上添加间隙元素 C, 可通过间隙固溶强化和析出强化效应进一步改善 TiAl 合金全层片组织的蠕变性能^[7,13-15]。此外, 通过区域熔炼方法获得的多孪晶合成晶体 (PST 晶体), 当外加应力轴与层片界面夹角为 0° 硬取向时具有优异的强度与塑性匹配和更高的蠕变抗力^[16,17]。然而, 受限于工艺难度, 目前尚未在实际部件中成功应用 PST 晶体。

TiAl 合金择优取向层片组织 (SOL 组织) 是通过常规铸造方法获得的近乎单一取向的多晶层片组织, 类似于 PST 晶体, 当外加应力轴与层片界面夹角为 0° 时具有良好的强度和塑性匹配以及较好的蠕变性能, 可应用于叶片类部件以提高离心力作用下部件的安全性^[18-20]。近期, 本课题组已研究发现 C 元素对 SOL 组织较高应力持久寿命和蠕变性能具有改善效果^[15,21], 综合考虑到 C 元素的添加在提高蠕变抗力的同时有降低室温塑性的风险, 因而, 通过调整 C 元素含量在获得优异高温蠕变性能的同时, 保证较好的室温拉伸性能是非常有必要的。

因此, 本研究通过常规铸造方法获得 SOL 组织 Ti-47.5Al-3.7(Cr, V, Zr) (at%) 合金, 在其基础上添加不同含量的 C 元素, 研究 C 元素对铸造组织形貌、组织组成、室温拉伸性能和高温蠕变性能的影响规律, 并通过对比室温强度、塑性的影响以及蠕变性能的改善效果优选出最佳 C 含量, 通过在透射电镜下研究合金蠕变变形组织和分析微观结构讨论 C 元素改善其蠕变性能的机理。

收稿日期: 2019-01-22

基金项目: 国家重点基础研究发展计划(“973”计划)(2015CB654902); 国家重大研发专项(2016YFB0700402)

作者简介: 张熹雯, 女, 1988 年生, 博士, 钢铁研究总院高温材料研究所, 高温合金新材料北京市重点实验室, 北京 100081, 电话: 010-62183386, E-mail: zhangxiwential@163.com

1 实验

在可形成定向层片组织的 Ti-47.5Al-3.7(Cr, V, Zr) 合金 (简称 TAC2 合金) 中添加 (0.05%~0.2%) C 作为实验合金 (简称 TAC2-xC 合金, $x=0.05, 0.1, 0.2$)。Ti、Al、Cr 和 Zr 以高纯金属形式加入, V 以 AlV 中间合金形式加入, C 以 AlTiC 中间合金的形式加入。采用真空感应悬浮炉熔炼母合金锭, 然后重熔浇注到固定石墨模具中得到 $\Phi 40$ mm 的铸棒。采用电火花线切割沿铸棒轴向切取力学性能毛坯样如图 1 所示, 经 1270 °C, 180 MPa, 1.5 h 热等静压处理和 950 °C, 12 h 炉冷的稳定化处理后期加工 (最后工序为精磨) 得到标距为 $\Phi 5$ mm \times 25 mm 的拉伸试样, 在 QUANSAR 10 设备上室温拉伸测试; 机加工得到标距为 $\Phi 10$ mm \times 50 mm 的蠕变试样, 在 RDL 100 设备上大气环境下进行 760 °C, 138 MPa, 200 h 蠕变测试。

采用 ICP-AES 测试方法分析 Al、Cr、V、Zr 元素, 高频燃烧红外吸收法分析 C 元素, 惰气脉冲红外热导法分析杂质 O 元素, 具体结果示于表 1。其中, Al、Cr、V、Zr 和 C 元素测试结果以原子分数给出, 杂质元素 O 以质量分数给出。采用 Olympus GX71 光学显微镜观察各合金的微观组织, 在 100 倍下采集连续 20 个视场照片以统计柱状晶宽度, 统计样本数大于 50 个; 采用 JEOL JSM-7800F 场发射扫描电镜在背散射模式下观察各合金的微观组织组成, 在 4000 倍下采集连续 10 个视场照片以统计层片组织参数、碳化物尺寸及其体积分数。其中, 层片间距和 α_2 层片宽度统计样本数大于 500 个; 碳化物尺寸统计样本数大于 1500 个。采用 TECNAI G20 透射电镜观察碳化物析出相并进行选区电子衍射标定, 观察合金蠕变变形后的微观结构。其中, 光学显微镜观察的金相试样经机械抛光后采用 3%HF+24%HNO₃+23%H₂O+50%丙三醇(vol%) 浸蚀, 扫描电镜观察的金相试样采用 10%HClO₄+90%

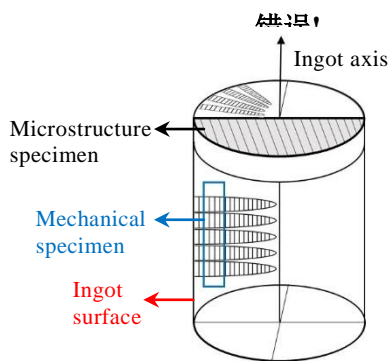


图 1 TiAl 合金铸棒示意图

Fig.1 Schematic diagram of the cast TiAl rod

表 1 TAC2-xC 合金的成分测试结果

Table 1 Test results of carbon content of TAC2-xC alloys (at%)

Alloy	C	Al	Cr	V	Zr	O*	Ti
TAC2	0.047	47.60	1.01	2.54	0.18	0.050	Bal.
TAC2-0.05C	0.093	47.39	0.98	2.56	0.19	0.052	Bal.
TAC2-0.1C	0.152	47.61	1.00	2.47	0.19	0.050	Bal.
TAC2-0.2C	0.235	47.48	1.00	2.60	0.22	0.053	Bal.

Content of O*: mass fraction (%)

乙醇 (vol%) 电解抛光, 透射试样经手工研磨至 50 μ m 左右薄片后冲成 $\Phi 3$ mm 薄片, 然后在 5% HClO₄+35% 正丁醇+60% 甲醇 (vol%) 溶液中进行双喷, 双喷制度为 -30 °C 和 20 V。

2 实验结果

2.1 不同 C 含量对合金组织的影响

图 2 是添加不同 C 含量的 TAC2-xC 合金的铸造宏观组织照片。从中可以看出, 未添加 C 元素时, 合金的宏观组织为柱状晶组织, 添加 0.05%~0.2% C 后, 宏观组织仍为柱状晶组织; 经统计, 4 个合金的平均柱状晶宽度分别为 265, 270, 242 和 262 μ m, 柱状晶的宽度随 C 含量增加没有显著变化。经热等静压 (1270 °C, 180 MPa, 1.5 h, FC) 和稳定化热处理 (950 °C, 12 h, FC) 后, 在光学显微镜下观察 4 个合金微观组织形貌, 4 个合金的微观组织均是由层片界面平行于铸锭表面的择优取向层片组织组成, 即层片界面垂直于柱状晶生长方向 (见图 2)。可见, 添加 0.05%~0.2% C 元素后, 合金的宏观组织和微观组织形貌并未发生明显改变。

图 3 为 4 个合金在扫描电镜背散射模式下的微观组织照片, 从中可以看出, 随 C 含量增加, 主要组织组成由交替排列的 γ -TiAl (暗色)+ α_2 -Ti₃Al (亮色) 转变成 γ -TiAl+ α_2 -Ti₃Al+碳化物。从图 3 中可以看出, 不含 C 的 TAC2 合金微观组织由 γ 层片和 α_2 层片组成 (图 3a); 当 C 含量为 0.05% 时, 合金的微观组织仍然由 γ 层片和 α_2 层片组成, 未观察到碳化物析出相 (图 3b); 当 C 含量为 0.1% 时, 在 α_2 层片上、 γ/γ 层片界面和 α_2/γ 层片界面上分布着碳化物析出相 (图 3c), 在 TEM 下观察碳化物明场像并进行选区电子衍射, 可以确定这种碳化物是在 950 °C, 12 h 时效处理过程中析出的 Ti₂AlC 型碳化物 (见图 4); 当 C 含量为 0.2% 时, 微观组织组成没有发生变化, 但碳化物的尺寸和体积分数增大 (图 3d)。对各组织参数进行详细统计, 结果如表 2 所示, 随 C 含量增加, 平均层片间距呈减小趋势, α_2 层片体积分数呈增大趋势; C 含量由 0.05%

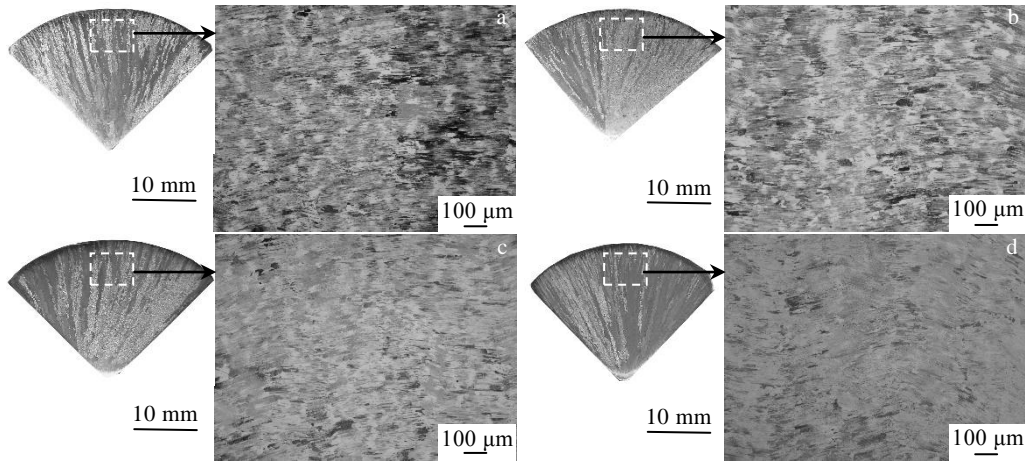


图 2 不同 C 含量 TiAl 合金铸造宏观组织形貌

Fig.2 Macrostructures and microstructures of cast TiAl alloy with different carbon contents: (a) TAC2, (b) TAC2-0.05C, (c) TAC2-0.1C, and (d) TAC2-0.2C

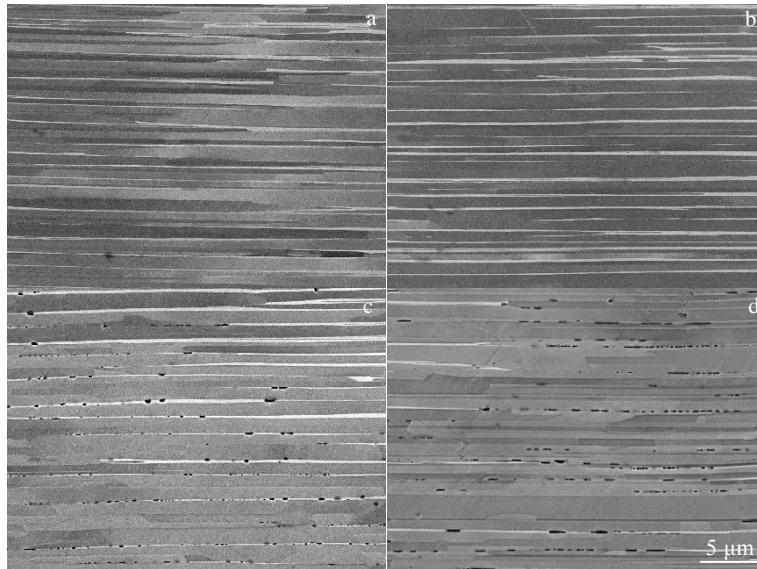


图 3 不同 C 含量 TiAl 合金扫描电镜下的微观组织形貌

Fig.3 SEM images of TiAl alloys with different carbon contents: (a) TAC2, (b) TAC2-0.05C, (c) TAC2-0.1C, and (d) TAC2-0.2C

增加至 0.1%时, C 元素由完全固溶态转变为固溶态和碳化物析出相共存, 由此可知 TAC2 合金中 C 元素的固溶度介于 0.05%~0.1%; 当 C 含量高于 0.1%后, 碳化物的尺寸和体积分数随 C 含量增加均有所增加。

2.2 不同 C 含量对蠕变性能的影响

图 5 为 4 个成分合金 760 °C, 138 MPa, 200 h 的蠕变曲线, 从图 5a 中可以看出, 在该条件下 TAC2-xC 合金的蠕变曲线均展现两个阶段: 蠕变第 1 阶段和蠕变第 2 阶段, 应变随时间延长呈增加趋势; 从图 5b 可以看出, TAC2 合金的蠕变速率随应变增加而逐渐下降, 相比而言, 当 C 含量在 0.05%和 0.1%时, 初期

的蠕变速率降低幅度明显增大, 蠕变速率迅速降低后保持在较低的水平; 而当 C 含量为 0.2%时, 初期的蠕变速率降低幅度小于 0.05%和 0.1%C 合金, 但与 TAC2 合金相比, 含 0.2C 合金相同应变条件下蠕变速率降低了 1 个数量级, 但蠕变速率随应变变化的曲线形状与 TAC2 没有明显差别。表 3 给出了 4 个合金的蠕变性能数据, 分别对比了添加不同 C 含量的 TAC2-C 合金的瞬时蠕变应变、塑性应变、200 h 时的蠕变速率, 通过对比数据发现, 添加 C 元素减小了 TAC2 合金的瞬时蠕变应变、塑性应变和 200 h 时的蠕变速率, 且随 C 含量增加对性能数据减小的程度增大, 其中, 添加 0.1C

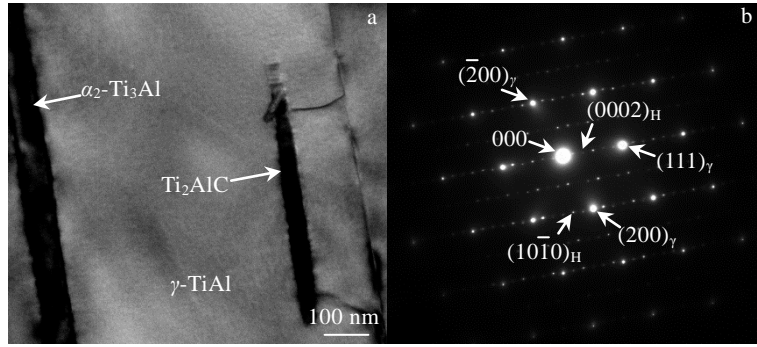


图 4 TAC2-0.1C 合金中碳化物的形貌和结构表征

Fig.4 Characterization of morphology and structure of carbides precipitates of TAC2-0.1C alloy: (a) TEM bright field image and (b) selected area electron diffraction pattern

表 2 TAC2-xC 合金的组织参数定量统计结果

Table 2 Quantitative statistical results of microstructure parameters of TAC2-xC alloys

Alloy	Phases	Lamellar spacing/ μm	α ₂ fraction/vol%	α ₂ thickness/μm	Carbide precipitates		
					Type	Size/nm	Content/vol%
TAC2	γ+α ₂	0.43	7.90	0.11	-	-	-
TAC2-0.05C	γ+α ₂	0.44	7.95	0.13	-	-	-
TAC2-0.1C	γ+α ₂ +Ti ₂ AlC	0.38	8.33	0.10	Ti ₂ AlC	265	0.43
TAC2-0.2C	γ+α ₂ +Ti ₂ AlC	0.39	8.55	0.11	Ti ₂ AlC	425	0.75

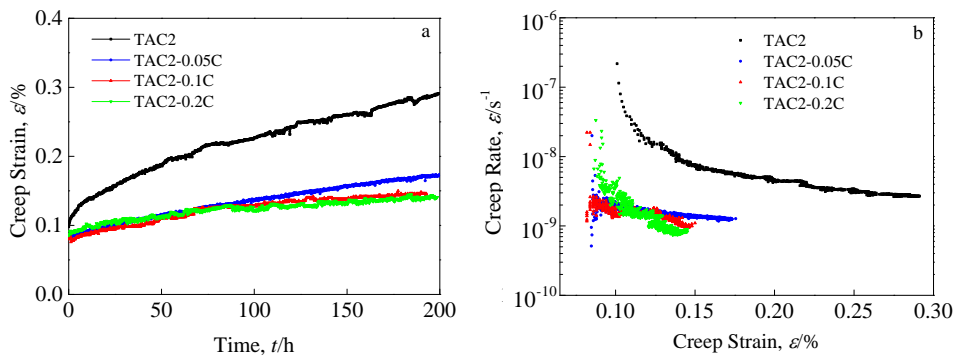


图 5 不同 C 含量 TiAl 合金 760 °C, 138 MPa, 200 h 蠕变曲线

Fig.5 Creep curves of TiAl alloy with different C contents under 760 °C, 138 MPa, 200 h condition: (a) creep strain versus time and (b) creep rate versus creep strain

表 3 TAC2-xC 合金 760 °C, 138 MPa, 200 h 蠕变性能

Table 3 Creep properties of TAC2-xC alloys under 760 °C, 138 MPa, 200 h condition

Alloy	Instantaneous creep strain/ %	Plastic creep strain/%	Total creep strain/%	Creep rate/ s ⁻¹
TAC2	0.098	0.154	0.252	2.2×10 ⁻⁹
TAC2-0.05C	0.084	0.092	0.176	1.2×10 ⁻⁹
TAC2-0.1C	0.074	0.072	0.146	9.2×10 ⁻¹⁰
TAC2-0.2C	0.086	0.059	0.145	7.4×10 ⁻¹⁰

使塑性蠕变应变降低了一半。

2.3 不同 C 含量对室温拉伸性能的影响

图 6 为 TAC2 合金和添加不同 C 含量的 TAC2-(0.05-0.2)C 合金的室温拉伸性能测试结果, 图中给出的是抗拉强度、屈服强度和室温拉伸塑性的平均值。对比图 5 中数据可以发现, 添加 0.05C 后, 抗拉强度由 560 MPa 提高至 603 MPa, 屈服强度由 450 MPa 提高至 512 MPa, 室温拉伸塑性由 2.5% 降低为 2.3%; 随 C 含量增加至 0.1% C, 抗拉强度进一步提高至 612 MPa, 屈服强度提高至 535 MPa, 室温拉伸塑性降

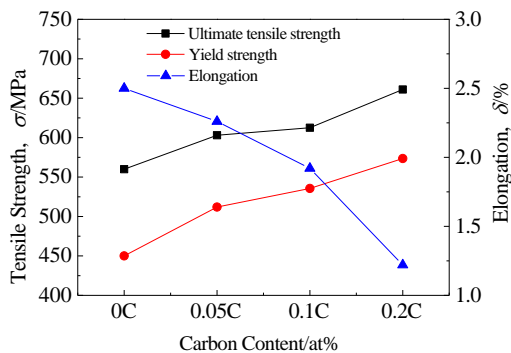


图 6 不同含量 C 对 TiAl 合金室温拉伸性能的影响

Fig.6 Influence of carbon content on tensile properties at room temperature of TiAl alloy

低为 1.9%；当 C 含量增加至 0.2%C 时，抗拉强度提高至 661 MPa，屈服强度提高至 573 MPa，但室温拉伸塑性下降明显，降低为 1.2%。对比上述数据可以发现，添加 0.05%C、0.1%C 和 0.2%C 对屈服强度的改善幅度分别为 13.8%、19.0%和 27.4%，其中添加 0.2%C 对强度的改善幅度最大，而添加 0.1%C 得到合金的强度与塑性匹配良好，综合 C 含量对蠕变性能的影响规律得出最佳 C 含量为 0.1%。

3 讨论与分析

3.1 蠕变第 1 阶段应变硬化规律

蠕变曲线反映的是蠕变变形过程中形变硬化和软化的竞争关系，试样开始加载时会产生瞬时蠕变应变，随时间延长，发生应变硬化使蠕变变形速率逐渐下降，随后发生回复软化，当硬化与软化平衡时蠕变速率保持不变，即进入蠕变第 2 阶段。

由于蠕变第 1 阶段应变包含加载瞬间产生的瞬时蠕变应变和蠕变速率降低至最小时产生的瞬态蠕变应变。D. Y. Seo 和 T. R. Bieler 等人认为蠕变第 1 阶段应变速率降低可能由不只 1 个独立的因素所致^[22]，W. J. Zhang 等人^[5]为确定控制蠕变第 1 阶段应变的主要因素，用含有硬化相关系数的数学模型 (1) 表述蠕变第 1 阶段，

$$\epsilon_p = \epsilon_0 + A[1 - \exp(-\alpha t)] \quad (1)$$

其中， ϵ_0 为瞬时蠕变应变，A 为应变硬化相关的常数， α 为与扩散或位错运动有关的蠕变变形的速率常数，t 为时间。

根据公式 (1) 描述 TAC2 合金和 TAC2-0.1C 合金蠕变第 1 阶段，计算相关参数 A 和 α 的数据如表 4 所示，从表中可以看出添加 0.1%C 之后 A 和 α 值都有

表 4 TAC2-xC 合金蠕变第 1 阶段应变硬化参数对比

Table 4 Comparison of strain hardening parameters of TAC2-xC alloys during primary creep stage

Alloy	α	A
TAC2	0.017	0.158
TAC2-0.1C	0.014	0.072

所降低，其中应变硬化常数 A 值降低了一半。根据图 5b 可知，添加 0.1%C 后使合金初期蠕变速率下降较快，这表明 C 的添加使合金蠕变第 1 阶段发生应变硬化程度增大。

根据文献[23,24]报道，全片层(fully lamellar, FL)组织 TiAl 合金在 760 °C, 138 MPa 条件下，参数 A 通常在 0.1~0.2 之间， α 通常在 0.02~0.03 之间，在合金中加入固溶强化元素 W 等或添加 Si、C 等元素在层片界面形成细小析出相都会使 A 值降低，且 A 值越低表示应变硬化程度越高；但是在 760 °C, 138 MPa 这个应力水平下，A 值并不随层片间距细化而降低^[5]。与 FL 组织 TiAl 合金对比，TAC2 系列合金在 760 °C, 138 MPa 条件下的 A 和 α 值都相对较低，尤其是添加 C 含量超过 0.1%后，A 值降低至 0.072 以下，而 α 值在有 C 元素添加的情况下都处于较低水平。这表明在 TAC2 系列合金中由于层片组织取向一致的特点，可能使其在蠕变变形过程中的应变硬化程度较大。

3.2 蠕变变形微观结构分析

由图 5 可知，TAC2 和 TAC2-0.1C 合金在 760 °C, 138 MPa 蠕变变形 10 h 处于蠕变第 1 阶段，在透射电镜下观察 TAC2 和 TAC2-0.1C 合金蠕变第 1 阶段的微观变形结构，来分析添加 0.1%C 对蠕变第 1 阶段应变硬化的影响机制，进而来分析添加 C 对蠕变性能的改变机理。

TAC2 合金蠕变 10 h 时应变达到 0.138%，应变速率为 $1.11 \times 10^{-8} \text{ s}^{-1}$ 。图 7 为 TAC2 合金蠕变变形 10 h 的透射电镜照片，从图 7a 中可以看出，以 [110] γ 为入射方向，在 γ 层片中观察到大量的形变孪晶，大部分形变孪晶撞击到 α_2/γ 层片界面后发生偏转继续传递应变；在较宽的 γ 层片中还观察到形变孪晶交叉在一起，并与位错有交互作用；同时，还观察到由层片界面向 γ 层片中发射的运动位错 (图 7b 中用箭头指出)；另外，从图 7c 中观察到在 α_2/γ 层片界面弓出的位错和已经脱离层片界面运动的普通螺位错，位错发生弯曲呈现出尖角，并在位错运动方向后方留下少量的位错碎片， γ 层片中弯曲位错的尖角是由于位错发生交滑移而产生割阶在观察平面内的投影。

TAC2-0.1C 合金蠕变 10 h 时应变达到 0.078%，此

时的应变速率为 $1.14 \times 10^{-9} \text{ s}^{-1}$, 相比 TAC2 合金蠕变应变和应变速率都处于较低水平。从 $[110]_{\gamma}$ 入射方向观察 TAC2-0.1C 合金蠕变变形 10 h 后的微观组织发现, 合金的大部分层片形貌和蠕变变形前相似 (图 8a), 可观察到的变形结构仅为少量的运动位错和形变孪晶, 其中仅在较宽的 γ 层片中观察到形变孪晶 (图 8b), 并且位错和形变孪晶的密度远小于 TAC2 合金。在较高倍数下观察发现, 在 γ 层片中分布少量带尖角的呈弯曲状的位错 (图 8c), 在这些 γ 层片中分布着较多的位错碎片。对这些弯曲位错 (图 9a) 在不同操作反射条件下进行观察发现, 这些弯曲位错在 $g=[11\bar{1}]$ (图 9b) 条件下可见、在 $g=[\bar{1}11]$ (图 9c) 条件下消光, 可推测这些位错是 $1/2[110]$ 普通螺位错。

由此可见, 2 个合金初期的蠕变应变均来源于位错和孪生变形, 但存在明显差别。一方面, TAC2 合金的位错处于激发状态, 不断有位错从界面发射出, 而 TAC2-0.1C 合金几乎没有发现这个特征, 这表明加 C 之后位错从界面发射受到限制, 从而使 TAC2-0.1C 合金具有较低的位错密度; 另一方面, TAC2-0.1C 合

金呈现出了更为明显的应变硬化特征, γ 层片中的位错频繁的发生交滑移产生割阶和位错碎片。研究表明^[25], 在 TiAl 合金中, 经少量变形后形成位错多极结构、位错相交和形变孪晶是应变硬化的潜在来源。位错多极结构是由于位错间弹性相互作用和位错交滑移的局部重组而形成, 属于相对较强的固着障碍, 可有效地促进在较宽温度范围内的应变硬化; 在位错交滑移时, 相交位错中形成的不可动割阶, 并由位错割阶拖尾和终止所形成的位错偶极子、小位错环、碎片等缺陷都是位错线进一步移动的阻力, 这就是导致应变硬化的因素^[26-28]。

3.3 碳化物、固溶 C 和层片细化的作用

层片组织 TiAl 合金蠕变第 1 阶段应变的产生原因是由于层片界面位错萌生和增殖使应力松弛, 蠕变应变的贡献主要来源于 γ/γ 和 γ/α_2 层片界面上或沿着层片界面的位错运动。若要持久稳定地提高第 1 阶段蠕变抗力, 较为有效的方法是通过在界面增加额外的障碍来阻碍界面相关位错运动, 如在层片界面析出细小的碳化物^[14,24]、硅化物^[29]、B2 相^[23,29]等, 可有效地钉



图 7 TAC2 合金在 760 °C, 138 MPa 条件下蠕变变形 10 h 的微观结构照片

Fig.7 Bright field images of deformation structures after tensile creep of TAC2 alloys under 760 °C, 138 MPa condition for 10 h: (a) deformation twinning in γ lamellae, (b) cross twinning and interaction with dislocations, (c) dislocation emission from lamellar interface to γ lamellae, arrows indicate dislocation bowing out from lamellar interface and cusped dislocation, arrowheads indicate dislocation debris. TEM images taken from $[110]_{\gamma}$ direction

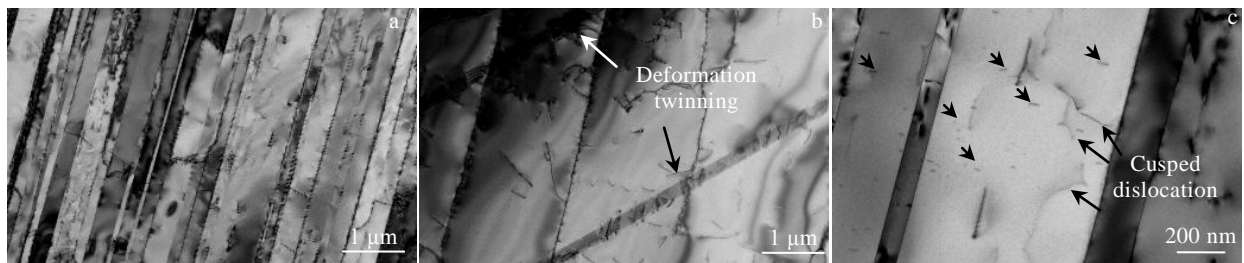


图 8 TAC2-0.1C 合金在 760 °C, 138 MPa 条件下蠕变变形 10 h 的微观结构照片

Fig.8 Bright field images of deformation structures after tensile creep of TAC2-0.1C alloys at 760 °C, 138 MPa condition for 10 h: (a) deformed lamellar microstructure, (b) deformation twinning, (c) arrows indicate cusped dislocation and arrowheads indicate dislocation debris. TEM images taken from $[110]_{\gamma}$ direction

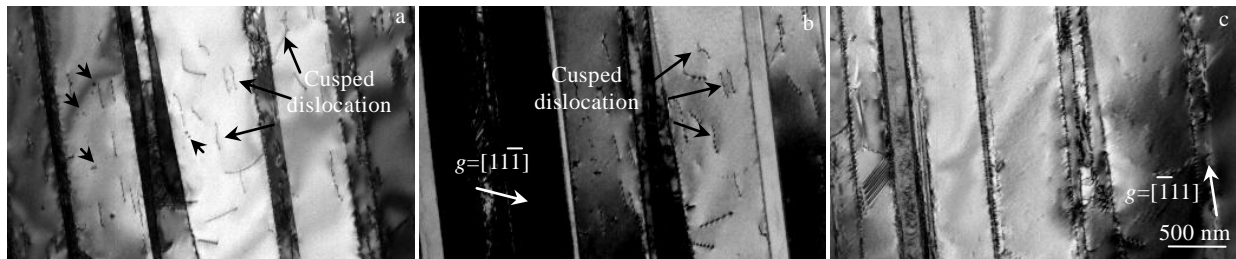


图9 TAC2-0.1C 合金中的弯曲位错在不同操作反射条件下的 TEM 明场像

Fig.9 Bright field images of the cusped dislocation in creep deformed TAC2-0.1C alloy under different operating reflection conditions: (a) arrows indicate cusped dislocation and arrowheads indicate dislocation debris; (b) $g=[11\bar{1}]$ and (c) $g=[\bar{1}11]$. (TEM images taken from $[101]\gamma$ direction)

扎住界面位错,阻碍其增殖发射到 γ 层片基体中。G. B. Viswanathan 等人研究 K5SC 合金蠕变变形行为时发现,层片界面上分布的 Ti_2AlC 型碳化物对层片界面上的 $1/2[110]$ 普通位错、平行于层片界面方向滑动的 $1/2[\bar{1}10]$ 和 $[121]$ 型超点阵位错具有显著的钉扎作用,同时,碳化物还限制了穿层片滑移的位错运动,从而明显降低了蠕变第 1 阶段的应变和蠕变速率^[30]。

与 FL 组织不同,本研究中 TAC2 和 TAC2-0.1C 合金蠕变变形以穿层片的位错运动为主,层片界面作为位错运动的主要障碍,使位错运动具有相对较小的平均自由程。而在低应力条件下,蠕变初期时层片界面保持较为完整,因此,层片界面上的碳化物仅具有进一步强化界面的作用,而 γ 层片内的碳化物具有类似于界面的作用,可以阻碍位错在层片内的滑移,相当于缩短了位错滑移的平均自由程。

在全层片组织 TiAl 合金中,细化层片间距可提高蠕变抗力^[31],例如 Ti-47Al 在 760 °C, 207 MPa 条件下,平均层片间距由 0.66 μm 减小至 0.14 μm 时,可以使第 1 阶段蠕变应变降低一半、最小蠕变速率降低近 1 个数量级。但层片间距细化提高蠕变抗力的作用效果在较高应力条件下比较显著,而在较低应力条件下(低于 100 MPa),细化层片对蠕变抗力的提高作用可以忽略^[32]。本研究中,添加 0.1% C 后使层片间距由 0.43 μm 减小至 0.38 μm ,可以看出层片间距减小幅度并不明显,并且蠕变应力相对较低,因此,可以推测层片间距细化也不是蠕变性能改善的主要原因。

由于添加的 C 部分固溶在基体中,使合金中 α_2 相的点阵常数有所增加^[33,34],那么在 α_2/γ 层片界面上的错配结构也应有所变化,从而使界面共格应力发生变化,可能会影响蠕变初期层片界面上的位错增殖行为,虽然在高温变形过程中,固溶 C 原子对位错运动起到的阻碍作用有限^[35],但相同蠕变时长条件下,

TAC2-0.1C 合金在基体组织中的位错密度明显低于 TAC2 合金,也表明添加 C 使合金位错萌生和增殖行为被阻碍。

综上所述,在 760 °C, 138 MPa 条件下,在 TAC2 合金中添加 C 元素主要是通过抑制合金在蠕变初期的位错萌生和增殖过程,在 γ 层片中形成割阶和位错碎片阻碍位错继续运动,使得合金在蠕变第 1 阶段的应变硬化程度迅速增加;同时,碳化物进一步强化层片界面和 γ 基体,以及细化层片间距共同提高了穿层片滑移位错的运动阻力。

4 结 论

1) 添加 0.05%~0.2% C 后,合金仍可获得择优取向层片组织,随 C 含量增加 α_2 层片体积分数略有增加、层片间距呈细化趋势,且层片间距与屈服强度之间符合 Hall-Petch 关系;当 C 含量超过 0.1% 时,在 α_2 层片上和 γ/γ 层片界面上有细小的 Ti_2AlC 型碳化物析出,并随 C 含量增加,碳化物析出相的尺寸和数量有所增加。

2) 添加 0.05%~0.2% C 元素减小了 TAC2 合金的瞬态蠕变应变、塑性应变和 200 h 时的蠕变速率,且随 C 含量增加改善程度增大,其中,添加 0.1% C 使塑性蠕变应变降低了一半,使相同应变时的蠕变速率降低了 1 个数量级以上。

3) 添加 0.05%~0.2% C 后提高了合金的室温抗拉强度和屈服强度,且随 C 含量增加提升幅度增大,合金的室温拉伸塑性随 C 含量增加略有降低。综合 C 对蠕变性能和室温拉伸性能的影响规律优选出最佳 C 含量为 0.1%。

4) 添加 C 元素主要是通过抑制合金在蠕变初期的位错萌生和增殖过程,在 γ 层片中形成割阶和位错碎片阻碍位错继续运动,使得合金在蠕变第 1 阶段的应变硬化程度迅速增加;同时,碳化物进一步强化层

片界面和 γ 基体, 以及细化层片间距共同提高了穿层片滑移位错的运动阻力。

参考文献 References

- [1] Kim Y W. *JOM*[J], 1995, 47(7): 39
- [2] Aguilar J, Schievenbusch A, Kätlitz O. *Intermetallics*[J], 2011, 19(6): 757
- [3] Noda T. *Intermetallics*[J], 1998, 6(7-8): 709
- [4] Beddoes J, Wallace W, Zhao L. *International Materials Reviews*[J], 1995, 40(5): 197
- [5] Zhang W J, Deevi S C. *Intermetallics*[J], 2003, 11(2): 177
- [6] Zhang W J, Deevi S C. *Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 362(1): 280
- [7] Kim Y W, Kim S L. *Intermetallics*[J], 2014, 53: 92
- [8] Schwaighofer E, Rashkova B, Clemens H *et al.* *Intermetallics*[J], 2014, 46: 173
- [9] Worth B D, Jones J W, Allison J E. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1995, 26(11): 2947
- [10] Worth B D, Jones J W, Allison J E. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1995, 26(11): 2961
- [11] Perdrix F, Trichet M F, Bonnentien J L *et al.* *Intermetallics*[J], 2001, 9(9): 807
- [12] Morris M A, Lipe T I. *Intermetallics*[J], 1997, 5(5): 329
- [13] Tian W H, Nemoto M. *Intermetallics*[J], 1997, 5(3): 237
- [14] Karadge M, Gouma P I, Kim Y W. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2003, 34(10): 2129
- [15] Zhang Xiwen(张熹雯), Hu Haitao(胡海涛), Zhu Chunlei(朱春雷) *et al.* *Chinese Journal of Rare Metals* (稀有金属)[J], 2017, 41(9): 972
- [16] Kim H Y, Wegmann G, Maruyama K. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2002, 329: 795
- [17] Jianguo L, Yonggang Z, Changqi C. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 1998, 8(4): 562
- [18] Zhang Ji(张继), Zhong Zengyong(仲增堉). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2010, 29(2): 9
- [19] Zhu Chunlei(朱春雷), Li Sheng(李胜), Zhang Ji(张继). *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2017, 45(6): 36
- [20] Zhu Chunlei(朱春雷), Zhang Xiwen(张熹雯), Li Sheng(李胜) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(9): 2124
- [21] Zhang Xiwen(张熹雯), Li Haizhao(李海昭), Zhu Chunlei(朱春雷) *et al.* *Foundary*(铸造)[J], 2013, 62(9): 881
- [22] Seo D Y, Bieler T R, An S U *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1998, 29(1): 89
- [23] Seo D Y, Zhao L, Beddoes J. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2003, 34(10): 2177
- [24] Gouma P I, Subramanian K, Kim Y W *et al.* *Intermetallics*[J], 1998, 6(7-8): 689
- [25] Appel F, Paul J D H, Oehring M. *Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology*[M]. New York: John Wiley & Sons, 2011: 257
- [26] Huang Xiaoying(黄孝瑛). *The Microstructure of Materials and Its Electron Microscopy Analysis*(材料微观结构的电子显微学分析)[M]. Beijing: Metallurgy Industry Press, 2008: 212
- [27] Viswanathan G B, Hayes R W, Mills M J. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 319: 706
- [28] Noda T. *Intermetallics*[J], 1998, 6(7-8): 709
- [29] Beddoes J, Seo D Y, Chen W R *et al.* *Intermetallics*[J], 2001, 9(10-11): 915
- [30] Viswanathan G B, Kim Y W, Mills M J *et al.* *Gamma Titanium Aluminides 1999*[J], Warrendale PA: TMS, 1999: 653
- [31] Parthasarathy T A, Mendiratta M G, Dimiduk D M. *Scripta Materialia*[J], 1997, 37(3): 315
- [32] Maruyama K, Yamamoto R, Nakakuki H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 1997, 239: 419
- [33] Wang Q, Ding H, Zhang H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 700: 198.
- [34] Scheu C, Stergar E, Schober M *et al.* *Acta Materialia*[J], 2009, 57(5): 1504
- [35] Christoph U, Appel F, Wagner R. *Materials Science and Engineering A*[J], 1997, 239: 39

Effect of Carbon Content on Microstructure and Mechanical Properties of Cast TiAl Alloys

Zhang Xiwen^{1,2}, Wang Hongwei¹, Zhu Chunlei¹, Li Sheng¹, Zhang Ji¹

(1. Beijing Key Laboratory of Advanced High Temperature Materials, China Iron and Steel Research Institute Group, Beijing 100081, China)

(2. Tsinghua University, Beijing 100084, China)

Abstract: Cast rods of TiAl alloy with lamellar microstructure were prepared by cold crucible levitation melting using the Ti-47.5Al-3.7 (Cr, V, Zr) alloys with 0.05%~0.2% C (at%, the same below) addition. The effects of carbon content on microstructure and mechanical properties of TiAl alloys were investigated by microstructure observation, tensile test at room temperature and creep properties measurement. The results show that the preferred orientation lamellar microstructure can still be obtained after adding 0.05%~0.2% C. The volume fraction of the α_2 lamellae increases slightly and the lamellar spacing tends to refine with the increase of C content, and the relationship between the lamellar spacing and yield strength is in accordance with the Hall-Petch relationship. When the carbon content exceeds 0.1%, fine Ti_2AlC -type carbides precipitate inside the α_2 and γ lamellae and at the lamellar interfaces as well, and the size and quantity of the carbides increase with the increase of carbon content. The ultimate tensile strength and yield strength of the alloy at room temperature are improved by adding 0.05%~0.2% C, and the improvement gradually increases with the increase of C content. The tensile strength and yield strength are increased by 101 MPa and 123 MPa, respectively, when the carbon content is 0.2%. The creep resistance has been improved significantly by adding carbon. When the carbon content is 0.1%, the creep performance is the best. Compared with that of the alloy without carbon addition, the plastic creep strain is reduced by half, and the creep rate at the same strain is reduced by more than one order of magnitude. The addition of C element can restrain the generation and multiplication of dislocations at the initial stage of creep. In the primary creep stage, the formation of jogs and debris in the gamma lamellae hinder the movement of dislocation which contribute to the remarkable increase in strain hardening effect of the C-containing alloy. At the same time, the Ti_2AlC -type carbides further strengthen the lamellar interfaces and the matrix, and the refinement of the lamellar spacing together improves the gliding resistance of dislocation across the lamellar interface.

Key words: TiAl alloy; carbon content; lamellar microstructure; creep properties; room temperature tensile properties

Corresponding author: Zhu Chunlei, Ph. D., Senior Engineer, High Temperature Materials Division, Beijing Key Laboratory of Advanced High Temperature Materials, China Iron and Steel Research Institute Group, Beijing 100081, P. R. China, Tel: 0086-10-62183386, E-mail: zhuchunleital@163.com