

协同获得两类特殊晶界对 Inconel 617 合金 高温氧化行为的影响

胡红磊¹, 马广才², 任杰¹, 李志松¹

(1. 上海电机学院 机械学院, 上海 201306)

(2. 中国科学院金属研究所 分析测试中心, 辽宁 沈阳 110016)

摘要: 以 Inconel 617 合金为研究对象, 通过形变控冷处理工艺协同引入两类特殊晶界, 分析晶界特征对合金抗高温氧化性能的影响。结果表明: 采用形变控冷处理, 可将 Inconel 617 合金中的 $\Sigma 3^n$ 晶界比例提升至 70% 以上; 同时, 获得平均振幅为 0.83 μm 、平均波长为 15.98 μm 的锯齿晶界, 锯齿晶界的形成与晶界析出 Mo_6C 和 Cr_{23}C_6 型碳化物钉扎晶界有关。协同获得两类特殊晶界可有效改善合金的抗高温氧化性能, 表现为显著降低基体表面 Cr_2O_3 氧化层厚度以及基体中 Al_2O_3 沿晶界的分布深度; 这主要是由于 $\Sigma 3^n$ 晶界、锯齿晶界以及非连续的平直随机晶界网络可有效抑制 Cr 和 O 元素沿晶界扩散。

关键词: Inconel 617 合金; $\Sigma 3^n$ 晶界; 锯齿晶界; 晶界网络; 高温氧化

中图分类号: TG132.3³

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)07-2461-07

随着全球变暖问题日益严重, 高温、高压的高效率火力发电技术变得尤为重要。超超临界火力发电技术 (A-UCS) 相较于传统的火力发电技术, 具有更高的燃烧效率以及更少的二氧化碳排放量, 因而备受人们的重视。发电过程中, 超超临界火力发电技术的蒸汽压强一般在 30~35 MPa, 蒸汽温度一般在 593~600 $^{\circ}\text{C}$, 均远高于传统发电技术的参数^[1], 这对高温关键部件材料提出了更高的要求, 而传统的铁素体耐热钢和奥氏体耐热钢已不能满足设计需求。Inconel 617 合金是一种 Cr-Mo-Co 固溶强化镍基高温合金, 因在高温、高压条件下仍能保持良好的组织稳定性^[2-3]和优异的高温强度^[4-6], 成为高温关键部件的重要候选材料。然而, Inconel 617 合金在高温长时间服役过程中将发生高温氧化, 这显然对材料的高温机械性能是不利的。

研究发现, 高温氧化过程实质为受元素扩散控制的过程, 其中晶界在元素扩散中起到重要的作用^[7]。“晶界工程 (grain boundary engineering, GBE)”旨在通过形变退火处理工艺在合金中引入高比例低 ΣCSL (coincident-site lattice, $\Sigma \leq 29$) 晶界, 打断随机晶界 (random grain boundary, RGB) 网络连通性, 提高材料抗蠕变性能^[8]、疲劳寿命^[9]和抗沿晶开裂的能力^[10]等, 广泛应用于中低层错能的奥氏体合金^[11-12]、镍基合金^[13]等。

学者们^[14-15]发现, 在 Inconel 617 合金中引入高比例低 ΣCSL 晶界, 打断 RGBs 网络连通性, 可显著降低晶界上元素的损耗/偏析, 改善合金的高温热腐蚀性能。然而, 近年来研究表明, 并非所有低 ΣCSL 晶界都表现出特殊性, 其中仅部分终止于低指数面的低 ΣCSL 晶界, 例如 $\Sigma 3^n$ ($n=1, 2, 3$) 晶界, 表现出优于 RGBs 的性能^[16], 其中 $\Sigma 3^n$ 晶界主要为 $\Sigma 3$ 晶界。一个关键的问题是, 合金中 $\Sigma 3^n$ 晶界比例存在上限, 其比例最大不超过 $2/3$ ^[17-18], 这显然限制了晶界工程的调控能力。

因此, 需进一步改善合金中 RGBs 的抗高温氧化性能。学者们研究发现, 将合金在固溶温度下保温, 然后再以一定的冷却速度缓慢冷却到时效温度, 可将平直晶界转变为锯齿状晶界 (以下简称锯齿晶界)^[19], 并具有接近 {111} 低指数面的特定段^[20-21], 常作为一类特殊晶界用于强化晶界, 改善镍基合金和奥氏体不锈钢高温蠕变和断裂等性能^[22-23]。这主要是由于锯齿晶界可有效防止晶界间滑动, 延长沿晶界扩展路径以及抑制沿晶裂纹萌生和扩展等^[21-22, 24]。

学者们分别针对 $\Sigma 3^n$ 晶界和锯齿晶界对材料性能的影响进行了大量的研究, 但是如何在合金中引入高比例 $\Sigma 3^n$ 晶界的同时, 将剩余部分 RGBs 转变为另一类“特殊晶界”——锯齿晶界, 进一步提升特殊晶界比例, 优化

收稿日期: 2022-06-16

基金项目: 上海市“科技创新行动计划”自然科学基金 (21ZR1424600); 上海市多向模锻工程技术研究中心项目 (20DZ2253200); 上海市科委地方院校能力建设三年行动计划 (22010501000, 21010500800)

作者简介: 胡红磊, 男, 1990 年生, 博士, 讲师, 上海电机学院机械学院, 上海 201306, 电话: 021-38221151, E-mail: huhl@sdju.edu.cn

晶界特征分布, 却鲜有报道。因此, 本研究拟开展 3 个部分工作: (1) 通过设计合理的热处理制度, 在保证高比例 $\Sigma 3^n$ 晶界的前提下, 将剩余部分 RGBs 转变为锯齿晶界, 实现协同获得两类特殊晶界; (2) 与常规固溶处理样品相比, 评估协同获得两类特殊晶界对合金抗高温氧化性能的影响; (3) 结合相关的微观结构解释两类特殊晶界协同影响抗高温氧化性能的关键机制。

1 实验

1.1 热处理工艺

本实验选用的材料为固溶态的 Inconel 617 合金 (1200 °C/2 h, 水淬), 并命名为原始态样品 (as received, AR), 其合金成分如表 1 所示。将固溶态 Inconel 617 合金进行锻造处理, 锻造变形量为 15%, 随后在 1200 °C 下保温 1 h, 并以 5 °C/min 的冷却速度冷却至 700 °C, 取出水淬, 命名为形变控冷处理样品 (deformation then slowing cooling treatment, DSCT)。为研究晶界特征对样品抗高温氧化性能的影响, 将不同热处理后的样品在 1000 °C 下保温 24 h。

1.2 微观结构表征

从样品上切取试样, 在 Buehler 公司的磨样机上采用 200#~2000# 砂纸对样品表面进行粗磨和细磨, 随后用粒度为 1.5 μm 的金刚石抛光膏和粒度 0.05 μm 的 SiO_2 的悬浮液对样品表面进行粗抛和精抛。采用 ZEISS MERLIN Compact 型场发射扫描电子显微镜观察合金的晶界类型、

析出相形貌和分布, 电压为 20 kV; 利用配备在 ZEISS MERLIN Compact 场发射扫描电镜上的 Symmetry 探头对样品进行 EBSD 分析, 标定晶界类型及晶界析出相, 利用 HKL Channel 5 软件对获得的表征结果进行重构分析, 并依照 Brandon 准则对不同晶界类型进行分类。

1.3 锯齿晶界量化表征

为衡量合金中锯齿晶界特征, 采用快速傅里叶变化 (fast Fourier transform, FFT) 统计锯齿晶界参数, 具体步骤如图 1 所示: 拍摄典型锯齿晶界的 SEM 像, 如图 1a; 绘制一条直线连接锯齿晶界首尾 (如图 1b); 对锯齿晶界进行倾斜校正, 校正结果见图 1c, 纵坐标代表锯齿晶界上每个像素点到绘制直线之间的垂直距离; 对图 1c 的锯齿晶界进行快速傅里叶变化, 并提取正弦波的振幅-频率谱, 如图 1d 所示, 频率的含义为图示范围内所包含的完整的正弦波循环次数; 最后, 在已知长度距离和完整周期数的情况下, 获得每个正弦波的振幅-波长谱, 如图 1e 所示。

经过上述方法处理后, 可将锯齿晶界转换为多个不同振幅-频率正弦波。为避免误判, 本研究主要针对振幅大于 0.2 μm 的正弦波进行进一步分析 (图 1d 中绿圈所指), 并忽略周期为 1 的正弦波 (图 1d 中红圈所指)。在此基础上, 选择振幅高度前 3 的正弦波代表该锯齿晶界的整体形状, 并计算平均振幅和波长。

2 结果与讨论

2.1 不同热处理工艺下样品的晶界特征

图 2 给出了 AR 和 DSCT 样品组织结构的 EBSD 分析结果, 其中图 2a 和 2d 分别是 AR 和 DSCT 样品的 IPF 图, 图中不同颜色代表不同取向。由图 2a 和 2d 可知, AR 和 DSCT 合金晶粒取向均为随机取向, 不包含织构。另外可看出控冷处理后, DSCT 样品中锻造产生的残余应

表 1 实验用 Inconel 617 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of Inconel 617 alloy ($\omega/\%$)

Cr	Co	Mo	Fe	Mn	Si	Al	Ti	C	Ni
20.8	10.7	8.54	1.86	0.62	0.43	1.23	0.37	0.084	Bal.

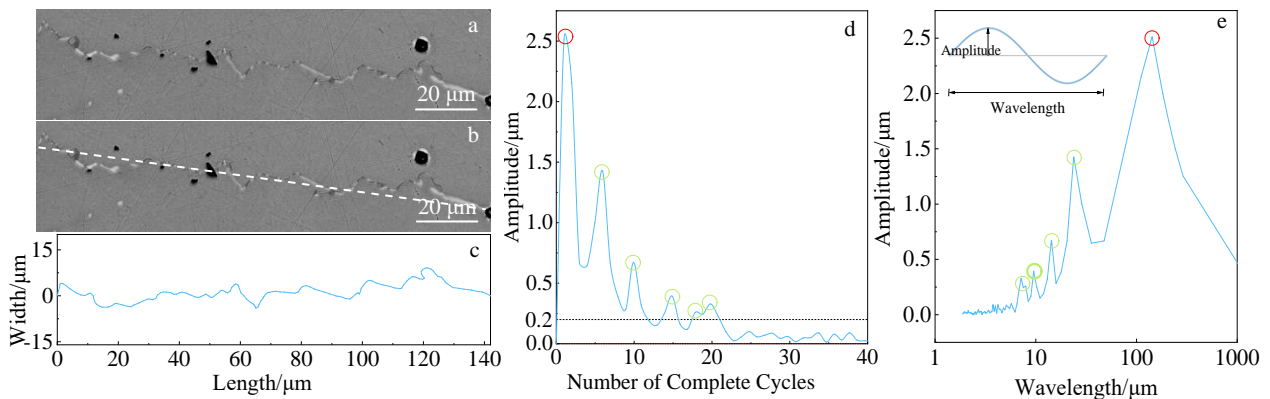


图 1 锯齿晶界快速傅里叶变化分析

Fig.1 FFT analysis of serrated grain boundary: (a) the original SEM image of a serrated grain boundary; (b, c) the baseline-corrected method and wave function; (d) the spectrum of amplitude-frequency after FFT, and (e) amplitude-wavelength spectrum

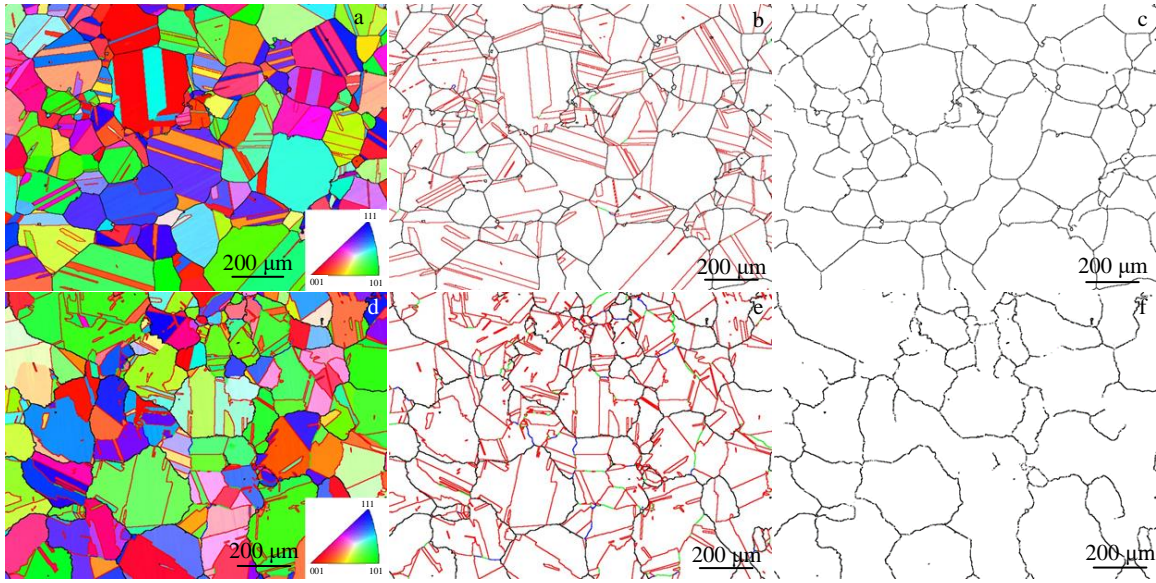


图 2 AR 和 DSCT 样品的 IPF 图、不同类型晶界分布和随机晶界网络结构

Fig.2 IPF maps of AR (a) and DSCT (d) samples; grain boundary character distributions of AR (b) and DSCT (e) samples; the RGB network topologies of AR (c) and DSCT (f) samples (RGBs are in black, while $\Sigma 3$, $\Sigma 9$ and $\Sigma 27$ boundaries are in red, green and blue, respectively)

力消除了。AR 样品的平均晶粒尺寸为 $48.8 \mu\text{m}$ ，DSCT 样品的平均晶粒尺寸为 $46.4 \mu\text{m}$ ，2 种处理后的晶粒尺寸基本相同，可排除晶粒尺寸对合金抗高温氧化性能的影响（统计晶粒尺寸时将孪晶界也算在内）。

图 2b 和 2e 显示了 AR 和 DSCT 样品中不同类型晶界的分布，由图可知，合金中 $\Sigma 3^n$ 晶界和 RGBs 均呈随机分布，含量统计结果见表 2。经形变控冷处理后，DSCT 合金中的 $\Sigma 3^n$ 晶界的含量由最初的 55.1% 提升至 70.7%，RGBs 含量由 44.9% 降至 29.3%。由表 2 可知，经锻造控冷处理后 DSCT 中的 $\Sigma 3^n$ 晶界主要为 $\Sigma 3$ 晶界（比例为 64.7%），接近其上限值 $2/3$ ，而 AR 中 $\Sigma 3$ 晶界比例仅为 54%。此外可以看出，经过锻造控冷处理后 DSCT 中的 $\Sigma 9$ 和 $\Sigma 27$ 晶界的比例亦有所增加。随着 $\Sigma 3^n$ 晶界比例的提升，DSCT 样品的随机晶界网络连通性亦被打断（图 2f）。

不同热处理工艺下样品的晶界特征不同，这主要与高温保温过程中退火孪晶界的形成和晶界迁移演化有关。前期研究结果表明^[12,24]，中低层错能合金经变形后，在高温保温过程中易形成大量退火孪晶界（ $\Sigma 3$ 晶界）；同时，高温保温过程中晶界随着晶粒的长大迁移，当不同类型晶

界相遇时，不同晶界之间发生反应（ $\Sigma 3 + \Sigma 3 \rightarrow \Sigma 9$ ， $\Sigma 3 + \Sigma 9 \rightarrow \Sigma 27$ ）， $\Sigma 9$ 和 $\Sigma 27$ 晶界比例亦得以提升；此外，当 RGBs 遇到 $\Sigma 3^n$ 晶界时，亦会形成新的 $\Sigma 3^n$ 晶界代替 RGBs，从而实现打断随机晶界网络连通性的目的。还应注意的是，DSCT 合金的随机晶界网络连通性虽被打断，但组织中仍存在部分连续的随机晶界。

2.2 锯齿晶界的形成机理

图 3 是 AR 和 DSCT 样品的晶界 SEM 形貌。由图 3b 可知，经过形变控冷处理后，DSCT 样品中晶界形貌由最初的平直晶界（图 3a）转变为锯齿晶界。对 DSCT 样品中锯齿晶界进行量化表征，可知锯齿晶界的平均波长为 $15.98 \mu\text{m}$ ，平均振幅为 $0.83 \mu\text{m}$ （列于表 2）。有关锯齿晶界的形成机理目前研究结果较为分散，尚无统一结论。有的学者认为其形成与晶界析出相相关；有学者指出 γ' 相在晶界非均匀长大时钉扎晶界是导致锯齿晶界形成的主要原因^[25]；针对无 γ' 相或者 γ' 相比比例较低的合金，碳化物亦可起到同样的作用^[26-27]。相反地，还有学者认为锯齿晶界的形成与晶界析出相无关，而是由于元素在晶界富集产生晶格畸变导致的^[17,28-29]。

表 2 固溶处理和形变控冷处理样品的晶界特征分布结果

Table 2 Boundary character distribution statistics of AR and DSCT samples

Sample	$\Sigma 3$ content/%	$\Sigma 9$ content/%	$\Sigma 27$ content/%	Serrated grain boundary	Wavelength/ μm	Amplitude/ μm
AR	54.0	0.9	0.2	No	-	-
DSCT	64.7	4.1	1.9	Yes	15.98	0.83

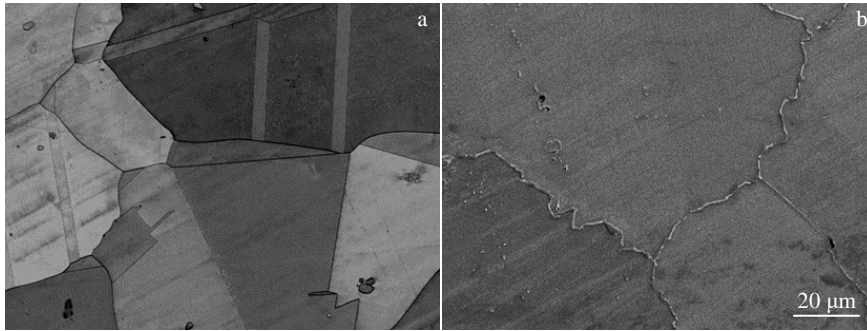


图 3 AR 和 DSCT 样品的晶界 SEM 形貌

Fig.3 SEM morphologies of grain boundary under different treatments: (a) AR and (b) DSCT

图 4 为锯齿晶界的 EBSD 和 EDS 分析结果。由图 4b 可知，锯齿晶界多在 RGBs 上形成，锯齿晶界上析出间断分布的 Mo_6C 和 Cr_{23}C_6 型碳化物钉扎晶界是导致锯齿晶界形成的主要原因，这与 Lee 提出的晶界析出 Cr_{23}C_6 型碳化物是导致 Inconel 617 锯齿晶界形成的主要原因的结论略有差异^[30]。这主要是由 DSCT 热处理工艺导致的：控冷过程中，溶质原子将由基体向晶界扩散，以降低系统总自由能^[31]；锻造产生的残余应力进一步促进了这一过程的发生^[32]，使得更多的溶质原子以及难以扩散的溶质原子（例如 Mo 等）在晶界富集，有利于低温过程中晶界析出 Mo_6C 和 Cr_{23}C_6 型碳化物。相较于 $\Sigma 3^n$ 晶界，RGBs 一方面具有更高的元素偏聚浓度^[33]和更快的元素扩散速度^[28]；另一方面，RGBs 错配更大，迁移所需的激活能更低^[29,34]，更容易发生弯曲，因此晶界锯齿化更容易在 RGBs 上发生。

2.3 不同晶界特征对高温氧化行为的影响

为比较不同晶界特征对合金抗高温氧化性能的影响，选取经 1000 °C 保温 24 h 处理后的 AR 和 DSCT 样品进行剖切，以观察样品表面氧化层及基体氧化层厚度。由于样品组织的均匀性，这里选取横截面进行 SEM 组织形貌观察和 EDS 元素分析（图 5 和图 6）。由图 5 和图 6 可知，合金经高温氧化后，氧化层由 2 个部分组成：表面 Cr_2O_3 氧化层、基体 Al_2O_3 氧化层。其中，基体 Al_2O_3 氧化层又可分为 2 个部分，由 Al 元素 EDS 面扫描可知（图 5d 和 6d），一部分是金属表面附近离散分布的 Al_2O_3 ，另一部分为沿晶界连续分布的 Al_2O_3 。AR 样品经高温氧化处理后表面 Cr_2O_3 氧化层厚度为 8 μm ，基体 Al_2O_3 氧化层深度为 25 μm （图 5a）；而 DSCT 样品高温氧化表面 Cr_2O_3 氧化层厚度和基体 Al_2O_3 氧化层深度均有所降低，分别为 5 和 11 μm （图 6a）。另外，在图 5a 和 6a

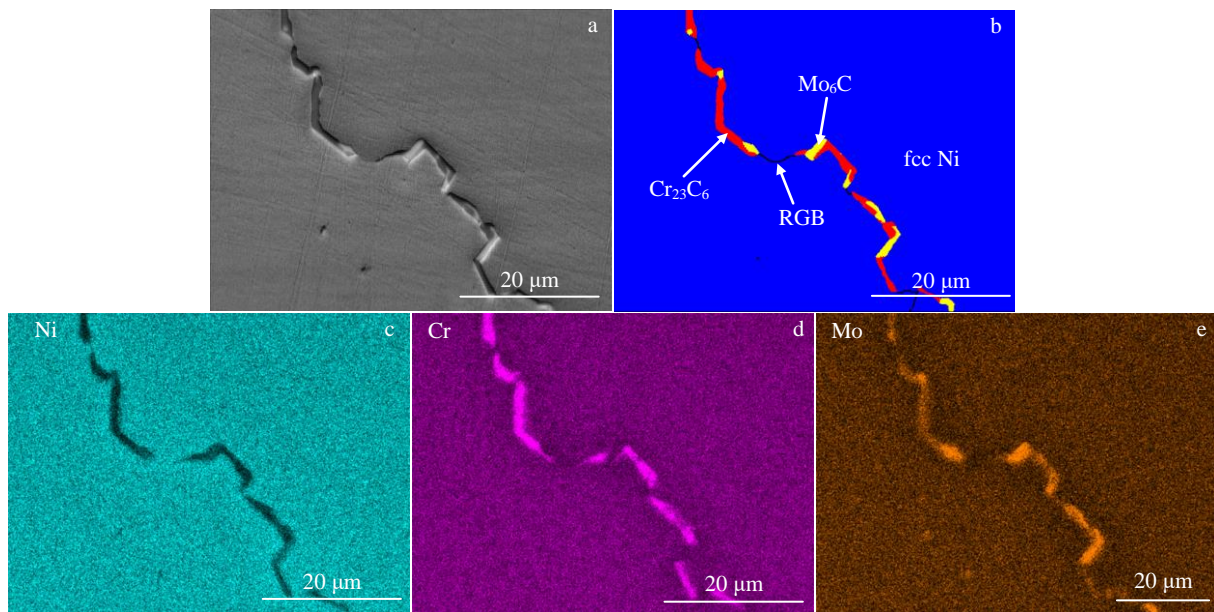


图 4 DSCT 样品锯齿晶界的 EBSD 和 EDS 分析结果

Fig.4 SEM morphology (a), EBSD image (b), and EDS element mappings of Ni (c), Cr (d) and Mo (e) for serrated boundary in DSCT sample

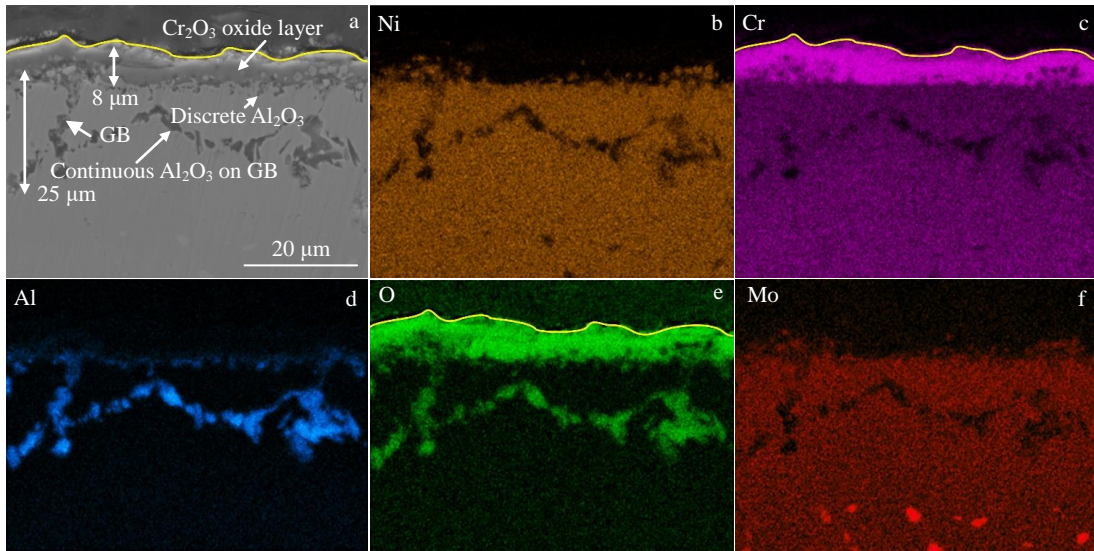


图 5 AR 试样经过 1000 °C/24 h 等温氧化后横截面 SEM 形貌和 EDS 元素面扫描

Fig.5 Cross-section SEM morphology (a) and EDS element mappings of Ni (b), Cr (c), Al (d), O (e) and Mo (f) of AR specimen after oxidation at 1000 °C for 24 h (the area above the yellow line in Fig.5a is mounting part)

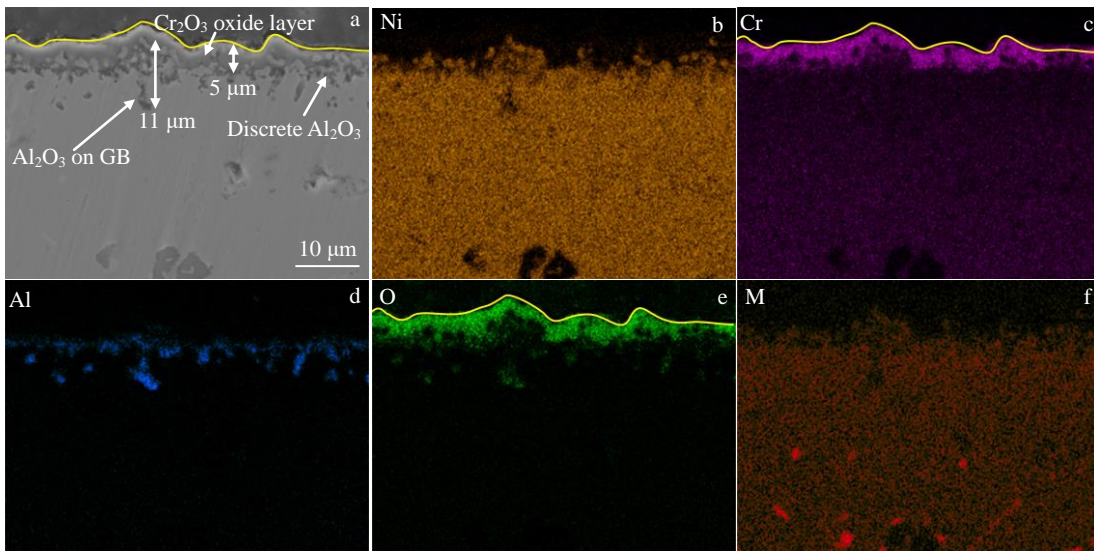


图 6 DSCT 试样经过 1000 °C/24 h 等温氧化后横截面 SEM 形貌和 EDS 元素面扫描

Fig.6 Cross-section SEM morphology (a) and EDS element mappings of Ni (b), Cr (c), Al (d), O (e) and Mo (f) of DSCT specimen after oxidation at 1000 °C for 24 h (the area above the yellow line in Fig.6a is mounting part)

中，不同位置处（图中黄线处）的表面 Cr_2O_3 氧化层厚度并不相同，晶界附近的 Cr_2O_3 氧化层厚度大于其他位置，呈凸起状。同样地，沿晶界分布的 Al_2O_3 的深度也远大于其他位置。为避免统计误差，选择 20 个包含晶界的位置进行统计，发现 AR 样品中 Cr_2O_3 氧化层平均厚度为 $11 \pm 4 \mu\text{m}$ ，基体 Al_2O_3 氧化层平均深度为 $28 \pm 7 \mu\text{m}$ ；在 DSCT 样品中两者分别为 $4 \pm 2 \mu\text{m}$ 和 $10 \pm 4 \mu\text{m}$ 。显然，通过协同引入两类特殊晶界可有效提高材料的抗高温氧化性能。

分析其原因，认为这主要与氧化层的形成机理有关。氧化过程作为一个受扩散速度控制的过程，其中主要扩

散方式包括体扩散和沿晶扩散。一般来说，元素沿晶界的扩散系数比体扩散系数大 4~6 个数量级^[35]，因此晶界为元素扩散提供了快速通道。一方面，Cr 可沿晶界扩散至金属表面形成 Cr_2O_3 氧化层，使得表面 Cr_2O_3 氧化层厚度增加，且与晶界接触的氧化层厚度大于其他位置；另一方面，O 元素沿晶界扩散至基体内部，与基体中的 Al 元素在晶界处形成连续的棒状 Al_2O_3 。显然，降低元素沿晶界的扩散速度，有利于防止 O 元素进入合金内部以及 Cr 元素沿晶界向外扩散。不同类型晶界上的元素扩散速度各不相同，如 $\Sigma 3$ ^[28]、 $\Sigma 5$ ^[36]和 $\Sigma 13$ ^[37]晶界上的元素

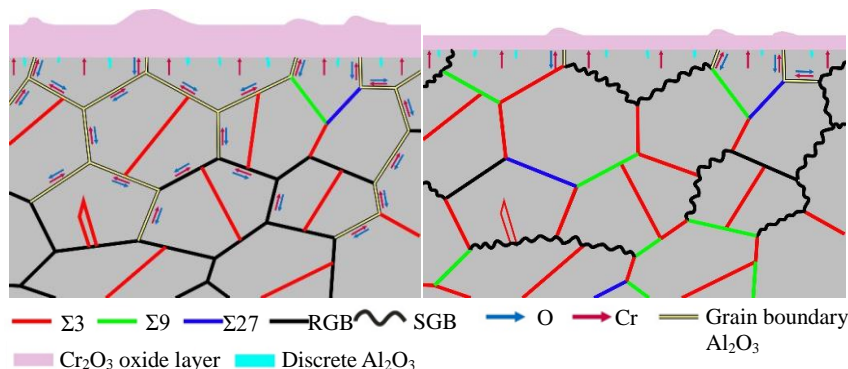


图 7 不同晶界特征对合金抗高温氧化性能影响的示意图

Fig.7 Schematic illustration for the effect of different grain boundary character on high temperature oxidation resistance

扩散速度明显低于 RGBs，特别是 $\Sigma 3$ 晶界，原子扩散速度比 RGBs 的慢 1~2 个数量级。这主要是由于元素沿晶界的扩散速度与晶界能有着密切联系，其中晶界能越高元素扩散速度越快，而 $\Sigma 3$ 晶界相较于 RGBs，结构更为有序，晶界能更低^[28]。即 RGBs 相较于 $\Sigma 3^n$ 晶界，可将更多的 Cr 元素和 O 元素输送至金属表面和基体内部。DSCT 样品相较于 AR 样品 RGBs 比例降低的同时，RGBs 网络连通性被打断，从而有效抑制元素沿 RGBs 扩散。

其次，DSCT 样品中部分 RGBs 转变为锯齿晶界，锯齿晶界因具有接近 {111} 低指数面的特定段，界面的自由能大大降低，使得元素沿晶界的扩散速度降低^[20-21]。其次，锯齿状 RGBs 相较于平直 RGBs，有效增加了晶界长度，增加元素的扩散距离。再者，锯齿 RGBs 上析出有 Mo_6C 和 Cr_{23}C_6 型碳化物，为元素扩散提供物理障碍。故锯齿晶界相较于平直晶界可有效抑制元素沿晶界扩散。

综合以上的元素扩散的影响因素可知，通过形变控冷处理在 DSCT 样品中引入高比例 $\Sigma 3^n$ 晶界的同时将平直 RGBs 转变为锯齿晶界，可进一步打断平直 RGBs 网络连通性，有效抑制 Cr 和 O 元素沿晶界的扩散，减少元素的扩散路径，从而显著降低表面 Cr_2O_3 氧化层厚度以及基体 Al_2O_3 氧化层深度，其提升抗高温氧化性的机理示意图如图 7 所示。还需注意的是，随着锯齿晶界数量的增加，晶界 Mo_6C 和 Cr_{23}C_6 型碳化物的数量也会增加，其在提高合金抗氧化性能的同时，是否对合金力学性能有所影响，这也是值得思考的地方，相关研究工作正在进行中。

3 结论

1) 通过 15% 的锻造变形和随后的 1200 °C 下保温 1 h，并以 5 °C/min 的冷却速度冷却至 700 °C，取出水淬，可在 Inconel 617 合金中协同获得 $\Sigma 3^n$ 晶界和锯齿晶界，其中 $\Sigma 3$ 晶界比例提升至 60% 以上， $\Sigma 3^n$ 晶界比例提

升至 70% 以上；同时可将部分平直随机晶界转变为锯齿晶界，锯齿晶界平均振幅在 0.8 μm 左右。

2) 锯齿晶界的形成主要与晶界析出间断分布的 Mo_6C 和 Cr_{23}C_6 型碳化物钉扎晶界有关。

3) 通过协同引入两类特殊晶界，可进一步打断平直随机晶界网络连通性，优化晶界特征分布，抑制 Cr 元素沿晶界向外扩散，以及 O 元素沿晶界向基体扩散，从而降低了表面氧化层和基体氧化层厚度，提高了 Inconel 617 合金抗高温氧化性能。

参考文献 References

- [1] Pavan R, Srinivasan P. *Materials Today: Proceedings*[J], 2020, 28: 461
- [2] Wu Q Y, Song H, Swindeman R W *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2008, 39(11): 2569
- [3] Mankins W L, Hosier J C, Bassford T H. *Metallurgical Transactions*[J], 1974, 5: 2579
- [4] Guo Y, Wang B H, Hou S F. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*[J], 2013, 26(3): 307
- [5] Klöwer J, Husemann R U, Bader M. *Procedia Engineering*[J], 2013, 55: 226
- [6] Rao C V, Srinivas N C S, Sastry G V S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 742: 44
- [7] Xu P, Zhao L Y, Sridharan K *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2012, 422(1-3): 143
- [8] Lillo T, Cole J, Frary M *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2009, 40(12): 2803
- [9] Ogawa Y, Takakuwa O, Okazaki S *et al. Corrosion Science*[J], 2020, 174: 108 814
- [10] Hanson J P, Bagri A, Lind J *et al. Nature Communications*[J], 2018, 9: 3386
- [11] Hu H, Zhao M, Rong L. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2020, 47: 152

- [12] Hu H L, Zhao M J, Chen S H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 780: 139-201
- [13] Telang A, Gill A S, Kumar M *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 113: 180
- [14] Deepak K, Mandal S, Athreya C N *et al. Corrosion Science*[J], 2016, 106: 293
- [15] Athreya C N, Deepak K, Kim D *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 778: 224
- [16] Randle V. *Scripta Materialia*[J], 2006, 54(6): 1011
- [17] Randle V. *Acta Materialia*[J], 2004, 52(14): 4067
- [18] Palumbo G, Aust K T, Erb U *et al. Physica Status Solidi A*[J], 1992, 131(2): 425
- [19] Lim Y S, Kim D J, Hwang S S *et al. Materials Characterization*[J], 2014, 96: 28
- [20] Hong H U, Jeong H W, Kim I S *et al. Philosophical Magazine*[J], 2012, 92(22): 2809
- [21] Hong H U, Kim I S, Choi B G *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 517(1-2): 125
- [22] Tang Y T, Wilkinson A J, Reed R C. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2018, 49: 4324
- [23] Kim H P, Choi M J, Kim S W *et al. Nuclear Engineering and Technology*[J], 2018, 50(7): 1131
- [24] Hu Honglei(胡红磊), Zhao Mingjiu(赵明久), Rong Lijian(戎利建). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(1): 131
- [25] Hu H L, Zhao M J, Song Y Y *et al. Materials Letters*[J], 2022, 323: 132-533
- [26] Jiang L, Hu R, Kou H C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 536: 37
- [27] Tang B, Jiang L, Hu R *et al. Materials Characterization*[J], 2013, 78: 144
- [28] Minkwitz C, Herzig C, Rabkin E *et al. Acta Materialia*[J], 1999, 47(4): 1231
- [29] Winning M, Gottstein G, Shvindlerman L S. *Acta Materialia* [J], 2001, 49(2): 211
- [30] Lee J W, Kim D J, Hong H U. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 625: 164
- [31] Terner M, Hong H U, Lee J H *et al. International Journal of Materials Research*[J], 2016, 107(3): 229
- [32] Sun J C, Chen D M, Ma Y L. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2017, 46(3): 596
- [33] Yamaguchi M, Shiga M, Kaburaki H. *Science*[J], 2005, 307(5708): 393
- [34] Molodov D A, Gottstein G, Heringhaus F *et al. Acta Materialia*[J], 1998, 46(16): 5627
- [35] Mishin Y, Herzig C. *Materials Science and Engineering A*[J], 1999, 260(1-2): 55
- [36] Mishin Y. *Philosophical Magazine A*[J], 1995, 72(6): 1589
- [37] Ma Q, Liu C L, Adams J B *et al. Acta Metallurgica et Materialia* [J], 1993, 41(1): 143

Co-Effect of Two Kinds of Special Grain Boundaries on High Temperature Oxidation Behavior of Inconel 617 Alloy

Hu Honglei¹, Ma Guangcai², Ren Jie¹, Li Zhisong¹

(1. School of Mechanical Engineering, Shanghai Dianji University, Shanghai 201306, China)

(2. Analysis and Test Center, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: The effect of microstructure with high fraction of $\Sigma 3^n$ boundaries and serrated grain boundaries on high temperature oxidation resistance of Inconel 617 is studied. After deformation then slowing cooling treatment, the fraction of $\Sigma 3^n$ boundaries can be increased to over 70%, with simultaneously changing part of the rest random grain boundaries (RGBs) into serrated grain boundaries with the average amplitude of 0.83 μm and the average wavelength of 15.98 μm . The formation of serrated grain boundaries is associated with the precipitation of Mo_6C and Cr_{23}C_6 carbides at RGBs. The microstructure with two types of special grain boundaries (GBs) can effectively improve the high temperature oxidation resistance, which is reflected with significant reductions in the thickness of surface Cr_2O_3 oxide layer and the formation depth of Al_2O_3 along the GB. This is attributed to that $\Sigma 3^n$ boundaries, serrated grain boundaries and unconnected straight RGBs network can effectively retard the diffusion of Cr and O elements along the GB.

Key words: Inconel 617 alloy; $\Sigma 3^n$ boundary; serrated grain boundary; grain boundary network; high temperature oxidation