

创新点: 1. 调控固溶后冷却速率与水淬温度, 揭示 SGB-1 (γ' 相钉扎)、SGB-2 (γ' 相与晶界协同迁移) 两类弯曲晶界形成机制; 2. 建立晶内晶界强化因子模型, 阐明“强晶界-弱晶内”强度匹配缓解中温脆性的核心机理; 3. 最优工艺使自研低晶界强化元素合金 650 °C 延伸率达 8.5%, 为铸造镍基高温合金叶片性能优化提供新的热处理方案。

热处理对铸造镍基高温合金弯曲晶界演化和拉伸性能的影响

王嘉晖¹, 赵新宝¹, 王常帅^{2,3}, 巩秀芳^{2,3}, 董娜⁴, 岳全召¹, 谷月峰¹, 张泽¹

(1 浙江大学 材料科学与工程学院, 浙江 杭州 310058)

(2 清洁高效透平动力装备全国重点实验室, 四川 德阳 618000)

(3 东方电气集团东方汽轮机有限公司, 四川 德阳 618000)

(4 东方电气长三角(杭州)创新研究院有限公司, 浙江 杭州 310000)

摘 要: 针对燃机涡轮叶片用铸造镍基高温合金在服役温度区间的中温脆性问题, 通过调控合金固溶后冷却速率及水淬温度, 探究了 γ' 相析出与晶界几何形态的协同演化规律对 650 °C 拉伸性能的影响机理。研究发现, 降低冷却速率与水淬温度促进了晶内 γ' 相粗化, 并驱动晶界由平直向弯曲形态演变。固溶后 5 °C/min 的冷却诱导 γ' 相强钉扎形成 SGB-1 型弯曲晶界, 1 °C/min 的冷却诱导粗大的 γ' 相与晶界协同迁移形成 SGB-2 型弯曲晶界。随冷却速率和水淬温度降低, 合金 650 °C 的屈服强度下降, 但延伸率显著提升, 其中具有 SGB-2 特征样品塑性达到 8.5%。空冷样品的脆性源于强晶内-弱晶界的强度失配, 而缓冷样品降低部分晶内强度换取弯曲晶界强化, 构建强晶界-弱晶内匹配, 从而有效缓解 650 °C 拉伸脆性。

关键词: 铸造镍基高温合金; 晶界工程; 冷却速率; 弯曲晶界; 中温脆性

中图法分类号: TG156.1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)02-0???-0?

1 引言

镍基高温合金因其卓越的高温强度和耐腐蚀性, 已被广泛应用于航空航天发动机与工业燃气轮机涡轮叶片等部件^[1-3]。工业燃气轮机涡轮叶片具有尺寸大、内腔复杂与存在薄壁结构等特点, 其制造往往采用精密铸造工艺以实现近净成形^[4,5]。为提高铸造高温合金的性能, 需要通过高温固溶处理提高合金的组织均匀性, 采用两级时效处理析出 γ' 相, 充分发挥合金的固溶强化和沉淀强化效果。涡轮叶片的服役温度区间为 600-1100 °C, 涵盖了镍基高温合金易出现中温脆性的 600-800 °C 中温服役区间。针对合金的中温脆性问题, 现有研究主要从晶界剪切滑移、晶界析出相、晶界偏析等机制进行解释, 揭示了 γ' 相沉淀强化下晶内与传统热处理形成平直晶界在中温区间的强度失配效应^[6-9]。

为了改善失配效应, 有研究提出通过晶界工程 (Grain Boundary Engineering) 对合金固溶处理后进行缓冷或等温热处理^[10,11], 改变传统的平直晶界为弯曲晶界以提高晶界强度和变形协调能力。近年来, 弯曲晶界在

改善高温蠕变性能方面的作用已被广泛证实, 其独特的“锯齿”几何形态可有效抑制蠕变沿晶开裂晶界滑移, 阻碍蠕变孔洞的萌生与扩展, 从而提高材料蠕变寿命与蠕变塑性^[12-14]。对于拉伸这一短时效荷过程, 弯曲晶界改善中温脆性的作用也得到了初步验证。Hong 等人^[15]通过精确控制热处理参数实现 Nimonic 263 合金中晶界弯曲, 室温下样品拉伸强度略微降低, 延伸率显著提高。Lee 等人^[16]调控了沉淀强化型高熵合金固溶后冷却速率, 发现以 1 °C/min 速率冷却形成的弯曲晶界有效减少局部应变集中、阻碍晶间裂纹的扩展, 650 °C 下样品拉伸延伸率提高 3.5 倍, 缓解了中温脆性。尽管已有研究展示了弯曲晶界的优越性, 但如何形成弯曲晶界与弯曲晶界如何调控拉伸性能等关键问题^[17-19], 仍需进一步探明。

本研究以一种新型燃机涡轮叶片用铸造镍基高温合金为研究对象, 通过设计多组固溶后缓冷热处理工艺, 研究冷却速率与水淬温度对晶界形态 (平直/弯曲) 和 γ' 相析出特征的影响规律, 结合 650 °C 拉伸及断裂行为分析, 探究弯曲晶界调控下晶内-晶界强度匹配的优化机制, 提出改善镍基高温合金中温脆性的热处理工艺优化方案,

收到初稿日期:

基金项目: 东方电气集团-浙江大学联合创新研究院基金项目 (项目号 2023-KYY-132013-0010)

作者简介: 赵新宝, 男, 1982 年生, 博士, 研究员, 浙江大学材料科学与工程学院, 浙江 杭州 310058, 电话: 0571-64219632, E-mail: superalloys@zju.edu.cn

为提升高温合金叶片的性能提供实验依据。

2 实验

本研究使用的新型铸造镍基高温合金化学成分如表 1 所示,合金铸锭经真空感应熔炼制得。为改善凝固偏析并获得均匀的初始组织,对所有试样首先进行 1050 °C/1 h + 1180 °C/3 h 分段完全固溶处理,经此处理后样品组织内无明显枝晶形貌,枝晶间粗大 γ' 相与 γ/γ' 共晶组织完全回溶。样品经完全固溶处理后,分别以空冷(Air Cooling, AC)和在炉中以 5 °C/min 和 1 °C/min 冷(Furnace Cooling, FC)至不同温度(1000、900 和 800 °C)后水淬(Water Quenching, WQ)两种方式冷却,探究不同冷却速率与水淬温度的影响,如图 1 所示。

表 1 镍基高温合金化学成分(wt.%)

Table 1 Chemical composition of Ni-based superalloy (wt.%)

Co	Cr	Al+Ti	Ta+Mo+W	Nb	Hf	C+Zr+B	Ni
20.0	13.0	6.0	9.5	0.5	0.1	0.073	Bal.

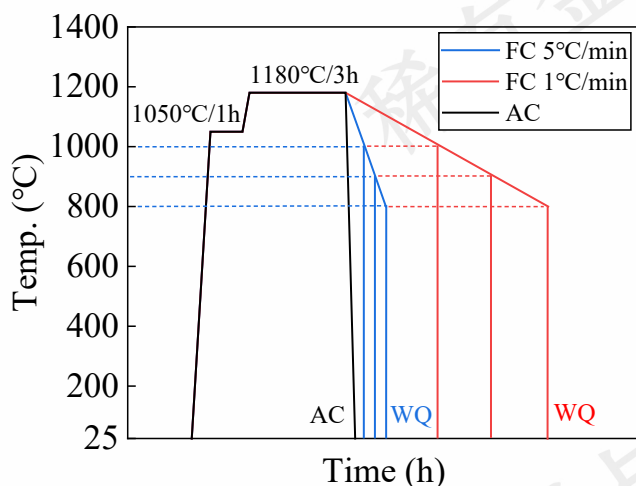


图 1 热处理工艺参数示意图

Fig.1 Schematic diagram of heat treatment processes

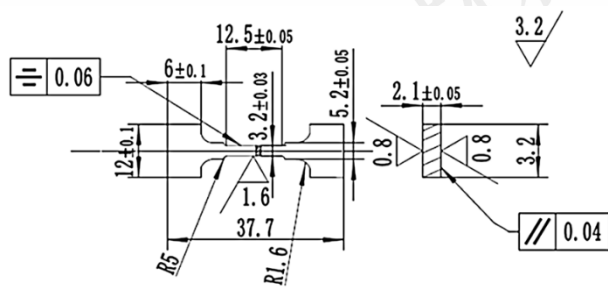


图 2 拉伸试样尺寸图(mm)

Fig.2 Geometry of the tensile specimens(mm)

试样经金相研磨与机械抛光后,使用 50 ml 磷酸溶液进行电解腐蚀去除基体相,以显现 γ' 相等第二相,电压恒定为 7 V,腐蚀时间为 10 s。使用 Nikon ECLIPSE

MA100A 与 Nikon SMZ800N 光学显微镜 (Optical Microscope, OM)进行宏观组织观察,Quanta 650FEG 扫描电子显微镜(Scanning Electron Microscope, SEM)进行微观组织观察,模式主要为二次电子 (Secondary electron, SE) 和背散射电子 (Backscattered electron, BSE),配合电镜内置能谱仪(Energy Dispersive Spectroscopy, EDS)进行元素种类与含量分析,电子背散射衍射探头(Electron Back Scatter Diffraction, EBSD)进行晶体学信息分析。采用线切割技术将样品加工成平板拉伸试样,尺寸如图 2 所示。对拉伸试样进行磨抛以消除应力集中,并采用 E45.205 电子万能试验机进行 650 °C 拉伸,拉伸速率为 0.75 mm/min。

3 结果

3.1 不同冷却工艺对合金微观组织影响

如图 3 所示,对完全固溶后空冷(AC)、5 °C/min 缓冷至 800 °C 水淬(FC-5-800)和 1 °C/min 缓冷至 800 °C 水淬(FC-1-800)三种工艺冷却后样品进行 BSE 与 EBSD 观察,反极图(Inverse Pole Figure, IPF)相对于样品的法线方向(ND)绘制。样品在经过完全固溶后,仅采用不同冷却工艺,晶粒保留了铸态组织较粗大等轴晶的特点,并且晶粒尺寸分布不均匀。相比于 AC 样品,FC-5-800 样品和 FC-1-800 样品的晶界都出现了弯曲现象,FC-1-800 样品的晶界弯曲程度更高,并且晶粒结构更复杂。

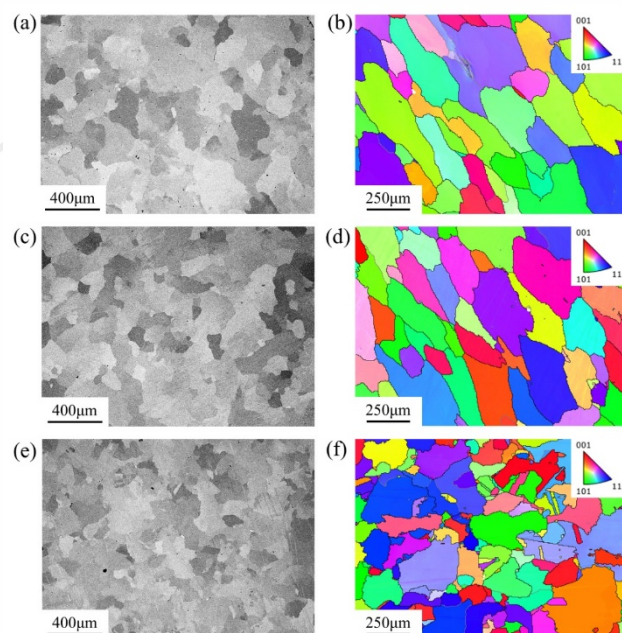


图 3 不同冷却工艺样品 BSE 图像: (a)AC; (c)FC-5-800; (e)FC-1-800; IPF 图像: (b)AC; (d)FC-5-800; (f)FC-1-800

Fig.3 BSE images: (a)AC; (c)FC-5-800; (e)FC-1-800 and IPF images: (b)AC; (d)FC-5-800; (f)FC-1-800 of samples with different cooling treatments

进一步在高倍 BSE 图像中对晶界进行表征, 对弯曲晶界的几何特征进行定量分析。如图 4(a)所示, 在 FC-1-800 样品的高倍 BSE 图像中, 弯曲晶界展现出复杂且不规则的几何形态, 呈现为连续的波浪状, 具有显著的曲率变化。在 BSE 图像上标记出波峰点与波谷点并将各点串联, 得到一条能够大致反映该弯曲晶界几何特征及曲率变化趋势的曲线, 使用该曲线可进一步测量弯曲晶界的振幅(Amplitude, A)与波长(Wavelength, λ)。图 4(b)和(c)统计了不同缓冷速率与水淬温度下的晶界几何参数。整体规律表明, 随着缓冷速率降低或水淬温度降低, 晶界的振幅与波长均呈现增大的趋势, 晶界弯曲程度显著增强。具体而言, 在相同水淬温度下, FC-1 样品的弯曲晶界振幅与波长显著大于 FC-5 样品, FC-1-800 样品的平均振幅约为 1111 nm, FC-5-800 样品约为 404 nm; FC-1-800 样品的平均波长约为 6.2 μm , FC-5-800 样品约为 2.4 μm 。此外, 在相同缓冷速率下, 随着水淬温度不断降低, 晶界振幅与波长进一步增加。

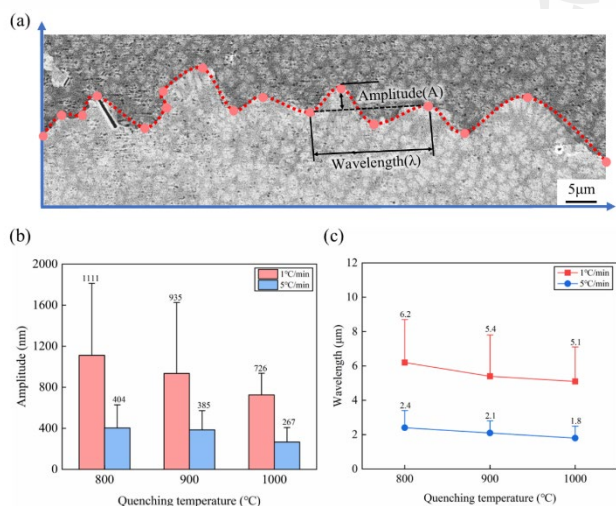


图 4 不同缓冷工艺样品弯曲晶界的几何参数: (a)振幅与波长测量 BSE 示意图; (b)振幅统计; (c)波长统计

Fig.4 Geometric parameters of serrated grain boundaries of samples with different slow cooling processes: (a)Schematic BSE image of amplitude and wavelength measurements; (b)Statistical results of amplitude; (c)Statistical results of wavelength

弯曲晶界的几何特征本质上源于晶界处第二相的析出和生长的影响, 为了深入理解不同冷却速率对晶界形貌的调控机制, 对 FC-5-800 和 FC-1-800 样品晶界 γ' 相析出状况进行重点观察, SE 图像如图 5 所示, 使用红色虚线标记了晶界的大致走向。缓冷速率为 5 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 时, 晶界处的 γ' 相大多以不规则块状或条状沿着晶界不连续析出, 尺寸不超过 5 μm , 使得晶界呈现波浪状形态, 将因不规则块状或条状 γ' 相形成的弯曲晶界标记为

SGB-1。缓冷速率为 1 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 时, 晶界处的 γ' 相主要以棒状析出, 形成尺寸达数百微米扇形组织, γ' 相生长方向大致和晶界垂直, 使得晶界出现了较大振幅的弯曲, 将因棒状 γ' 相聚集成扇形组织形成的弯曲晶界标记为 SGB-2。随着缓冷速率的降低, 晶界处的 γ' 相形态更加复杂, 尺寸进一步粗化, 形成了振幅和波长更大的弯曲晶界。

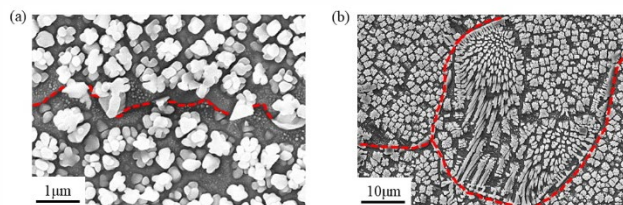


图 5 不同缓冷工艺样品晶界 γ' 相析出状况 SE 图像: (a)FC-5-800; (b)FC-1-800

Fig.5 SE images showing the precipitation of γ' phase at grain boundaries of samples with different slow cooling treatments: (a)FC-5-800; (b)FC-1-800

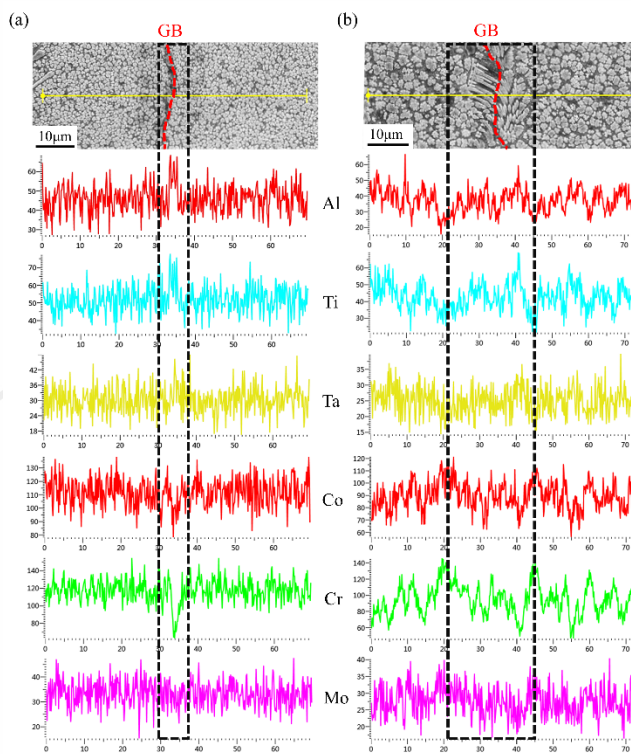


图 6 不同缓冷工艺样品晶界附近区域 EDS 线扫描结果: (a)FC-5-800; (b)FC-1-800

Fig.6 EDS line scan results near the grain boundary of samples with different slow cooling processes: (a)FC-5-800; (b)FC-1-800

进一步对 FC-5-800 与 FC-1-800 样品晶界附近区域进行 EDS 线扫描分析, 结果如图 6 所示。两类工艺下, Al、Ti 和 Ta 三种 γ' 相形成元素在晶界处均呈现

明显的浓度富集特征,而 Co、Cr 和 Mo 三种基体稳定元素在晶界处呈现对应的浓度贫化特征。如图 6(a)所示,FC-5-800 样品晶界处成分波动区域较窄,这表明在 5 °C/min 冷却速率下,原子的扩散动力学受限,溶质原子仅能在晶界进行局域性的偏聚并驱动 γ' 相异质形核。相比之下,如图 6(b)所示,FC-1-800 样品晶界处成分波动区域显著变宽,这表明更低的冷却速率为溶质原子提供了更充足的扩散空间与时间,晶界处的 γ' 相不再局限于局域形核,而是发展为粗大的定向生长组织,并协同拉动晶界发生长距离的整体迁移。

不同冷却工艺通过控制冷却速率影响晶界 γ' 相,也影响晶内 γ' 相析出行为。使用 SEM 观察 AC、FC-5-800 和 FC-1-800 三种工艺冷却后样品晶内 γ' 相析出状况,SE 图像如图 7 所示。AC 样品晶内析出大量细小且均匀分布的近球形 γ' 相,平均尺寸约为 64 nm。进一步统计不同缓冷工艺晶内 γ' 相析出状况,如图 8 所示。FC 样品晶内析出较粗大且局部偏聚的花状 γ' 相,FC-5-800 样品 γ' 相平均尺寸约为 444 nm,FC-1-800 样品 γ' 相平均尺寸约为 1061 nm。随着水淬温度降低,缓冷时间增加, γ' 相不断粗化,面积分数与尺寸都在不断上升。在相同的水淬温度下,FC-1 样品 γ' 相面积分数略高于 FC-5 样品, γ' 相尺寸是 FC-5 样品的 2-3 倍。

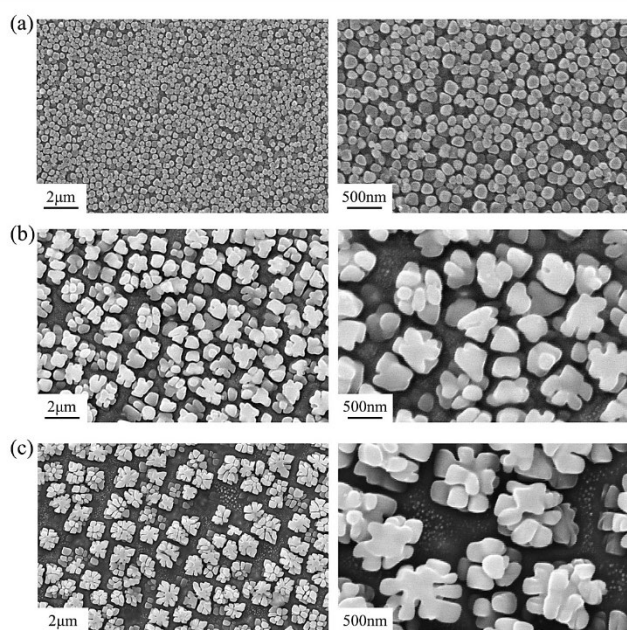


图 7 不同冷却工艺样品晶内 γ' 相析出状况 SE 图像: (a)AC; (b)FC-5-800; (c)FC-1-800

Fig.7 SE images showing the precipitation of γ' phase inside grains of samples with different cooling treatments: (a)AC; (b)FC-5-800; (c)FC-1-800

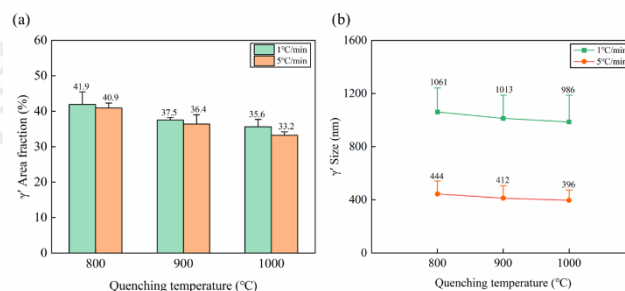


图 8 不同缓冷工艺样品晶内 γ' 相析出状况: (a) γ' 相面积分数; (b) γ' 相尺寸

Fig.8 Precipitation of γ' phase inside grains of samples with different slow cooling processes: (a)Area fraction of γ' phase; (b)Size of γ' phase

3.2 不同冷却工艺对合金拉伸性能影响

为了探究缓冷工艺形成的弯曲晶界对合金中温脆性影响,对不同冷却工艺样品进行了中温 650 °C 下的拉伸性能测试,屈服强度(Yield Strength, YS)、抗拉强度(Ultimate Tensile Strength, UTS)和延伸率(Elongation, EL)结果如表 2 所示,应力-应变曲线如图 9 所示。完全固溶后空冷样品(AC)进入屈服阶段后即快速断裂,表现出严重的中温脆性,其屈服强度(946 MPa)几乎与抗拉强度(947 MPa)相等,延伸率极低,仅为 1.0%。引入缓冷工艺对合金塑性具有显著的调控作用,所有缓冷工艺处理的样品延伸率均显著提高,证实了缓冷工艺形成弯曲晶界能够有效缓解合金的中温脆性。在相同的水淬温度下,对比两种缓冷速率,FC-1 样品延伸率优于 FC-5 样品,更慢的冷却速率构筑的弯曲晶界对塑性改善作用更强。同时,水淬温度的影响也十分明显,FC-1-1000 样品延伸率为 5.3%,而 FC-1-800 样品延伸率大幅提高至 8.5%,更长的缓冷时间构筑的弯曲晶界对塑性改善作用也更强。然而,缓冷工艺普遍导致屈服强度降低,这与晶内 γ' 相的粗化和沉淀强化效果减弱有关;抗拉强度的变化则体现了晶内强化减弱和晶界强化增强这两种机制互相竞争的结果。

表 2 不同冷却工艺样品 650 °C 下拉伸性能

Table 2 Tensile properties at 650 °C of samples with different cooling treatments

Process	Yield Strength (MPa)	Ultimate Tensile Strength (MPa)	Elongation (%)
AC	946	947	1.0
FC-5-1000	671	762	5.0
FC-5-800	596	821	6.7
FC-1-1000	644	770	5.3
FC-1-800	520	840	8.5

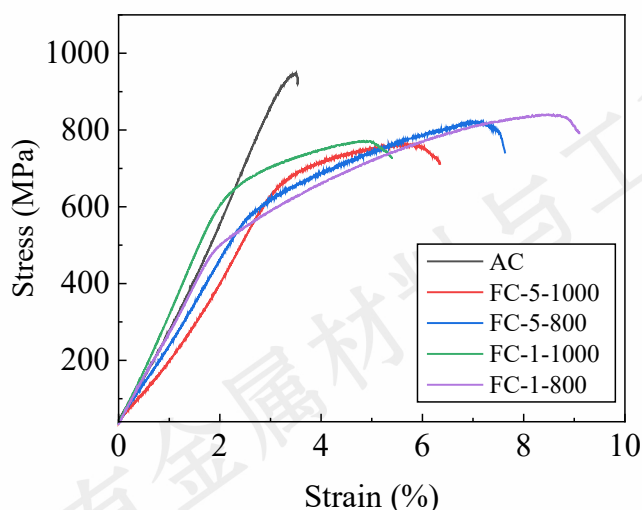


图9 不同冷却工艺样品 650 °C下应力-应变曲线

Fig.9 Stress-strain curves at 650 °C of samples with different cooling treatment

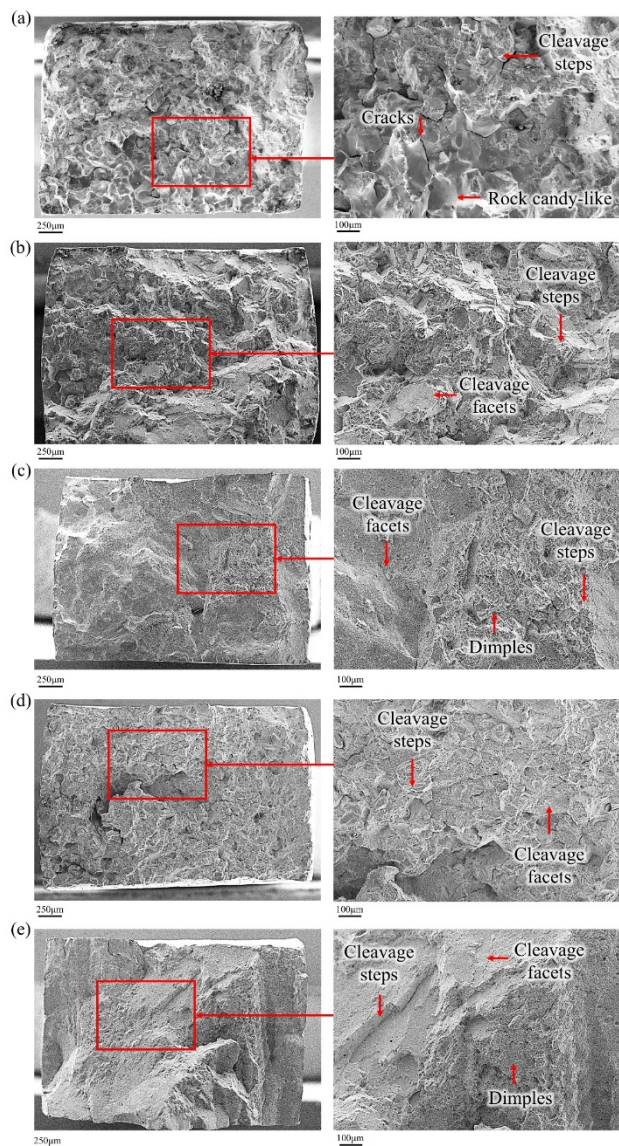


图10 不同冷却工艺样品 650 °C下拉伸断口 SE 图像: (a)AC;

(b)FC-5-1000; (c)FC-5-800; (d)FC-1-1000; (e)FC-1-800

Fig.10 SE images showing the tensile fractures at 650 °C of samples with different cooling treatments: (a)AC; (b)FC-5-1000; (c)FC-5-800; (d)FC-1-1000; (e)FC-1-800

为了进一步阐明弯曲晶界改善中温脆性的微观机制,对不同冷却工艺样品的 650 °C 拉伸断口进行了 SEM 观察,SE 图像如图 10 所示。AC 样品的断口呈现出典型的沿晶脆性断裂特征,断口中可见明显的二次裂纹和冰糖状形貌,并伴有解理台阶;表明裂纹主要沿着平直且脆弱的晶界快速扩展,几乎未发生塑性变形,导致了极低的延伸率。FC-5-1000 与 FC-1-1000 样品断口形貌发生显著转变,断口形貌中有大量的解理台阶与解理刻面,表现为穿晶解理特征。随着水淬温度降低,FC-5-800 与 FC-1-800 样品断口形貌则进一步改善,虽然存在解理特征,但还在断口中观察到了细小的韧窝,标志着材料发生了明显的微孔聚集型塑性变形,表现为解理韧窝混合断裂特征。这表明 SGB-1 型与 SGB-2 型弯曲晶界有效强化了晶界,使得晶界强度超过了晶内强度,不仅抑制了沿晶断裂,还通过促进晶界处的变形协调,使材料在断裂前能够承受更大的塑性变形。

4 讨论

对于缓冷速率为 5 °C/min 的 FC-5 样品,合金体系处于中等过饱和度状态。受限于该冷却条件下的原子扩散动力学,晶界 γ' 相主要依附于界面进行异质形核^[20]。由于缺乏足够的生长时间和长程扩散通道,这些 γ' 相无法发展为定向生长的胞状组织,而是沿晶界非连续地生长为不规则的块状或条状,这些离散分布的第二相颗粒对晶界产生了强烈的钉扎效应,对晶界迁移产生了强烈的阻滞作用^[21-23]。在钉扎效应产生的阻力与化学驱动力的共同作用下,晶界难以实现长距离的整体迁移,仅能在相邻 γ' 颗粒之间的自由区域发生局部的微小偏转。这种局部的钉扎机制限制了晶界弯曲的幅度,最终使得晶界呈现出振幅较小、波长较短波浪状形态,即本研究中定义的 SGB-1 型弯曲晶界,其形成机制如图 11 所示。

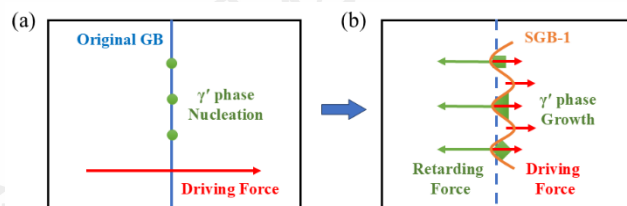
图11 SGB-1 型弯曲晶界形成机制: (a) γ' 相形核; (b) γ' 相生长

Fig.11 Schematic diagram of the formation mechanism of the type

SGB-1 serrated grain boundary: (a)Nucleation of γ' phase; (b)Growth

of γ' phase

相比之下,对于缓冷速率仅为 $1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 的 FC-1 样品,极慢的冷却过程为原子扩散提供了充足的时间和热力学条件。在该状态下,溶质原子能够进行长程扩散,晶界 γ' 相不再局限于离散的颗粒状形态,而是倾向于生长为粗大的、定向排列的扇形组织^[24]。这种特定的形态特征使得析出相转变为引导晶界迁移的轨道:在巨大的化学驱动力推动下,晶界伴随着 γ' 相的定向生长发生了长距离的整体迁移^[25]。这种协同迁移机制导致晶界向晶内大幅度弯曲,晶界呈现出振幅巨大、波长较长的弯曲形态,即本研究中定义的 SGB-2 型弯曲晶界,其演变机制如图 12 所示。

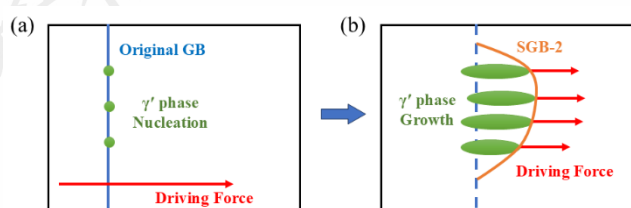


图 12 SGB-2 型弯曲晶界形成机制: (a) γ' 相形核; (b) γ' 相生长

Fig.12 Schematic diagram of the formation mechanism of the type SGB-2 serrated grain boundary: (a)Nucleation of γ' phase; (b)Growth of γ' phase

综上所述,晶界形态由平直到弯曲的演变,本质上受控于晶界处第二相粒子的析出动力学及其与晶界界面的交互耦合作用,这一观点已在前人研究中得到证实^[17,26,27]。本研究通过调控完全固溶后冷却速率这一关键热力学变量,改变了合金体系的过饱和度及元素扩散行为,从而激发出差异化的晶界 γ' 相析出模式,即小尺寸的离散不规则块状、条状与大尺寸的定向生长棒状 γ' 相。这些不同的析出行为主导了特定的晶界-析出相交交互机制,最终导致合金分别演化出强钉扎机制 SGB-1 和协同迁移 SGB-2 两种典型的弯曲晶界特征。

通过调控完全固溶后的冷却速率,激发出合金体系中不同的相变动力学行为,导致了晶内 γ' 相与晶界 γ' 相影响晶界形态的同步演化,是合金在 $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ 中温拉伸性能变化的微观组织结构基础。实验结果表明,随着冷却速率与水淬温度降低,合金的屈服强度呈现出单调下降的趋势,主要归因于冷却速率对晶内 γ' 相析出动力学及最终形态分布的显著调控。对于 AC 样品,较快的冷却速率维持较高的基体过饱和度,促进晶内 γ' 相的形核,形成细小弥散的球状 γ' 相,使得合金具有优异的晶内变形抗力,屈服强度很高。对于 FC 样品,随着冷却速率降低至 $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 和 $1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$,基体过饱和度释放

缓慢,形核率较低,但原子有充足的时间进行长程扩散,晶内 γ' 相得以充分长大,形成粗大的花状 γ' 相,屈服强度急剧下降^[28,29]。根据经典的弥散强化模型^[30,31],析出相对位错运动的阻碍能力本质上取决于其体积分数、平均尺寸与空间分布状态。随冷却速率降低,不同热处理状态下 γ' 相尺寸与体积分数均发生了变化,因此采用 γ' 相粒子间距进一步反映析出相的阻碍能力,间距通过公式 $L_s = \left(\sqrt{\frac{8}{3\pi f}} - 1 \right) d$ 计算^[32-34],其中 f 为晶内 γ' 相体积分数, d 为晶内 γ' 相平均尺寸。随着 γ' 相间距减小,其对位错运动的阻碍能力上升,表现为屈服强度的提高,即屈服强度与 γ' 相间距呈反相关特征。为了体现不同冷却速率下晶内 γ' 相尺寸与分布对晶内位错运动阻力的影响,本研究引入晶内强化因子 I ,如公式(1)所示:

$$I = \frac{\sqrt{f}}{d} \quad (1)$$

其中, f 为晶内 γ' 相体积分数, d 为晶内 γ' 相平均尺寸。该因子 I 数值越高,则粒子间距越小,位错在晶粒内部受到阻力越高,屈服强度越高。

对于晶界强度,与平直晶界相比,弯曲晶界的几何形态构建互锁结构,提高了晶界发生相对滑移的阻力。根据 Raj-Ashby 经典晶界滑移模型,对于具有明显振幅和波长的近似正弦波型晶界,晶界滑移速率通

过公式 $\dot{U} = \frac{8\tau_a\Omega}{\pi kT} \frac{\lambda}{4A^2} \left(D_v + \frac{\pi\delta}{\lambda} D_b \right)$ 计算^[26,28,35],其中 τ_a

为施加应力, Ω 为原子体积, k 为玻尔兹曼常数, T 为绝对温度, λ 为晶界波长, A 为晶界振幅, D_v 为体扩散系数, δ 为晶界厚度, D_b 为晶界扩散系数。晶界滑移速率越低,表示晶界受到阻力大,晶界越难发生滑移则晶界强度越高。为了体现不同冷却速率下晶界 γ' 相形成弯曲晶界的振幅与波长对晶界强度的影响,本研究引入晶界强化因子 B ,如公式(2)所示:

$$B = \frac{2A}{\lambda} \quad (2)$$

其中, A 为弯曲晶界的振幅, λ 为弯曲晶界的波长。该因子代表了晶界波形的纵横比,数值越高则晶界几何形态越“陡峭”,抵抗晶界滑移即裂纹扩展能力越强。

基于已测得的 γ' 相面积分数与平均尺寸、弯曲晶界振幅与波长,对不同冷却工艺的晶内强化因子 I 与晶界强化因子 B 进行统计(图 13),表征晶内强度的晶内强化因子 I 变化规律与屈服强度相符。合金的延伸率本质上体现了晶内强度与晶界强度的平衡关系,在变形过程中,晶界需具备足够的抗力来抵抗晶界滑移,从而匹配甚至超过晶内变形抗力,才能避免应力在晶界处过早

集中引发脆性断裂。对于 AC 样品, 其极高的因子 I 与为 0 的因子 B 体现了强晶内-弱晶界($\sigma_{\text{Intra}} > \sigma_{\text{GB}}$)匹配效应。尽管屈服强度高达 946 MPa, 但薄弱的平直晶界过早断裂, 延伸率仅 1.0%, 断口为沿晶脆性断裂类型。

对于 FC 样品, 缓冷过程使得 γ' 相在晶界大量析出, 诱导弯曲晶界形成, 提升晶界强化因子 B 。进一步分析 SGB-1 与 SGB-2 两种类型晶界可得, 相同水淬温度下两类弯曲晶界的 B 值相近, 表现出相似的几何特征, SGB-2 具有更粗大的锯齿特征(振幅和波长更大); 随着水淬温度降低, 两类弯曲晶界的 B 值均上升, 晶界强度上升。同时, 缓冷过程导致晶内 γ' 相粗化, 显著降低了晶内强化因子 I , 同时也使得晶界强度大于晶内强度($\sigma_{\text{GB}} > \sigma_{\text{Intra}}$)。SGB-1 尺度微小且晶内更强, SGB-2 尺度粗大能诱导裂纹偏转, 配合晶内软化有效松弛应力集中。这种强晶界-软晶内的匹配效应, 在 FC-1-800 样品上表现得最为典型。在拉伸过程中, 弯曲晶界赋予晶界极高的剪切抗力, 软化的晶内则充当了优良的塑性载体, 能够通过晶内位错滑移来耗散应力, 延迟了裂纹的萌生与扩展。FC-1-800 样品获得了本研究工艺中最高 8.5% 延伸率, 但这同时牺牲了部分屈服强度。

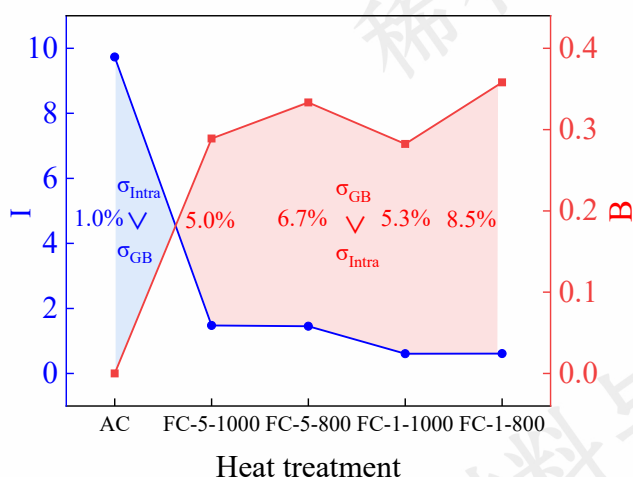


图 13 基于强化因子 I 与 B 的强塑性匹配逻辑图

Fig.13 Logic of strength-ductility matching based on factors I and B

5 结论

1) 对合金微观组织研究表明, 降低冷却速率与水淬温度改变了 γ' 相析出动力学, 促使晶界形态由平直向弯曲演变; FC-5 工艺通过钉扎机制诱导形成小幅弯曲的 SGB-1 型晶界, 而 FC-1 工艺通过协同迁移机制诱导形成大幅弯曲的 SGB-2 型晶界。

2) 弯曲晶界工程有效缓解了铸造镍基高温合金在 650 °C 的中温脆性。相比于平直晶界的沿晶脆性断裂, 引入弯曲晶界成功将断裂模式转变为穿晶解理或韧窝混合断裂。随着晶界弯曲程度增加, 合金屈服强度下降,

延伸率显著提升。

3) 对强塑性匹配模型研究表明, 强晶界-软晶内匹配是提升延伸率的关键机制。引入晶内强化因子 I 与晶界强化因子 B 进行分析, AC 样品的脆性源于强晶内-弱晶界的严重强度失配。FC-1-800 最优工艺凭借高 B 值的晶界剪切抗力与低 I 值晶内塑性容纳程度, 实现了变形向晶内的有效转移, 从而获得了最优的延伸率。

参考文献 References

- [1] Reed R C. *The Superalloys: Fundamentals and Applications*[M], Cambridge: Cambridge University Press, 2006: 1-15
- [2] Pollock T M, Tin S. *Journal of Propulsion and Power*[J], 2006, 22(2): 361-374
- [3] Gudivada G, Pandey A K. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 963: 171128
- [4] Zhang Maoyuan (张茂源), Ou Meiqiong (欧美琼), Ran Xing (冉兴) et al. *Rare Metal Materials and Engineering (稀有金属材料与工程)* [J], 2024, 53(3): 757~767
- [5] Chu Qingquan (储清泉), Hou Xingyu (侯星宇), Cheng Yin (程印) et al. *Rare Metal Materials and Engineering (稀有金属材料与工程)* [J], 2025, 54(8): 1917-1925
- [6] Woodford D A. *Metallurgical Transactions A*[J], 1981, 12(2): 299-308
- [7] Sheng L Y, Yang F, Guo J T, et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(3): 673-681
- [8] Duan P, Zhang P, Li J, et al. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2019, 759: 530-536
- [9] Liu Y, Wu Y, Yu J, et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 775: 181-192
- [10] Watanabe T. *Journal of Materials Science*[J], 2011, 46(12): 4095-4115
- [11] Yeh A C, Lu K W, Kuo C M, et al. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2011, 530: 525-529
- [12] Tang Y T, Wilkinson A J, Reed R C. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2018, 49(9): 4324-4342
- [13] Chen T W, Wu B C, Kang Y C, et al. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2025, 924: 147729
- [14] Shi Q, Zhang S, Dong X, et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 33: 7534-7545
- [15] Hong H U, Kim I S, Choi B G, et al. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2009, 517(1): 125-131
- [16] Lee J L, Wang P T, Lo K C, et al. *Science and Technology of Advanced Materials*[J], 2023, 24(1): 2158043
- [17] Lifshitz I M, Slyozov V V. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*[J], 1961, 19(1): 35-50

- [18] Wagner C. *Zeitschrift für Elektrochemie, Berichte der Bunsengesellschaft für physikalische Chemie*[J], 1961, 65(7-8): 581-591
- [19] Gladman T. *Materials Science and Technology*[J], 1999, 15(1): 30-36
- [20] Porter D A, Easterling K E, Sherif M Y. *Phase Transformations in Metals and Alloys*[M], CRC Press, 2021: 270-278
- [21] Nes E, Ryum N, Hunderi O. *Acta Metallurgica*[J], 1985, 33(1): 11-22
- [22] Song K, Aindow M. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2008, 479(1): 365-372
- [23] Schulz B, Leitner T, Hafok M, et al. *Materialia*[J], 2023, 31: 101873
- [24] Mitchell R J, Li H Y, Huang Z W. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2009, 209(2): 1011-1017
- [25] Wu W, Tian Q, Wang H. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 30: 5486-5496
- [26] Raj R, Ashby M F. *Metallurgical Transactions*[J], 1971, 2(4): 1113-1127
- [27] Wang Qiang (王 强), Zhang Bing (张 兵), Qu Zonghong (瞿宗宏) et al. *Rare Metal Materials and Engineering (稀有金属材料与工程)* [J], 2025, 54(9): 2290-2300
- [28] Wu X J, Koul A K. *Advanced Performance Materials*[J], 1997, 4(4): 409-420
- [29] Koul A K, Gessinger G H. *Acta Metallurgica*[J], 1983, 31(7): 1061-1069
- [30] Randle V. *Materials Science and Technology*[J], 2010, 26(7): 774-780
- [31] Ardell A J. *Metallurgical Transactions A*[J], 1985, 16(12): 2131-2165
- [32] Kozar R W, Suzuki A, Milligan W W, et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2009, 40(7): 1588-1603
- [33] Lee J U, Kim Y K, Seo S M, et al. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2022, 841: 143083
- [34] Huang Y, Zhang R, Zhou Z, et al. *Intermetallics*[J], 2024, 166: 108205
- [35] Xie B, Ning Y, Luo Y, et al. *Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2026, 39(2): 103910

Effect of Heat Treatment on the Evolution of Serrated Grain Boundaries and Tensile Properties of a Casting Ni-based Superalloy

Wang Jiahui¹, Zhao Xinbao¹, Wang Changshuai^{2,3}, Gong Xiufang^{2,3}, Dong Na⁴, Yue Quanzhao¹, Gu Yuefeng¹, Zhang Ze¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Zhejiang University, Hangzhou 310058, Zhejiang, China)

(2. State Key Laboratory of Clean and Efficient Turbomachinery Power Equipment, Deyang 618000, Sichuan, China)

(3. Dongfang Electric Corporation Dongfang Turbine Co., Ltd., Deyang 618000, Sichuan, China)

(4. Dongfang Electric (Hangzhou) Innovation Institute Co., Ltd., Hangzhou 310000, Zhejiang, China)

Abstract: This work investigated the mitigation of intermediate temperature embrittlement in casting Ni-based superalloys for gas turbine blades. By tailoring the post-solution cooling rate and water quenching termination temperature, we analyzed the impact of the synergistic evolution between γ' phase precipitation and grain boundary (GB) geometry on 650 °C tensile performance. It was found that lower cooling rates and quenching termination temperatures promote intragranular γ' phase coarsening and a transition from planar to serrated GB morphologies. A cooling rate of 5 °C/min led to SGB-1 type serrated GBs via strong γ' phase pinning, while 1 °C/min resulted in SGB-2 type serrated GBs through the synergistic migration of coarse γ' phases and GBs. Although yield strength at 650 °C decreased with reduced cooling rates, ductility was significantly enhanced, with the SGB-2 sample achieving an elongation of 8.5%. The brittleness observed in air-cooled samples was attributed to a mismatch between strong grain interiors and weak grain boundaries. In contrast, slow-cooled samples effectively alleviated this brittleness by sacrificing some intragranular strength in favor of GB strengthening through serration, creating a beneficial "strong GB–weak grain interior" balance.

Key words: Casting Ni-based superalloy; Grain boundary engineering; Cooling rate; Serrated grain boundary; Intermediate-temperature brittleness

Corresponding author: Zhao Xinbao, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Zhejiang University, Hangzhou 310058, Zhejiang, China, Tel: 0571-64219632, E-mail: superalloys@zju.edu.cn