

GH4169 合金晶界 δ 相析出的动力学分析

王建国¹, 刘东¹, 王海平¹, 杨艳慧¹, 付保全², 杜刚², 王新³

(1. 西北工业大学, 陕西 西安 710072)

(2. 西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710018)

(3. 山东泰山钢铁集团有限公司, 山东 莱芜 271100)

摘要: 通过对固溶态及变形态 GH4169 合金进行时效处理, 采用 SEM 技术研究 Nb 元素含量、晶界曲率对合金中 δ 相体积分数及尺寸的影响, 讨论了 δ 相在弯曲界面析出的动力学规律。结果表明: GH4169 合金中 δ 相析出的体积分数随 Nb 元素含量的增加而增加, δ 相析出的峰值温度为 920 °C 且受 Nb 元素含量的影响较小。随试样平均晶粒尺寸的减小, δ 相的形核率和体积分数增加, δ 相尺寸减小。小角度晶界可有效促进 δ 相在晶粒内部析出。随晶界曲率半径的减小, δ 相形核的临界势垒和临界半径减小, 晶界 δ 相的形核率增加。在晶界析出 δ 相分别呈长针状、锯齿状及鱼尾状分布。

关键词: GH4169 合金; δ 相形貌; 晶界曲率

中图分类号: TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)04-1148-07

GH4169 合金 (Inconel 718) 是一种沉淀强化型 Ni-Fe 基高温合金, 以 γ 奥氏体为基体, 以体心四方的亚稳相 γ'' 为主强化相, δ 相为稳定相^[1-4]。由于 δ 相的析出/溶解温度范围与该合金的热加工温度范围部分重叠, 因此 δ 相的析出/溶解对该合金的热加工过程具有较大的影响。现有的研究表明, δ 相含量的增加促进合金的动态软化过程^[5], 降低合金的变形抗力^[6]。晶界析出的 δ 相促进再结晶过程, 而晶内 δ 相则阻碍再结晶形核过程^[5]。 δ 相的溶解会引发明显的奥氏体晶粒粗大^[7], 近 δ 相溶解温度的变容易形成混晶组织^[8]。适量的 δ 相可提高合金的塑性, 较少的 δ 相会引发明显的缺口敏感效应^[9]。大量的 δ 相析出会弱化基体, 降低强度, 促进裂纹的萌生和扩展^[10]。为了保证合金优异的使用性能, δ 相的析出行为一直是研究的热点。其形貌一般认为是长针状/板条状、短棒状或颗粒状^[8,11], 且受晶粒尺寸的影响^[10]。高于 1173 K, δ 相直接从奥氏体中形核析出; 低于 1173 K, γ'' 相优先析出, δ 相形核点位于 γ'' 相中的层错, 并发生 γ'' 相向 δ 相的转变, 最终由针状的 δ 相完全替代亚稳的 γ'' 相^[12]。残余变形量对 δ 相的均匀析出存在明显影响^[8]。Liu 等研究发现随冷轧变形量和温度的增加, δ 相的析出速率明显增加^[13]。 δ 相的析出过程导致晶界成锯齿状^[12,14,15], 且具有形核和长大两个过程, 属于受扩散控制的非连续

析出^[16-19]。扩散控制析出的典型特征是将可移动的非共格界面作为高扩散反应前沿, 并在界面的后方形成析出相^[16,20-23]。影响 δ 相析出的关键因素是 Nb 元素的扩散速率, 其主要受时效温度、错配度^[24]、化学势梯度及应力梯度^[25]的影响。传统的固态相变理论揭示了平直界面、界棱、界隅等位置形核时的力平衡关系和形核势垒, 但相较于平直界面, 实际晶粒的晶界往往呈现一定的曲率, 而针对晶界曲率对固态相变形核的力平衡关系和形核势垒没有明确的理论解释。本研究对固溶及变形态的 GH4169 合金进行时效处理, 采用扫描电镜 (SEM) 分析 δ 相的体积分数和形貌、尺寸, 选用电子背散射衍射 (EBSD) 技术表征不同状态试样组织的晶界特征及 δ 相析出位置, 讨论了 Nb 元素含量、晶界曲率对 GH4169 合金中 δ 相析出的影响。

1 实验

试验材料为锻造态 GH4169 合金棒材。化学成分如下 (质量分数, %): Cr 17.90, Ni 53.88, Mo 3.12, Ti 1.04, Al 0.52, Co 0.24, Cu 0.065, C 0.029, S 0.0005, P 0.01, Ta<0.100, Fe 余量, Nb 元素分别为 5.23, 5.38, 5.50。在棒材切取边长为 10 mm 的立方试样和 $\Phi 8$ mm \times 12 mm 的圆柱试样。为保证试样原始组织的一致性, 对所有试样进行 1040 °C/30 min 固溶处理, 固溶

收稿日期: 2018-04-05

基金项目: 国家自然科学基金 (51504195)

作者简介: 王建国, 男, 1987 年生, 博士, 西北工业大学材料科学与工程学院, 陕西 西安 710072, 电话: 029-88460530, E-mail: jianguow1110@mail.nwpu.edu.cn

后平均晶粒尺寸约为 $75\ \mu\text{m}$ 。固溶处理后,晶界较为平直,为了研究晶界曲率对 δ 析出的影响,将 Nb 元素含量为 5.38% 的圆柱试样在 $1040\ \text{C}/1\ \text{s}^{-1}$ 变形 10%, 30%, 50% 以获得不同曲率的晶界。采用 SX3 型陶瓷纤维高温箱式电阻炉对固溶处理及变形后试样进行时效处理以析出 δ 相,时效温度为 $900\sim 960\ \text{C}$,时效时间为 120 min,冷却方式为水冷。采用 Thermal-Calc 软件对 GH4169 合金的 δ 相的溶解温度进行计算,得到 δ 相的溶解温度范围是 $1000\sim 1020\ \text{C}$ 。

试样经研磨、抛光、电解腐蚀后选用 ZEISS SUPRE 55 扫描电镜 (SEM) 研究 δ 相的形态及分布规律。采用 HKL-Channel 软件包对电子背散射衍射 (EBSD) 获得的晶界取向差进行分析。选用 Image-pro-plus 6.0 软件对 δ 相的体积分数及尺寸进行统计。高倍 SEM 分析所用试样经机械抛光后在饱和 $\text{H}_2\text{C}_2\text{O}_4$ 溶液中进行电解腐蚀,电压 $10\sim 15\ \text{V}$,时间为 $20\sim 30\ \text{s}$ 。EBSD 分析所用试样的准备方法见参考文献[26]。 δ 相晶格为 59 号点群,晶格参数 $a=0.511\ \text{nm}$, $b=0.425\ \text{nm}$, $c=0.454\ \text{nm}$, $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$,包含 δ 相的 EBSD 分析选择步长为 $0.1\ \mu\text{m}$ 。

2 实验结果

2.1 固溶及变形后显微组织

经固溶处理及变形后试样显微组织的 EBSD 结果如图 1 所示。图中黑色粗线代表大角度晶界 ($\theta > 15^\circ$),黑色细线代表小角度晶界 ($\theta \leq 15^\circ$)。可以看出,不同条件下, GH4169 合金的显微组织存在明显差异。经 $1040\ \text{C}$ 固溶处理 30 min 后 (图 1a),试样的平均晶粒尺寸较大,出现大量的退火孪晶,其平均晶粒尺寸约为 $75\ \mu\text{m}$,小角度晶界的含量约为 5%。固溶处理后晶界较为平直,其晶界曲率接近无穷小。经 10% 变形后 (图 1b),试样的平均晶粒尺寸基本不变,原有的平直晶界转变为锯齿状晶界或曲率较小的弯曲晶界,小角度晶界的含量约为 30%。经 30% 变形后 (图 1c),试样组织呈现非均匀状态,再结晶小晶粒的平均晶粒尺寸约为 $15\ \mu\text{m}$,大晶粒的尺寸与原始晶粒基本相当。试样中含有大量的小角度晶界,约为 65%。经 50% 变形后 (图 1d),试样组织呈均匀细晶状态,平均晶粒尺寸约为 $10\ \mu\text{m}$,小角度晶界的含量明显降低,约为 15%。假设晶粒为球形,则晶粒的半径即为晶界的曲率半径,由此可知晶粒尺寸越小,晶界的曲率半径越小,晶界曲率越大。GH4169 合金经高温变形后,使晶界发生弯曲,继续变形试样发生动态再结晶过程,晶粒尺寸减小,曲率增大。因此,经高温变形后可增加晶界的曲率,且随变形量的增加,晶界曲率越大。

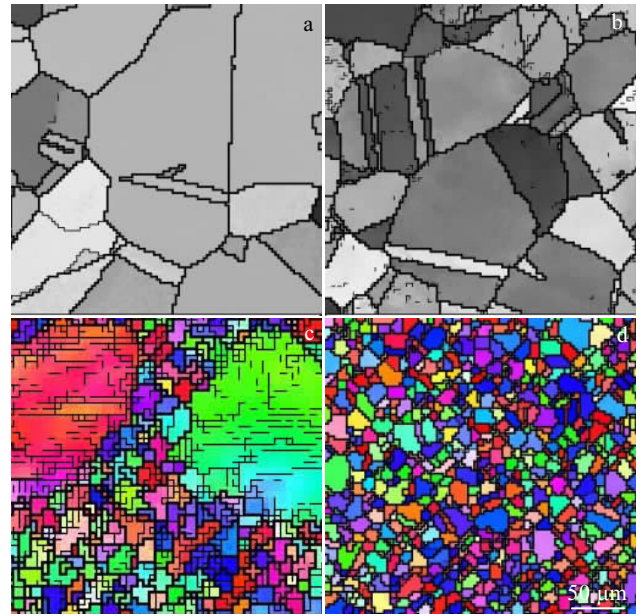


图 1 GH4169 合金固溶及变形后组织的 EBSD 图

Fig.1 EBSD maps of GH4169 alloy after solution treatment (a) and different hot deformation: (b) 10%, (c) 30%, and (d) 50%

2.2 Nb 元素含量对 δ 相析出的影响

不同 Nb 元素含量的试样经 $1040\ \text{C}$ 加热 30 min 后,在 $900\sim 960\ \text{C}$ 温度区间进行 2 h 时效处理,试验获得的 δ 相的体积分数与温度的关系如图 2 所示。可以看出,随温度的升高, δ 相的体积分数先增加后降低,析出速率的峰值温度为 $920\ \text{C}$,此结果与文献[27]相一致,而与热力学软件 Jmatpro 的计算结果存在差异。采用 Jmatpro 软件计算时, δ 相析出的峰值温度随 Nb 元素含量的增加而增加,其波动范围为 $920\sim 940\ \text{C}$ 。这是因为热力学软件计算 TTT 图时,无法同时计算 δ 相和 γ'' 相的体积分数, Nb 元素仅存在于 γ 基体和 δ 相。在 δ 相析出的峰值温度, γ'' 相体积分数最低且 Nb 元素在 γ 基体中固溶度较低,因此,可将 δ 相析出的峰值温度看作 γ'' 相的完全溶解温度。当加热温度低于 δ 相析出的峰值温度时 (图 3),大量的 Nb 元素将以 γ'' 相 (元素组成为 $\text{Ni}_3\text{Nb}^{[28,29]}$) 的形式存在,此时合金中 Nb 元素分别存在于 γ 基体、 δ 相和 γ'' 相,因此导致实验结果与计算结果存在误差。

从图 2 还可以看出,随 Nb 元素含量的增加, δ 相的体积分数明显增加, $T=920\ \text{C}$ 时,随 Nb 元素含量的增加, δ 相的体积分数分别为 2%, 5%, 7%。经 $920\ \text{C}$ 时效后,不同 Nb 含量试样的 SEM 图像如图 4 所示。可以看出, Nb 元素含量不同,在晶界上析出 δ 相的形貌基本一致,均为短棒状。但是,晶粒内部析出 δ 相

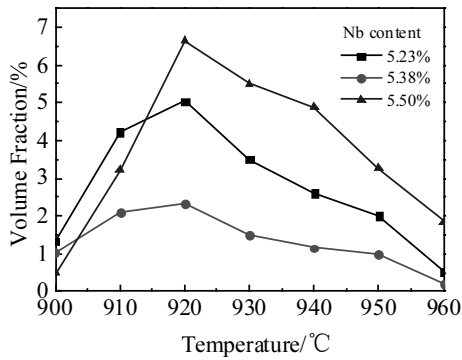


图 2 合金中 δ 相体积分数随时效温度变化曲线
Fig.2 Variations of volume fraction of δ phase vs aging temperature

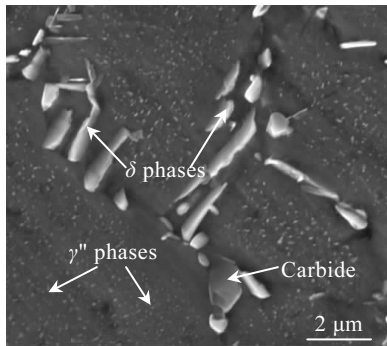


图 3 时效温度为 900 °C 时 GH4169 合金的 SEM 图像
Fig.3 SEM image of GH4169 alloy aged at 900 °C

的形貌存在明显差异。根据固态相变理论，随 Nb 元素含量的增加， δ 相形核的驱动力增加，形核率增加。 δ 相的形貌与其形核率和长大速率存在明确关系：当形核率高于长大速率时， δ 相数量较多但尺寸较小；当形核率小于长大速率时， δ 相数量较小，但尺寸较大。所以，当 Nb 元素含量为 5.50% 时（图 4a），晶粒内部析出 δ 相为颗粒状。当 Nb 元素含量为 5.38% 时（图

4b），晶粒内部析出 δ 相为短棒状，但数量较少。当 Nb 元素含量为 5.23% 时（图 4c），晶粒内部基本无 δ 相析出。由此可以判断：经固溶后，晶粒内部析出 δ 相的形貌主要受 Nb 元素含量的影响，而晶界上析出 δ 相的形貌受 Nb 元素含量的影响较小。

2.3 晶界特征对 δ 相析出的影响

大量研究发现， δ 相易于在晶界析出，因此，晶界的特征必将对 δ 相的析出产生重要影响。晶界特征包括曲率和错配度等方面。图 5 为经固溶和变形获得不同曲率晶界的试样在 960 °C 时效后 δ 相的 SEM 图像。可以看出，随晶界曲率的增加， δ 相的体积分数和尺寸逐渐增加。固溶后试样经 960 °C 时效后（图 5a）， δ 相的体积分数非常小，约为 0.05%，大部分呈颗粒状，少量长针状 δ 相沿平直晶界析出。经 10% 变形后（图 5b）， δ 相在锯齿状晶界的凹陷处形核，因此 δ 相的数量明显增加，但尺寸较小。在残留的平直晶界上析出长针状 δ 相。经 30% 变形后（图 5c）， δ 相的形貌可分作颗粒状、短棒状和长针状，体积分数明显增加。对比试样变形后的组织可以发现，产生此现象的主要原因是经 30% 变形后，试样组织为非均匀状态且存在大量的小角度晶界。包含晶界与 δ 相的 EBSD 图像如图 6 所示。图中蓝色表示 δ 相，红色线表示小角度晶界 ($\theta \leq 15^\circ$)，黑色线表示大角度晶界 ($\theta > 15^\circ$)。可以看出 δ 相主要从大角度晶界及晶粒 B/C/D 内部析出，晶粒 A 内部 δ 相含量较少。这是因为大角度晶界的错配度较高，提高了 Nb 元素的扩散速率。同时看到，晶粒 A 内部没有小角度晶界，而晶粒 B/C/D 内部存在大量的小角度晶界。Liu 等^[13]认为冷变形所产生的变形带能够为第二相析出提供形核位置，同时为 Nb 元素提供快速扩散的通道。晶粒 B/C/D 内部 δ 相在小角度晶界附近形核，说明晶粒内部的小角度晶界可作为 Nb 元素在晶内快速扩散的通道。经变形 50% 后（图 5d），试样中析出的 δ 相均为短棒状，且体积分数明显增加。

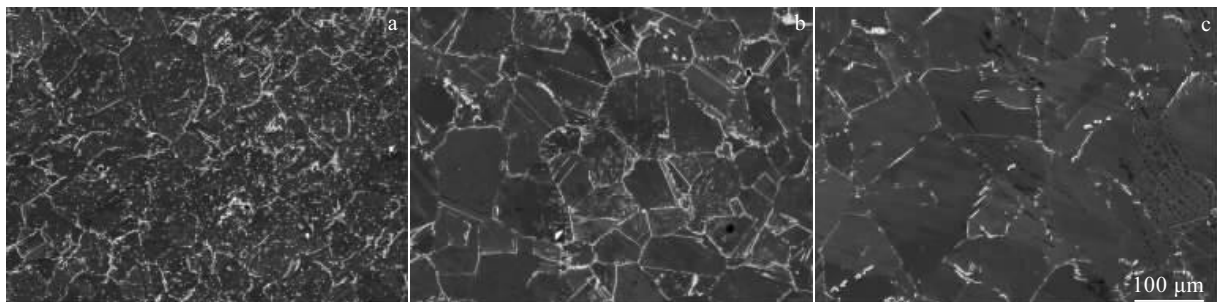


图 4 不同 Nb 含量试样经 920 °C 时效后的 SEM 图像
Fig.4 SEM images of specimens with different Nb contents aged at 920 °C: (a) 5.50%, (b) 5.38%, and (c) 5.23%

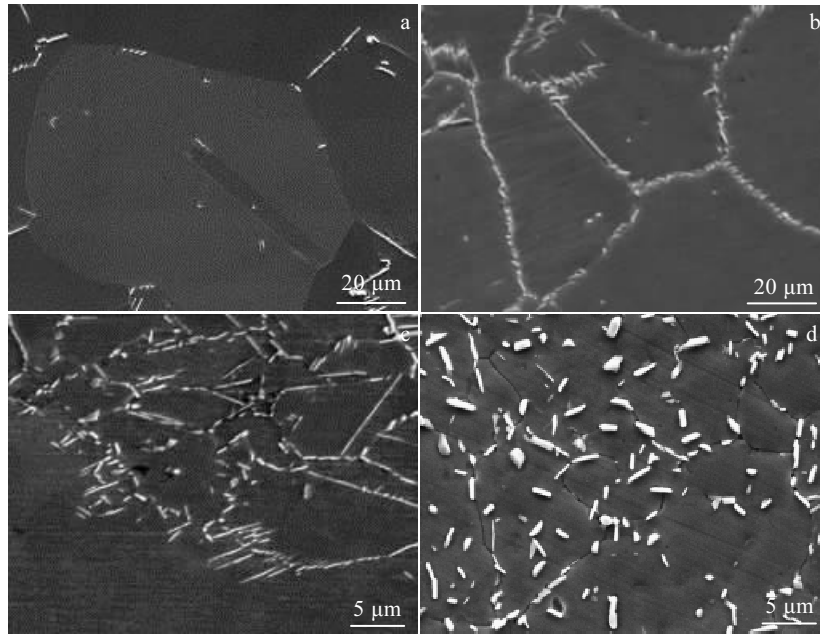


图 5 经 960 °C 加热 120 min 后 δ 相的 SEM 图像

Fig.5 SEM images of specimens treated at 960 °C for 120 min: (a) solution treated, (b) 10% deformation, (c) 30% deformation, and (d) 50% deformation

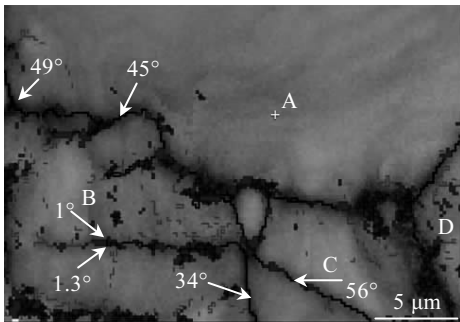


图 6 变形 30% 试样在 960 °C 加热 60 min 后的 EBSD 图像

Fig.6 EBSD map of specimen deformed to 30% and aged at 960 °C for 120 min

此试样经 50% 变形后, 其显微组织为均匀细小的再结晶晶粒, 晶粒曲率半径较小, 说明曲率半径较小时有利于短棒状 δ 相的析出。

3 分析与讨论

3.1 弯曲界面附近 δ 相析出的动力学分析

图 7 为 GH4169 合金中 δ 相在弯曲界面形核示意图。假设 γ 基体与 δ 相之间的界面能 $\sigma_{\gamma\delta}$ 为各向同性, 处于受力平衡状态的 δ 相的核心为球面凸透镜形, 设其曲率半径为 r_δ , 半夹角为 θ_δ ; 母相晶粒的晶界曲率

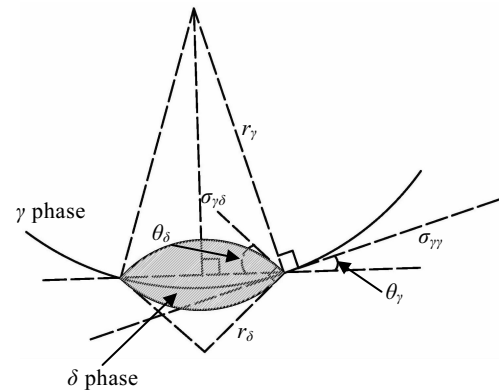


图 7 δ 相在弯曲界面形核示意图

Fig.7 Schematic diagram for nucleation of δ phases at crooked boundary

半径为 r_γ , 其界面能方向为形核点的法向, 其与新形核 δ 相轴线的夹角为 θ_γ , 界面能 $\sigma_{\gamma\delta}$, $\sigma_{\gamma\gamma}$ 及 θ_δ , θ_γ 之间显然应满足以下力平衡关系:

$$2\sigma_{\gamma\delta} \cos \theta_\delta = \sigma_{\gamma\gamma} \cos \theta_\gamma \tag{1}$$

根据母相弦长与 δ 相轴线长度相等可以得到:

$$r_\gamma \sin \theta_\gamma = r_\delta \sin \theta_\delta \tag{2}$$

$$\frac{\sin \theta_\delta}{\sin \theta_\gamma} = \frac{r_\gamma}{r_\delta} \tag{3}$$

$$\frac{2\sigma_{\gamma\delta}}{\sigma_{\gamma\gamma}} = \frac{\cos\theta_\gamma}{\cos\theta_\delta} = \frac{\sqrt{k-r_\delta^2}}{\sqrt{k-r_\gamma^2}} \quad (4)$$

其中 k 为常数。针对母相的大角度晶界，其界面能与取向差无关，界面能 $\sigma_{\gamma\gamma}$ 为常数。另一方面， δ 相与母相具有确定的取向关系，所以 $\sigma_{\gamma\delta}$ 也为常数。当母相的曲率半径增加时，新形核 δ 相的曲率半径也增加，才能保证式 (4) 所示的力学平衡关系成立。

因实际 δ 相的形核过程为非均匀形核，因此其形核过程引起的系统自由能变化为：

$$\Delta F_\delta = V_\delta(\Delta F_{\gamma\delta} + E) + S_{\gamma\delta}\sigma_{\gamma\delta} - S_{\gamma\gamma}\sigma_{\gamma\gamma} \quad (5)$$

式中，第 1 项为 δ 相形核引起的自由能和畸变能变化，其中 E 为单位体积引起的畸变能变化；第 2 项为 δ 相形核引起的界面能升高；第 3 项为母相界面面积减小引起的界面能降低。其中 V_δ 为新形核 δ 相的体积， $S_{\gamma\delta}$ 为新形核 δ 相的界面面积， $S_{\gamma\gamma}$ 为消失的母相的界面面积，容易得到：

$$V_\delta = \frac{2\pi}{3}r_\delta^3(2 - 3\cos\theta_\delta + \cos^3\theta_\delta) \quad (6)$$

$$S_{\gamma\delta} = 4\pi r_\delta^2(1 - \cos\theta_\delta) \quad (7)$$

$$S_{\gamma\gamma} = 2\pi r_\gamma^2(1 - \cos\theta_\gamma) \quad (8)$$

因此

$$\Delta F_\delta = \frac{2\pi}{3}r_\delta^3(2 - 3\cos\theta_\delta + \cos^3\theta_\delta)(\Delta F_{\gamma\delta} + E) + 4\pi r_\delta^2(1 - \cos\theta_\delta)\sigma_{\gamma\delta} - 2\pi r_\gamma^2(1 - \cos\theta_\gamma)\sigma_{\gamma\gamma} \quad (9)$$

考虑 δ 相在 γ 相中生成，由于 δ 相更稳定，这将导致系统总自由能下降，因此只有当 $\Delta F_\delta \leq 0$ 时，相变过程才能发生。对比式 (4) 和 (9) 可以得到，随着母相晶粒的晶界曲率半径的增加， δ 相形核引起的系统自由能变化量增加。

由此可以得到球面凸透镜形 δ 相形核的临界曲率半径：

$$r^* = -\frac{4\sigma_{\gamma\delta}}{(2 + \cos^2\theta_\delta)(\Delta F_{\gamma\delta} + E)} \quad (10)$$

形成临界核心所必须越过的势垒为：

$$\Delta F_\delta^* = \frac{320\pi}{3} \left[\frac{1 - \cos\theta_\delta}{(2 + \cos^2\theta_\delta)^2 (\Delta F_{\gamma\delta} + E)^2} \right] - 2\pi r_\gamma^2(1 - \cos\theta_\gamma)\sigma_{\gamma\gamma} \quad (11)$$

根据以上分析可以得出，母相晶粒的晶界曲率半径越小， δ 相形核引起的系统自由能变化越小， δ 相形核的势垒越小。

因 δ 相析出过程受扩散过程控制，晶界明显提高 Nb 元素的扩散速率，所以 δ 相优先在晶界附近形核。界面扩散过程主要受错配度^[24]、化学势梯度和应力梯

度的影响^[25]。当化学势梯度作为界面扩散的驱动力时，其与界面的曲率成正比：

$$\Delta\mu = \frac{2\Omega_\gamma\sigma_{\gamma\delta}}{r} \quad (12)$$

式中， r 为母相晶粒的曲率半径； Ω_γ 为母相的摩尔体积； $\sigma_{\gamma\delta}$ 为 γ - δ 相的界面能，其与 γ 、 δ 相的接触面积、原始接触面处两组元原子的键能、两相的晶体结构、原子的性质有关。因此母相晶粒的晶界曲率半径越大，其化学势梯度越小，界面扩散速率越小， δ 相的长大速率越小。

3.2 晶界附近析出 δ 相的形貌及析出机制

图 8 为晶界附近析出的 3 种不同形貌 δ 相示意图及 SEM 图像，图中所示晶界为大角度晶界，3 种形貌的析出机理分别为：

1) 平行于晶界的长针状 (图 8a 和 8b)：平直晶界的曲率为无穷小，其化学势极小，因此 δ 相在平直晶界形核驱动力主要为相变自由能。面心立方金属中，平直晶界一般为孪晶界。由于 δ 相与孪晶均占据基体的 {111} 晶面^[15,30]，因此孪晶界面无需迁移即可使 δ 相晶格与基体匹配，由此降低了其在孪晶界面形核驱动力，促进其沿孪晶界面形核。半孪晶的尖端处于界面的交点，沿界面扩散的 Nb 元素在交点处聚集，促进 δ 相的析出。交点处 δ 相的析出呈现典型的上坡扩散特征，说明此 δ 相析出的实际驱动力是化学势梯度，而不是浓度梯度。

2) 低曲率界面附近的锯齿状分布 (图 8c 和 8d)：低曲率界面的化学势较小，因相变自由能与界面的曲率无关，因此影响 δ 相析出的主要因素为晶格错配度。在析出的初始阶段， δ 相在界面形核并沿界面生长，其取向与晶粒 β 的晶体学取向一致，因此 δ 相- β 晶粒间的错配度小于 δ 相- α 晶粒间的错配度，即界面能 $\sigma_{\delta-\beta} < \sigma_{\delta-\alpha}$ 。Tu 等^[16]认为 δ 相片层两侧界面能的差异，促使 α - β 界面向 α 晶粒方向移动，促使形成界面能较低的 δ - β 界面，并形成锯齿状 α - β 晶界。然而，此过程形成新的界面，增加了 α - β 界面的长度及曲率，提高了整体界面能，这与固态相变的能量降低不符。若 δ 相- α 晶粒界面 (图 8c 中红色线) 向 β 晶粒方向迁移，使 δ 相- α 晶粒界面满足 δ 相与基体的取向关系，则界面能 $\sigma_{\delta-\alpha}$ 随界面的迁移而降低。界面的迁移使得 α - β 界面的曲率增大，化学势梯度也增加，促使 δ 相在新形成的弯曲界面处形核。新形核的 δ 相将阻碍 α - β 界面的继续迁移，由此在 2 个 δ 相之间留有弯曲界面。首先形核的 δ 相继续生长，其尖端处于 β 晶粒内部。依次递进，最终 δ 相在低曲率界面呈锯齿状分布。

3) 高曲率界面附近的鱼尾状分布 (图 8e 和 8f)：

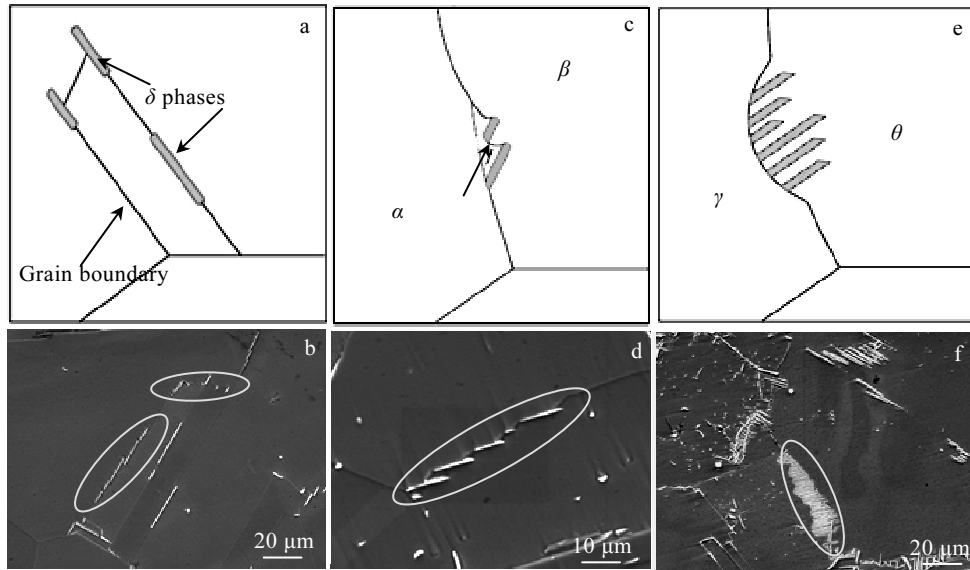


图8 δ 相在大角度晶界附近析出示意图及SEM图像

Fig.8 Schematic diagrams (a, c, e) and SEM images (b, d, f) for the precipitation of δ phases besides twin grain boundary (a, b), low curvature grain boundary (c, d), and high curvature grain boundary (e, f)

与相同错配度的低曲率界面相比,高曲率界面的化学势较高,因此高/低曲率界面 δ 相分布的差异性主要受化学势的影响。随界面曲率的增加,界面化学势梯度增加,Nb元素扩散速率增加。高曲率界面为 δ 相提供了较多的形核位置。当 δ 相在弯曲界面上的形核点增加后,单个 δ 相附近的晶界均受到 δ 相的钉扎作用,因此晶界保持其原始曲率。较高的扩散速率,促进Nb元素在高曲率界面的偏聚,加快 δ 相的生长,在界面前沿形成片层状 δ 相,密集片层状 δ 相沿高曲率界面呈鱼尾状分布(图8f)。

4 结 论

1) GH4169合金中 δ 相析出的体积分数随Nb元素含量的增加而增加,而 δ 相析出的峰值温度受Nb元素含量的影响较小。

2) 随试样平均晶粒尺寸减小, δ 相的形核率和体积分数增加, δ 相尺寸减小。试样中小角度晶界含量的增加,可有效促进 δ 相析出。

3) 晶界附近析出 δ 相的分布主要受晶界曲率的影响,随晶界曲率半径的减小, δ 相形核的临界势垒和临界半径减小,形核率越高。晶界附近析出 δ 相分别呈长针状、锯齿状及鱼尾状分布。

参考文献 References

[1] Chang S H. *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2009, 486(1-2):

716

[2] Sundararaman M, Mukhopadhyay P, Banerjee S. *Metallurgical Transactions A*[J], 1992, 23(7): 2015

[3] Li R B, Yao M, Liu W C *et al. Scripta Materialia*[J], 2002, 46(9): 635

[4] Azadian S, Wei L Y, Warren R. *Materials Characterization*[J], 2004, 53(1): 7

[5] Wei J H, Dong J X, Yu J *et al. Journal of Aeronautical Materials*[J], 2012, 32(6): 72

[6] Yuan H, Liu W C. *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 408(1-2): 281

[7] Muralidharan G, Thompson R G. *Scripta Materialia*[J], 1997, 36(7): 755

[8] Desvallees Y, Bouzidi M, Bois F *et al. Superalloys*[C]. Warrendale: TMS, 1994: 281

[9] Cai Dayong, Zhang Weihong, Nie Pulin *et al. Materials Characterization*[J], 2007, 58(3): 220

[10] Yang Yurong(杨玉荣), Liang Xuefeng(梁学锋). *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*(航空材料学报)[J], 1996, 16(2): 38

[11] Cai D Y, Zhang W H, Nie P L *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2003, 13(6): 1338

[12] Sundararaman M, Mukhopadhyay P, Banerjee S. *Metallurgical Transactions A*[J], 1988, 19(3): 453

[13] Liu W C, Yao M, Chen Z L. *Metallurgical & Materials*

- Transactions A*[J], 1999, 30(1): 31
- [14] Viskari L, Cao Y, Norell M *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2011, 528(6): 2570
- [15] Dehmas M, Lacaze J, Niang A *et al. Advances in Materials Science & Engineering*[J], 2011, 2011: 1
- [16] Tu K N, Turnbull D. *Acta Metallurgica*[J], 1967, 15(2): 369
- [17] Sundquist B E. *Metallurgical Transactions*[J], 1973, 4(8): 1919
- [18] Findik F. *Journal of Materials Science Letters*[J], 1998, 17(1): 79
- [19] Nystrom J D, Pollock T M, Murphy W H *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1997, 28(12): 2443
- [20] Barlow C Y, Ralph B. *Journal of Materials Science*[J], 1979, 14(10): 2500
- [21] Pickering E J, Mathur H, Bhowmik A *et al. Acta Materialia* [J], 2012, 60(6-7): 2757
- [22] Sennour M, Jouneau P H, Esnouf C. *Journal of Materials Science*[J], 2004, 39(14): 4521
- [23] Fournelle R A, Clark J B. *Metallurgical Transactions*[J], 1972, 3(11): 2757
- [24] Qi Zhengfeng(戚正风). *Diffusion and Phase Transition in Solid Metal*(固态金属中的扩散与相变)[M]. Beijing: China Machine Press, 1998
- [25] Jiang Yong(江 勇), Song Yuqiang(宋玉强). *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2006(S1): 429
- [26] Wang J, Liu D, Yang Y. *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2016, 52(6): 707
- [27] Wei Xianping, Zheng Wenjie, Song Zhigang *et al. Journal of Iron and Steel Research (International)*[J], 2014, 21(3): 375
- [28] Lv D C, McAllister D, Mills M J *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 118: 350
- [29] Zhang Cheng(张 程). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Tianjin: Tianjin University, 2014
- [30] Han M, Kong F F. *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2008, 458(1-2): 218

Precipitation Kinetic Analysis for δ Phases at Grain Boundary of GH4169 Alloy

Wang Jianguo¹, Liu Dong¹, Wang Haiping¹, Yang Yanhui¹, Fu Baoquan², Du Gang², Wang Xin³

(1. Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Western Superconducting Technologies Co. Ltd, Xi'an 710018, China)

(3. Shandong Taishan Iron & Steel Group Co. Ltd, Laiwu 271100, China)

Abstract: GH4169 alloys which were solution treated and deformed at high temperature were conducted on aging treatment to investigate the morphology and precipitation mechanisms of δ phases. The results show that the volume fraction of δ phases increases with the increase of Nb element content. The peak temperature for δ phases precipitation is 920 °C which is slightly influenced by the content of Nb element. The nucleation rate and volume fraction of δ phases increase with the decreasing of average grain size. Otherwise, the size of δ phases decreases with the decrease of average grain size. Low angle grain boundaries within grains promote the precipitation of δ phases intergranular. The critical barrier and critical radius decreases with the decrease of the radius of curvature. Otherwise, the nucleation rate of δ phases increases with the decreasing of curvature. The distribution morphologies of δ phases precipitated at grain boundary are similar to needles, sawteeth and fish tails.

Key words: GH4169 alloy; δ phase morphology; grain boundary curvature

Corresponding author: Liu Dong, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88460545, E-mail: liudong@nwpu.edu.cn