

Ru对一种高Re单晶高温合金 γ/γ' 相中元素分布及高温蠕变性能的影响

骆宇时¹, 赵云松^{1,2}, 杨 帅¹, 葛炳辉³, 张 剑¹, 唐定中¹

(1. 北京航空材料研究院 先进高温结构材料重点实验室, 北京 100095)

(2. 北京科技大学 新金属材料国家重点实验室, 北京 100083)

(3. 中国科学院物理研究所 北京凝聚态物理国家实验室, 北京 100190)

摘要: 研究了不同Ru含量(质量分数, 0%和2%)的高Re镍基单晶高温合金在1120 °C/140 MPa条件下的蠕变性能, 采用SEM、STEM/TEM以及EDS等方法分析了Ru对合金 γ/γ' 相组织、合金元素成分分配比、蠕变变形组织和位错形态的影响。结果表明, 与无Ru合金相比, 含Ru合金 γ' 尺寸更为细小, γ 相通道更窄, γ/γ' 两相中对TCP相析出有重要影响的Re、Mo和Cr元素分配更加均匀。Ru通过减小 γ' 相尺寸和 γ 相通道宽度, 降低 γ/γ' 界面平均位错间距, 抑制蠕变加载过程中TCP相析出, 显著提高合金的高温蠕变性能。

关键词: 单晶高温合金; Ru; 显微组织; γ/γ' 相相成分分配; 蠕变性能

中图分类号: TG132.3²

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)07-1719-07

镍基单晶高温合金具有优良的高温力学性能被广泛应用于制造航空发动机涡轮叶片和导向叶片等关键热端部件^[1]。为了进一步提高燃料利用效率和降低碳排放量, 先进航空发动机的涡轮入口温度不断升高, 因此也不断挑战着镍基单晶合金的使用温度极限。第3代单晶合金(约6% Re)较第2代单晶合金(约3% Re)其使用温度提高了30 °C左右, 力学性能更加优异。但Re是强TCP相形成元素, 长时使用过程中易于析出TCP相和形成涂层下的二次反应区(SRZ), 损伤合金的高温力学性能, 这对长寿命发动机是一个重要制约因素。虽然TCP相和SRZ不是在第3代单晶高温合金中才出现的^[2], 但是由于第3代单晶高温合金中难熔元素含量很高, 有害相出现的更加频繁, 对性能的危害更大, 是设计高性能合金必须考虑的问题。而早在20世纪90年代, 人们就发现Ru的添加能完美地弥补含Re合金组织稳定性不足的缺陷^[3]。随后, 以含Ru为特征的高温高性能第四代镍基单晶高温合金成为国际上的研究热点。

目前不同的研究者发现, 在不同的镍基单晶高温合金体系中, Ru对合金元素在 γ 和 γ' 两相中的成分分配比的影响存在显著差异。O'Hara等人^[4]最早提出Ru能引起“合金元素的逆分配”, 即Ru的加入促进Re、Cr和W等元素分配到 γ' 相, Al和Ti等元素分配到 γ

相。合金元素的逆分配行为会使合金元素在 γ 和 γ' 相中的分布趋于均匀, 降低了 γ 相中Re、W和Cr等TCP相形成元素的过饱和程度, 从而抑制了TCP的析出。但随后的许多研究表明, Ru的加入对合金元素成分分配比的影响不大。Reed等人^[5]利用APT技术研究表明: Ru的添加并未明显改变合金元素在 γ 和 γ' 两相中的分配行为。陈晶阳等人^[6]发现, Ru的添加使Re在 γ/γ' 中的分配比略有增加, 而对其他合金元素的分配比没有显著影响, Ru的加入未产生“合金元素逆分配”。

Ru加入镍基单晶高温合金中, 显著提高了合金的高温蠕变性能。但关于Ru的具体强化机制也存在争议。Yeh等人^[7, 8]认为, Ru的加入主要是通过抑制TCP相的析出而提高合金在该高温低应力条件下的蠕变性能。然而, Zhang等人^[9-12]在合金TMS75+Mo的基础上加入2.0%的Ru后, 错配度变大, 位错间距减小, 位错网络变细, 从而阻碍滑移位错切割 γ/γ' 筏排组织, 降低了最小蠕变速率, 最终提高合金的蠕变寿命。

目前, 第4代镍基单晶合金是各国正在研制或已经研制成功的最先进的实用镍基单晶合金, 通常含有2%~4%的Ru, 我国也正在逐步开展研制第4代镍基单晶合金的工作。Ru是第四代镍基单晶合金的标志性元素, 也是提高组织稳定性和高温蠕变强度的关键元素。但由于相关研究工作开展得较晚, 所以Ru在镍

收稿日期: 2016-03-22

作者简介: 骆宇时, 男, 1978年生, 博士, 高级工程师, 北京航空材料研究院先进高温结构材料重点实验室, 北京 100095, 电话: 010-62498308, E-mail: luoyushi1978@sohu.com

基单晶合金中的作用机制研究得还很不充分，并且许多研究结果尚存在争议。为了明确 Ru 元素对单晶合金的高温蠕变性能的影响，本工作以一种含 5% Re 的第 4 代单晶合金为研究对象，研究了 Ru 对热处理态组织、合金元素成分分配比、高温蠕变性能和断裂组织的影响。

1 实验

以北京航空材料研究院研制的一种高 Re 单晶合金为基础合金，向其中添加 2% Ru 形成另外 1 种合金。2 种合金分别命名为 0Ru 和 2Ru，其名义成分如表 1 所示。

在 HRS 定向凝固炉中，用螺旋选晶法制备具有 [001]取向的直径为 15 mm，长为 150 mm 的单晶试棒，定向凝固时抽拉速度为 3 mm/min。采用背散射 Laue 法确定单晶取向，选择生长方向与 [001] 方向偏离小于 10° 的试棒为试验材料。根据消除共晶，减少枝晶偏析，避免初熔的原则，优化了热处理制度。2 种合金完全热处理制度为 1345 °C 固溶 4 h (空冷) + 1120 °C 一次时效 4 h (空冷) + 870 °C 二次时效 32 h (空冷)。2 种合金的高温蠕变实验选在 1120 °C/140 MPa 条件下进行，试验样品为标距直径 5 mm，标距长度 25 mm，总长度 80 mm 的标准蠕变试样。金相样品的侵蚀液为 1% HF + 33% HNO₃ + 33% CH₃COOH + 33% H₂O (体积分数) 溶液。分别使用光学显微镜 (OM) 和 SUPRA 55 型场发射扫描电镜 (FE-SEM) 的二次电子模式 (SE) 及背散射电子模式 (BSE) 进行低倍和高倍组织形貌观察。本工作采用点分析法测量 γ' 相体积分数，并采用 Image-Pro 软件测量 γ' 相尺寸和 γ 通道尺寸。相同的样品采用 3~5 张照片进行统计。利用 JEM-ARM200F 型场发射双球差校正透射电镜 (STEM) 对 γ' 和 γ 相界面附近进行高分辨结构分析，并采用高精度能谱仪 (EDS) 对 γ' 和 γ 相界面附近面扫，获得界面处元素分布图。同时打点测试 γ' 相和 γ 相的成分。通过式 (1) 可计算合金元素在 γ 和 γ' 相中的成分分配比。合金元素 i 在 γ/γ' 两相的成分分配比 k_i 可表述为：

$$k_i = C_{iy} / C_{iy'} \tag{1}$$

表 1 2 种实验合金的名义成分

Table 1 Nominal chemical compositions of two experimental alloys (wt%)

Alloy	Al	Co	Cr+Mo+W+Ta	Re	Ru	Ni
0Ru	6.0	9.0	19.5	5.0	0	Bal.
2Ru	6.0	9.0	19.5	5.0	2.0	Bal.

式中，C_{iy} 和 C_{iy'} 分别表示合金元素 i 在 γ 相和 γ' 相中的原子分数。当 k_i > 1 时，元素 i 富集于 γ 相；当 k_i < 1 时，元素 i 富集于 γ' 相。利用透射电镜 (TEM) 对热处理后组织及蠕变断裂试样进行位错观察和分析。为消除断口颈缩部位不均匀变形对位错组态的影响，所取的横截面 TEM 试样距离断口处约 10 mm。采用机械研磨至厚度 50 μm 以下，对试样进行双喷电解减薄，电解液为：90% C₂H₅OH + 10% HClO₄，实验参数为：-40 °C，30 mA。在透射电镜 (TEM) 下，使用在晶带轴为 B=[001] 方向且操作矢量为 g=<020> 方向的双束条件下拍摄的照片 (3~5 张) 来统计 γ/γ' 相界面位错网络间距。在给定区域内，沿着平行于 g=<020> 操作矢量的方向做直线，并测定该直线所穿过的位错数量，进而获得位错网间距大小^[9-12]。

2 结果与分析

2.1 Ru 对热处理后显微组织的影响

图 1 为经完全热处理 (固溶处理+两级时效处理) 后合金 0Ru 和 2Ru 的 OM 像。由图可见，2 种合金组织均呈现典型的枝晶形貌；一次枝晶间距分别为 260 和 265 μm。经完全热处理后，2 种合金枝晶间只存在极少量的残余共晶，体积分数均小于 0.5%。同时，2 种合金的热处理组织中均未发现 TCP 相。

2 种合金的 γ/γ' 相尺寸却存在显著差别。图 2a 和 2b 分别为 2 种合金的典型透射电镜显微组织照片。表 1 统计了 2 种合金完全热处理后的 γ' 相尺寸、体积分数以及 γ 通道的尺寸测量结果。图 2 和表 2 表明，添

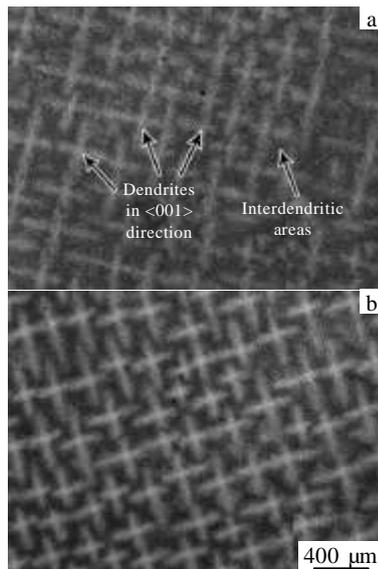


图 1 合金 0Ru 和 2Ru 完全热处理后的 OM 像

Fig.1 OM images of alloys 0Ru (a) and 2Ru (b) after fully heat treatment

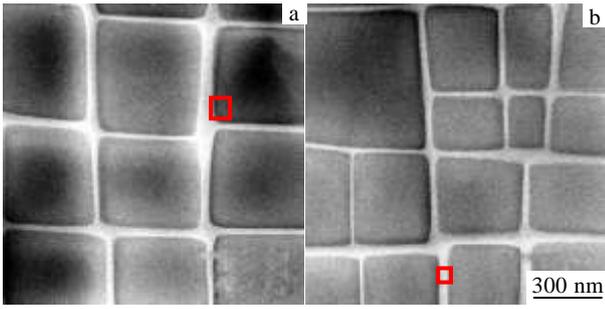


图2 合金0Ru和2Ru完全热处理后的TEM像

Fig.2 TEM images of alloys 0Ru (a) and 2Ru (b) after fully heat treatment

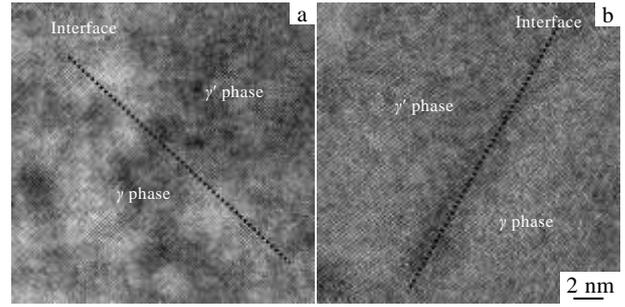


图3 合金0Ru和2Ru在 γ 和 γ' 相界面附近区域的HADDF照片

Fig.3 HADDF images of alloys 0Ru (a) and 2Ru (b) at γ/γ' interface

表2 完全热处理态合金的 γ' 相尺寸、体积分数及 γ 通道宽度
Table 2 Size and volume fraction of γ' phase, channel width of γ phase in the alloys after fully heat treatment

Alloy	Size of γ' phase/nm	Volume fraction of γ' phase/%	Channel width of γ phase/nm
0Ru	394±54	66.6±4.1	72±28
2Ru	294±64	64.3±4.2	63±21

加Ru显著降低了合金 γ' 相的尺寸和 γ 通道的尺寸,但对 γ' 相体积分数却没有显著影响。

2.2 γ/γ' 相界面附近成分分布特征

采用高分辨球差电镜对2种合金热处理后组织中的 γ 和 γ' 相界面附近(图2方框区域)进行高分辨结构分析。图3是2种合金在 γ 和 γ' 相界面附近区域的HADDF照片。从图3中可以分开 γ 和 γ' 相。通过测量得出,0Ru合金的 γ 和 γ' 相的晶格常数分别为0.2076和0.2085 nm,2Ru合金的 γ 和 γ' 相的晶格常数分别为0.2095和0.2097 nm。从HADDF照片可以看出,0Ru合金在 γ/γ' 相界面附近有比较亮的衬度,这说明有大量的重金属元素富集在 γ/γ' 相界面处,并且 γ 相中重元素浓度显著高于 γ' 相。而2Ru合金未发现明显的衬度较高的区域,说明重元素在 γ 和 γ' 相分布比较均匀。

图4为高分辨能谱分析获得的2种合金相界面区域元素分布结果。可以看出,和大部分单晶合金相类似, γ 相富集Cr、Co、Mo、Re和Ru元素, γ' 相中富集Al、Ta和Ni元素。通过对颜色衬度的分析,2Ru合金的Cr、Co、Mo、Re、Al、Ta和Ni在 γ 和 γ' 相中对比衬度均低于0Ru合金。说明Ru的加入显著提高了这些元素在 γ 和 γ' 相中分配的均匀性。值得注意的是,W元素通常被认为是富集于 γ 相的元素,而在本研究的2种合金中,W元素在 γ 和 γ' 相中接近均匀分布。

为便于定量比较Ru元素的添加对其他合金元素在 γ/γ' 两相中的成分分配行为产生的影响,采用STEM-EDS对图4中的 γ 和 γ' 相进行成分测试,并计算成分分配比,结果如图5。结果表明,Ru的加入,对Ni和W的成分分配比没有明显影响。但对Re、Cr、Mo和Co的成分分配行为产生了较大的影响。其中Re和Cr的成分分配比变化最为显著。0Ru合金中Re和Cr的成分分配比分别为9.8和5.2,而2Ru合金中Re和Cr的成分分配比分别降低到5.3和4.6。说明Ru加入合金中,促使Re和Cr在 γ/γ' 两相中分配更加均匀。同时,0Ru合金中Al和Ta的成分分配比为0.36和0.39,而2Ru合金中Al和Ta的成分分配比为0.46和0.45,变化率分别为27%和15%。说明Ru对Al和Ta的成分分配比也有显著影响,并且Al和Ta在 γ/γ' 两相中分配更加均匀。

2.3 蠕变曲线与蠕变断口

图6是完全热处理后实验合金在1120 °C/140 MPa条件下的蠕变曲线。在1120 °C/140 MPa条件下,2种实验合金的蠕变曲线均由减速蠕变、稳态蠕变和加速蠕变阶段组成,各阶段时间因Ru含量的不同存在显著差别,其中差别最大的是蠕变稳态阶段。由图6b可以看出,0Ru合金的稳态蠕变阶段的蠕变速率约为 $2.9 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$,稳态蠕变时间约为40 h,而2Ru合金的稳态蠕变速率约为 $5.8 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$,稳态蠕变时间约为75 h。结果表明:Ru通过降低稳态蠕变速率,显著提高了合金的稳态蠕变时间,进而显著提高合金的蠕变断裂寿命。

图7为2种实验合金在1120 °C/140 MPa蠕变断裂后距离断口约10 mm处的 γ/γ' 界面位错网络。统计 γ/γ' 界面位错最均匀处平均间距表明:合金0Ru平均位错间距为72 nm,2Ru合金的平均位错间距为55 nm。结果表明:Ru的加入显著降低了 γ/γ' 界面位错间距,同时界面位错网分布更加均匀。

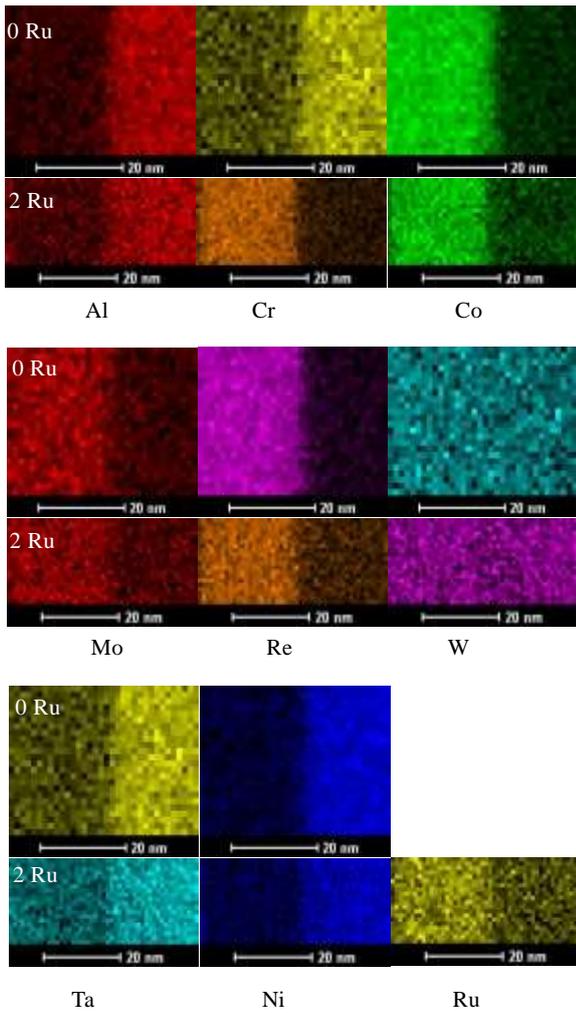


图 4 2 种合金在 γ 和 γ' 相界面附近区域元素分布的面扫描
Fig.4 Elements distribution with mapping, illustrating the partitioning of elements across the γ/γ' interface of two alloys

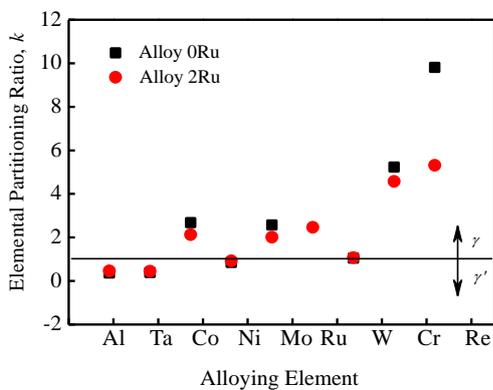


图 5 2 种合金中各合金元素在 γ/γ' 两相中的成分分配比
Fig.5 Elemental partitioning ratio (k) in γ/γ' phase of two alloys

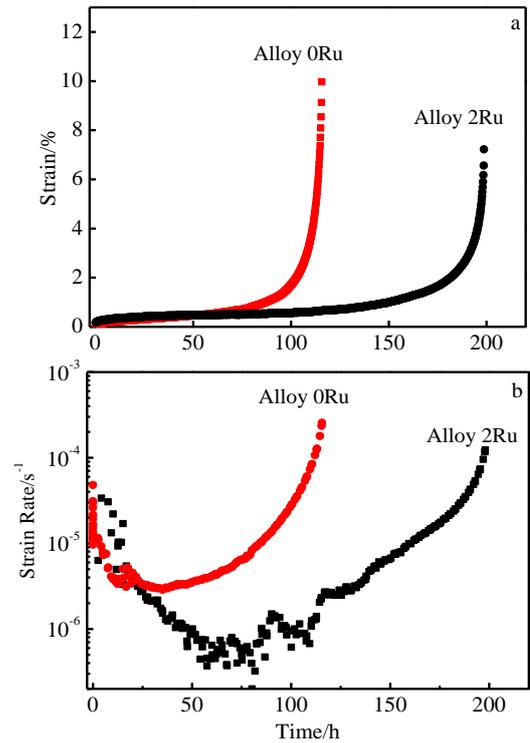


图 6 合金 0Ru 和 2Ru 在 1120 °C/140 MPa 条件下蠕变应变-时间曲线和蠕变应变速率-时间曲线
Fig.6 Creep strain-time (a) and creep strain rate-time curves (b) of alloys 0Ru and 2Ru under 1120 °C/140 MPa

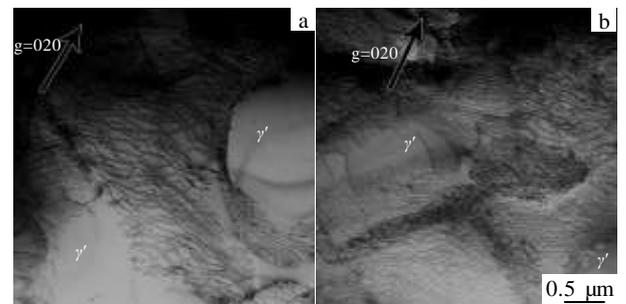


图 7 合金在 1120 °C/140 MPa 蠕变断裂后 γ/γ' 界面位错网络
Fig.7 γ/γ' interfacial dislocation networks of creep ruptured fracture of alloys 0Ru (a) and 2Ru (b) under 1120 °C/140 MPa

图 8 为合金 0Ru 和 2Ru 经 1120 °C/140 MPa 蠕变断裂后的近断口处纵剖面组织。可见，裂纹扩展方向均垂直于加载方向。2Ru 合金断口的微裂纹尺寸略小于 0Ru 合金的微裂纹尺寸，但数量更多。相比 2Ru 合金，0Ru 合金断口纵剖面存在较多的白色衬度相。经 SEM-EDS 分析，白色衬度相为富 Re、W 和 Cr 的 TCP 相。经统计，合金 0Ru 蠕变断口纵剖面约 60% 的裂纹

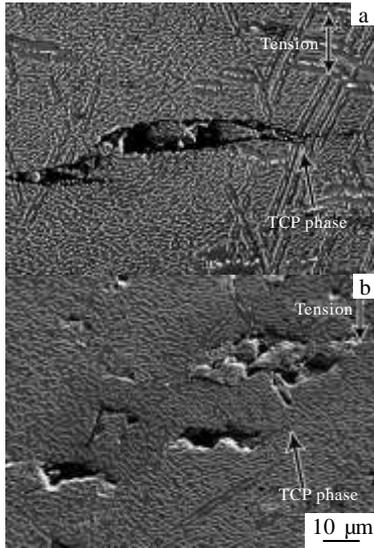


图 8 合金 0Ru 和 2Ru 的 1120 °C/140 MPa 蠕变断裂后的近断口处纵剖面背散射电子照片

Fig.8 SEM-BSE images of longitudinal sections of creep ruptured fracture of alloys 0Ru (a) and 2Ru (b) under 1120 °C/140 MPa

均在 TCP 相处萌生, 而 2Ru 合金仅有 10% 的裂纹在 TCP 相处萌生。对比图 8a 和 8b, 充分说明, Ru 抑制了蠕变加载过程中的 TCP 相析出, 减少了裂纹源。

3 分析讨论

大量的研究^[6,13-16]表明, 镍基单晶高温合金高温低应力的蠕变性能主要与 γ' 相尺寸及体积分数、 γ 通道宽度、 γ/γ' 错配度和 TCP 相的析出等有关。本研究结果表明, Ru 的加入显著改变了合金的显微组织, 并影响合金的高温蠕变性能。

3.1 γ' 相尺寸和 γ 通道宽度

镍基单晶高温合金的主要强化相为 γ' 相, 其体积分数、尺寸对合金的力学性能起着重要作用。Murakumo 等^[17]研究表明, 合金的蠕变性能与 γ' 相的体积分数存在密切的关系并随 γ' 相体积分数的增加先提高后降低, 当 γ' 相体积分数在 60%~70% 之间时, 蠕变性能达到峰值。本实验中, 2 种合金 γ' 相体积分数均为 65% 左右, 因此 Ru 对 γ' 相体积分数无显著影响。从 γ' 相尺寸看, 前人研究表明, 合金获得最佳蠕变性能时的 γ' 相最佳尺寸随 γ/γ' 两相错配度的不同而变化^[15,18]。图 9 是 Neumeier^[15]等人基于含 Re 和 Ru 元素的单晶高温合金数据绘制的。结果表明, 对于含 Re 不含 Ru 的单晶合金来讲, γ' 相尺寸在 0.52 μm 左右的合金可在 1100 °C/137 MPa 下获得最优的蠕变性能。对于同时

含有 Re 和 Ru 的单晶合金, γ' 相尺寸在 0.32 μm 左右的合金获得最优的蠕变性能。本研究中的合金 0Ru 经完全热处理后, γ' 相尺寸为 394 nm, 不处于图 9 中的最佳 γ' 相尺寸区域范围内, 蠕变速率较高; 而合金 2Ru 的 γ' 相尺寸为 294 nm, 处于图 9 中的最佳 γ' 相尺寸区域范围内, 蠕变速率较低。因此, Ru 的加入, 显著减小 γ' 相尺寸, 降低了高温低应力蠕变速率, 提高了蠕变性能。从 γ 相通道尺寸看, Pollock 等^[19]的研究表明, 位错通过狭窄的 γ 通道滑移时所需的 Orowan 应力 τ_{OR} 与 γ 通道宽度密切相关, 即: $\tau_{OR} = \sqrt{\frac{2}{3} \frac{\mu b}{hS}}$, 其中: μ 为剪切模量, b 为伯氏矢量, h 为 γ 通道宽度, S 为 Schmid 因子。本研究表明, 随着 Ru 的加入, γ 通道变窄 (图 2 和表 2)。因此, 位错运动所需的 Orowan 应力增大, 合金的蠕变寿命相应提高。

3.2 最小蠕变速率和位错间距

在镍基单晶合金稳态蠕变期间, 位错在 γ 相基体通道内运动, 并在进行长程交滑移的过程中相遇并发生位错反应, 在 γ/γ' 两相界面之间形成复杂的三维位错网。Zhang^[9-12]和 Carroll^[14]等研究表明, 镍基单晶高温合金在高温低应力下的最小蠕变速率和蠕变性能与位错网密度以及合金的错配度密切相关。大的错配度促进筏排化和细密位错网的形成, 从而使位错难于切割 γ/γ' 筏排组织, 降低最小蠕变速率, 最终提高合金的蠕变寿命。陈晶阳^[6]的研究表明, Ru 能促使单晶高温合金 γ/γ' 点阵错配度更负, γ/γ' 界面平均位错间距变小, 显著提高合金高温低应力的蠕变性能。

本研究中发现蠕变速率随位错网间距的减小而降低, 这与 Zhang^[9-12]和 Carroll^[14]发现的规律一致。除了界面位错网的间距, 位错网的形状以及分布的均匀

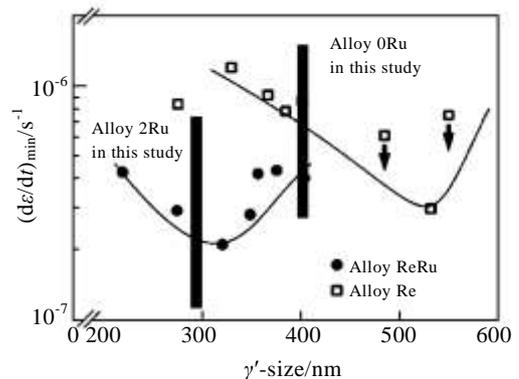


图 9 含 Re 和 Ru 元素的单晶高温合金蠕变性能和 γ' 相初始尺寸的关系

Fig.9 Relationship of creep properties and the initial size of γ' in single crystal superalloys containing Re and Ru^[15]

性也是影响合金蠕变速率的重要因素。均匀分布的界面位错网更有利于阻碍位错滑移和切割 γ' 相, 这是由于不均匀分布的界面位错网中间距较大的区域容易让滑动位错通过。本研究中发现, 添加 Ru 可以减小界面位错网间距、提高界面位错网的稳定性以及使界面位错网分布更加均匀(图 7), 这些都有利于降低稳态蠕变速率, 延长蠕变第 2 阶段的持续时间, 最终提高合金的蠕变寿命

3.3 TCP 相

高温低应力蠕变第 3 阶段的特点是蠕变应变速率迅速增大, 蠕变应变急剧增加, 并且在很短的时间内发生断裂。随着镍基单晶高温合金中难熔合金元素含量的增加, 基体 γ 相的过饱和程度随之增加, 合金在长期服役过程中越易析出 TCP 相, 这被认为是组织不稳定性的一种重要表现。TCP 相作为脆硬相在蠕变变形过程中会破坏 γ/γ' 两相组织的连续性, 提供裂纹萌生的有利位置, 诱导高温蠕变孔洞的形成等, 这些不利影响都将缩短蠕变第 2 阶段的时间, 显著将蠕变第 3 阶段的时间提前^[20]。目前, Ru 可以抑制 TCP 相析出已经得到公认, 但影响机制尚不明确, 争议点主要集中于 Ru 元素是否引起“合金元素的逆分配”行为^[4]。

本研究中, Ru 的加入, 对 Ni 和 W 的成分分配比没有明显影响, 但却降低了 Re、Mo 和 Cr 的成分分配比, 降低了 γ 相中 Re、Mo 和 Cr 等 TCP 相形成元素的过饱和度。从热力学角度分析, TCP 相的形核驱动力受 γ 相中 TCP 相形成元素的过饱和度控制。因此, Ru 抑制 TCP 相的形核是由于其降低了 γ 相的过饱和度。本研究的结果验证了 O'Hara 等人^[4]发现的“合金元素的逆分配”效应。同时, TCP 相的减少, 也减少了合金在高温蠕变过程的裂纹源, 使合金在高温加载过程中 γ' 相的筏排化组织保持完整, 有利于提高合金高温蠕变性能。

4 结 论

1) Ru 的加入对合金热处理后的 γ' 相体积分数无显著影响, 但显著减小了 γ' 相尺寸及 γ 相通道宽度尺寸。

2) Ru 的加入使 γ/γ' 两相中对 TCP 相析出有重要影响的 Re、Mo 和 Cr 元素分配更加均匀, 表明 Ru 的加入产生“合金元素逆分配”。同时, Ru 元素本身在 γ 相中富集。

3) 不含 Ru 合金蠕变加载过程中枝晶干处析出了富集 Re、W 和 Cr 元素的 TCP 相, Ru 的加入抑制了 TCP 相的析出, 含 Ru 合金蠕变 200 h 仍未析出 TCP 相。

4) Ru 的加入显著提高合金高温低应力条件

(1120 °C/140 MPa) 下的蠕变寿命, 这与 Ru 减小 γ' 相尺寸及 γ 相通道宽度、减小 γ/γ' 界面平均位错间距以及抑制蠕变加载中的 TCP 相的析出密切相关。

参考文献 References

- [1] Pollock T M, Tin S. *Journal of Propulsion and Power*[J], 2006, 22(2): 361
- [2] Das D K, Murphy K S, Ma S *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2008, 39(7): 1647
- [3] Reed R C. *The Superalloys Fundamentals and Applications*[M]. New York: Cambridge University Press, 2006
- [4] O'Hara K S, Walston W S, Ross E W *et al. US Patent*, 5482789 [P], 1996
- [5] Reed R C, Yeh A C, Tin S *et al. Scripta Materialia*[J], 2004, 51(4): 327
- [6] Chen Jingyang(陈晶阳), Hu Pinpin(胡聘聘), Feng Qiang(冯强) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(2): 332
- [7] Yeh A C, Rae C M F, Tin S. *Superalloys 2004*[C]. Champion, PA: TMS, 2004: 677
- [8] Tin S, Zhang L, Hobbs R A *et al. Superalloys 2008*[C]. Champion, PA: TMS, 2008: 81
- [9] Zhang J X, Murakumo T, Harada H *et al. Superalloys 2004*[C]. Champion, PA: TMS, 2004: 189
- [10] Zhang J X, Murakumo T, Harada H *et al. Scripta Materialia*[J], 2003, 48(3): 287
- [11] Zhang J X, Murakumo T, Koizumi Y *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2002, 33(12): 3741
- [12] Zhang J X, Murakumo T, Koizumi Y *et al. Journal of Materials Science*[J], 2003, 38(24): 4883
- [13] Zhang J X, Wang J C, Harada H *et al. Acta Materialia*[J], 2005, 53(17): 4623
- [14] Carroll L J, Feng Q, Pollock T M. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2008, 39 A(6): 1290
- [15] Neumeier S, Pyczak F, Goken M. *Superalloys 2008*[C]. Champion, PA: TMS, 2008: 109
- [16] Zhao Yunsong(赵云松), Zhang Jian(张剑), Luo Yushi(骆宇时) *et al. Acta Materialia Sinica*(金属学报)[J], 2015, 51(10): 1261
- [17] Murakumo T, Koizumi Y, Kobayashi K *et al. Acta Materialia*[J], 2004, 52(12): 3737
- [18] Nathal M. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1987, 18(11): 1961
- [19] Pollock T M, Argon A. *Acta Materialia*[J], 1992, 40(1): 1
- [20] Reed R C, Cox D C, Rae C M F. *Materials Science & Engineering A* [J], 2007, 448: 88

Effect of Ru on Partitioning of Elements in γ/γ' Phase and High Temperature Creep Properties of a High Re Single Crystal Superalloy

Luo Yushi¹, Zhao Yunsong^{1,2}, Yang Shuai¹, Ge Binghui³, Zhang Jian¹, Tang Dingzhong¹

(1. Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory,

Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

(2. State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(3. Beijing National Laboratory for Condensed Matter Physics, Institute of Physics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China)

Abstract: The influence of Ru element on the creep properties of high Re Ni-based single crystal superalloys with two levels of Ru (0 wt%, 2wt%) additions under 1120 °C/140 MPa was investigated. The γ/γ' phase, partitioning ratio of alloying elements, deformation microstructures and the morphology of dislocations were studied by SEM, STEM/TEM and EDS. The results indicate that Ru addition results in uniform elemental partitioning ratio of Re, Mo and Cr which are important for the precipitation of TCP phase. In addition, Ru addition decreases the size of γ' phase and width of γ channel, reduces the spacing of γ/γ' interfacial dislocation networks and inhibits the precipitation of TCP phase in the process of creep loading, finally improving the creep properties of the investigated alloy significantly.

Key words: single crystal superalloys; Ru; microstructures; partitioning of elements in γ/γ' phase; creep properties

Corresponding author: Zhao Yunsong, Candidate for Ph. D., Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, P. R. China, Tel: 0086-10-62498231, E-mail: yunsongzhao@163.com