

# Ni-Al-Re三元模型单晶高温合金 $\gamma/\gamma'$ 相界面应变场

钟 艺

北京工业大学物理与光电工程学院, 北京

收稿日期: 2026年4月20日; 录用日期: 2026年5月27日; 发布日期: 2026年6月4日

## 摘 要

镍基单晶高温合金对我国航空航天事业发展至关重要,是高端动力装备和高温部件不可替代的核心材料, $\gamma/\gamma'$ 相界面晶格应变场是决定其组织稳定性与服役性能的重要因素。难熔元素Re是先进镍基单晶高温合金的核心强化元素。本文以Ni-Al-Re三元模型单晶高温合金为研究对象,采用会聚束电子衍射(CBED),系统表征了合金两相晶格常数及界面错配度,枝晶干两相错配度为0.25%,枝晶间两相错配度为0.28%,同时,Re削弱了合金长程应变场,缩短 $\gamma'$ 相应变影响范围、降低其宏观压应变,且应变场存在显著枝晶差异性,为高性能镍基单晶高温合金的成分优化提供了关键数据支撑。

## 关键词

镍基单晶高温合金, 晶格畸变, 应变场, 会聚束电子衍射(CBED)

# Strain Field at the $\gamma/\gamma'$ Phase Interface in Ni-Al-Re Ternary Model Single-Crystal Superalloys

Yi Zhong

College of Physics and Optoelectronic Engineering, Beijing University of Technology, Beijing

Received: April 20, 2026; accepted: May 27, 2026; published: June 4, 2026

## Abstract

Nickel-based single-crystal superalloys are of vital importance to the development of aerospace industry in China, serving as irreplaceable core materials for high-end power equipment and high-temperature components. The lattice strain field at the  $\gamma/\gamma'$  phase interface is a key factor governing the

microstructural stability and service performance of such alloys. The refractory element rhenium (Re) acts as the primary strengthening element in advanced nickel-based single-crystal superalloys. In this paper, a Ni-Al-Re ternary single-crystal superalloy is taken as the research object. Convergent beam electron diffraction (CBED) is employed to systematically characterize the lattice parameters of the two phases and the interfacial misfit in the alloy. The two-phase misfit is measured to be 0.25% in the dendrite core and 0.28% in the interdendritic region. Re weakens the long-range strain field of the alloy, shortens the strain influence range of the  $\gamma'$  phase, and reduces its macroscopic compressive strain; meanwhile, the strain field exhibits obvious dendrite-dependent heterogeneity. Providing critical data support for the compositional optimization of high-performance nickel-based single-crystal superalloys.

## Keywords

Nickel-Based Single-Crystal Superalloy, Lattice Distortion, Strain Field, Convergent Beam Electron Diffraction (CBED)

Copyright © 2026 by author(s) and Hans Publishers Inc.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY 4.0).

<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



Open Access

## 1. 引言

镍基单晶高温合金因其优异的高温力学性能而广泛应用于航空发动机叶片的高温热端部件材料[1]。高压涡轮叶片的承温能力是发动机先进程度的重要标志，直接影响了航空发动机的推力性能、燃油经济性与服役可靠性[2]-[5]。因此，研究镍基单晶高温合金对于我国航天航空事业的发展具有重要意义。 $\gamma/\gamma'$ 两相错配度和界面上产生的失配应力对于镍基单晶高温合金显微结构演变规律和力学性能非常重要。一般情况下，较小的 $\gamma/\gamma'$ 错配幅度往往会降低 $\gamma'$ 相粗化和筏化的驱动力[6]。Biermann 等人[7][8]通过观察 X 射线衍射峰半高宽的变化来获得合金的微观应力，发现两相晶格错配直接决定镍基单晶高温合金蠕变前后的内部应变场分布，蠕变过程会加剧错配诱导的界面应变集中。而铼(Re)作为界定合金代次的关键合金化元素，其作用机制始终构成该领域的核心研究热点。现有研究表明，Re 的偏聚会增大  $\gamma/\gamma'$ 两相的晶格错配度，显著提升合金的蠕变抗力[9]-[12]。

本文采用会聚束电子衍射(Convergent Beam Electron Diffraction, CBED)进行晶格常数测定，其具备更高的空间分辨率，能够对微区晶格常数和畸变进行精细测量[13]-[15]。在本课题组前人的工作中，已对 Ni-Al 二元模型合金晶格错配和应变场进行表征[16]，为此，本文以 Ni-Al-Re 三元单晶合金为研究对象，综合利用先进电子显微学技术开展以下深入研究，实现了  $\gamma/\gamma'$ 相界面过渡区应变场的量化测量。

## 2. 实验材料及方法

本研究采用的模型单晶高温合金均通过定向凝固工艺制备。其中，Ni-Al-Re 三元模型合金的名义成分为 82.21% Ni、16.32% Al、1.47% Re 均为原子百分比。凝固后对合金锭进行固溶处理和时效处理，热处理制度如下：首先在 1330℃条件下完成 20 小时的固溶处理，空冷至室温；随后在 870℃进行 32 小时的时效处理，空冷至室温。

我们使用 FEI Talos F200X 型透射电子显微镜进行显微结构观察与拍摄会聚束电子衍射花样。该设备名义加速电压为 200 kV，分辨率为 0.14 nm。在 TEM 模式下将 spotsize 设为 11 (会聚束光斑最小状态)，可获得约 2.5 nm 的会聚束光斑。透射电镜的名义加速电压与实际值存在偏差，前人已使用胥波长法将加

速电压修正为 199.50 kV。所有 CBED 测试均在[114]带轴方向下完成。透射电子显微镜样品采用电解双喷法制备，双喷液由 80vol%乙醇、13vol%高氯酸及 7vol%丙三醇组成。

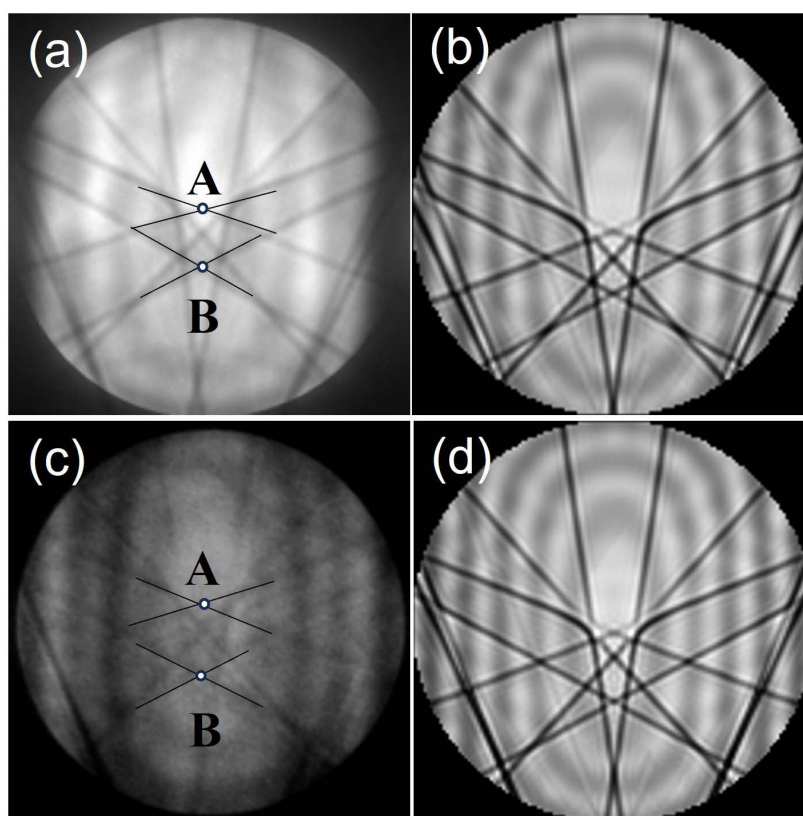
本研究采用 MacTempas X 软件进行会聚束电子衍射 HOLZ 花样的模拟计算，晶胞模型采用 Crystal Maker 软件构建。将不同晶格常数的晶胞输入 MacTempas X 软件后，以 0.0001 nm 为步长进行 HOLZ 花样模拟，获得一组对应不同晶格常数的标准模拟花样。通过将实验测得的 HOLZ 花样与上述模拟结果进行比对匹配，最终确定样品的晶格常数。

### 3. 实验结果

#### 3.1. 无畸变的 $\gamma'$ 相和 $\gamma$ 相的晶格常数

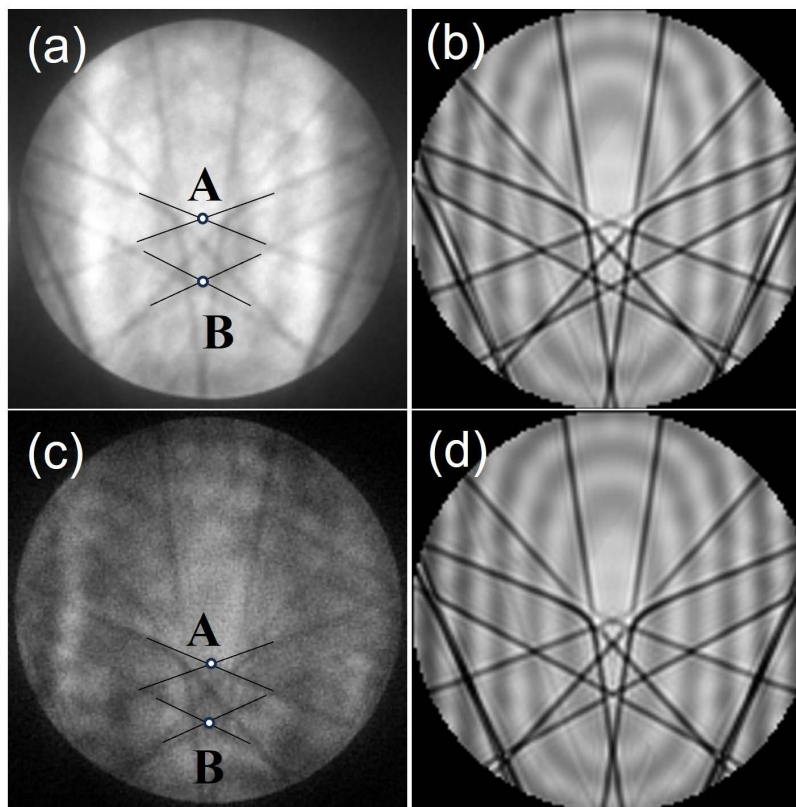
图 1 展示了从枝晶干区域采集到的 HOLZ 衍射花样，这些花样全部取自  $\gamma$  相和  $\gamma'$  相的中心部位，具有较好的对称性，说明该区域内未发生晶格畸变。通过将实验花样与模拟 HOLZ 花样进行对比拟合，得到枝晶干处  $\gamma'$  相的晶格常数为 0.3564 nm， $\gamma$  相的晶格常数为 0.3555 nm，代入以下公式后可计算出两相错配度为+0.25%。此外，图 2 还一并给出了合金枝晶间区域两相的 HOLZ 花样。经同样与模拟花样对比拟合，测得枝晶间  $\gamma'$  相的晶格常数为 0.3563nm， $\gamma$  相的晶格常数为 0.3553 nm，相应的错配度为+0.28%。

$$\delta = \frac{2(a_{\gamma'} - a_{\gamma})}{a_{\gamma'} + a_{\gamma}}$$



**Figure 1.** Experimental and simulated HOLZ diffraction patterns of the dendritic core along the [114] zone axis: (a) HOLZ diffraction pattern of the  $\gamma'$  phase; (b) simulated pattern; (c) HOLZ diffraction pattern of the  $\gamma$  phase; (d) simulated pattern

**图 1.** [114]带轴条件下枝晶干测得的 HOLZ 衍射花样和模拟花样：(a)  $\gamma'$  相的 HOLZ 衍射花样；(b)  $\gamma'$  相的模拟花样；(c)  $\gamma$  相的 HOLZ 衍射花样；(d)  $\gamma$  相的模拟花样



**Figure 2.** Experimental and simulated HOLZ diffraction patterns of the interdendritic region along the [114] zone axis: (a) HOLZ diffraction pattern of the  $\gamma'$  phase; (b) simulated pattern; (c) HOLZ diffraction pattern of the  $\gamma$  phase; (d) simulated pattern

**图 2.** [114]带轴条件下枝晶间测得的 HOLZ 衍射花样和模拟花样: (a)  $\gamma'$ 相的 HOLZ 衍射花样; (b)  $\gamma'$ 相的模拟花样; (c)  $\gamma$ 相的 HOLZ 衍射花样(d)  $\gamma$ 相的模拟花样

为增强测试数据的可信度, 本研究分别在枝晶干与枝晶间区域各选取 4 个独立的  $\gamma'$ 相及其相邻的  $\gamma$ 相, 对两相的晶格常数进行重复测定, 全部测试结果汇总于表 1。

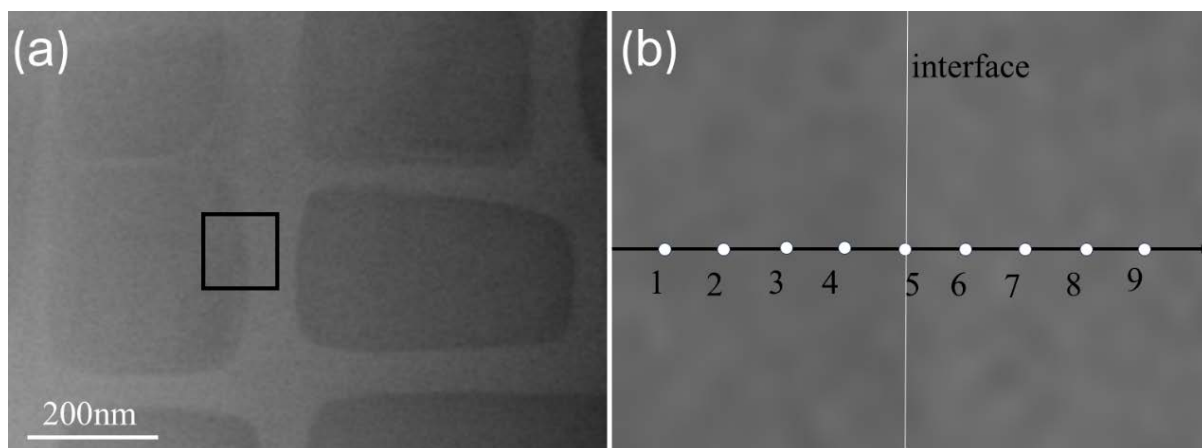
**Table 1.** Lattice constants and misfit of two phases in dendrite cores and interdendritic regions of Ni-Al-Re ternary alloy  
**表 1.** Ni-Al-Re 三元合金枝晶干及枝晶间两相的晶格常数及错配度

枝晶干			枝晶间		
$\gamma$ (nm)	$\gamma'$ (nm)	$\delta$ (%)	$\gamma$ (nm)	$\gamma'$ (nm)	$\delta$ (%)
0.3555	0.3564	0.25%	0.3553	0.3563	0.28%
0.3556	0.3565	0.25%	0.3551	0.3562	0.28%
0.3554	0.3564	0.28%	0.3553	0.3563	0.28%
0.3554	0.3563	0.25%	0.3552	0.3561	0.25%

对比可知, 枝晶干区域的  $\gamma$ 相和  $\gamma'$ 相晶格常数均略大于枝晶间区域, Re 元素在凝固过程中易偏析至枝晶干区域, 其较大的原子半径会引发晶格膨胀, 枝晶干的错配度比枝晶间偏小。合金枝晶干与枝晶间区域的晶格常数与错配度差异, 本质源于 Re 元素在凝固过程中的枝晶偏析行为。Re 元素的原子半径显著大于 Ni 原子, 引发基体晶格的膨胀效应, 直接导致枝晶干区域  $\gamma$ 相的晶格常数增大。

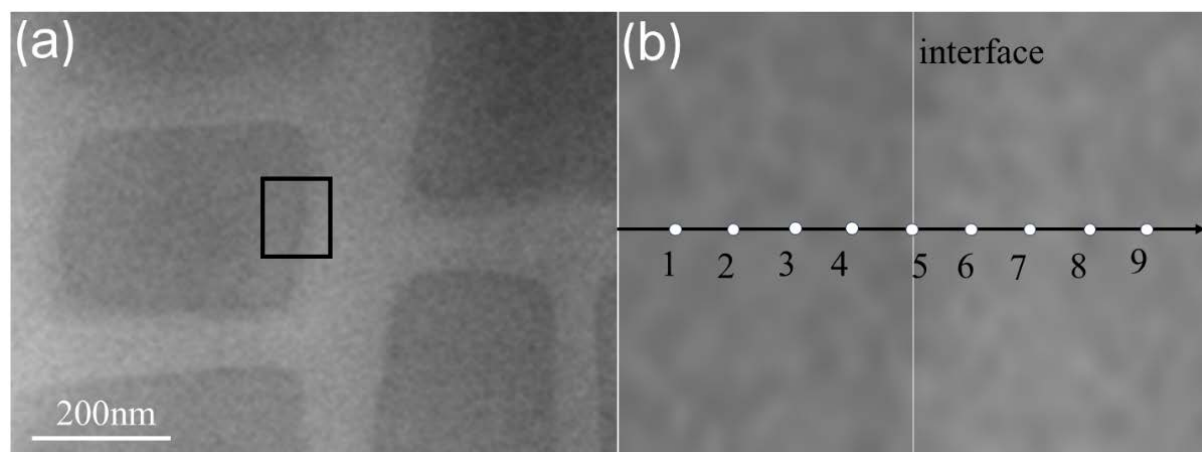
### 3.2. 测量 $\gamma/\gamma'$ 相界面附近的晶格畸变

在 Ni-Al-Re 三元合金  $\gamma/\gamma'$ 相界面附近不同距离处拍摄系列 HOLZ 衍射花样，系统表征枝晶干与枝晶间区域界面附近的晶格畸变程度与应变场分布范围，对比分析两个区域的应变场差异，揭示 Re 元素对合金界面长程应变场的调控作用。图 3(a)为枝晶干 CBED 取样图，(b)为(a)中方框区域的放大图，图 3(b)标明了 CBED 测试中各测量点的具体分布情况。其中，编号 1 至 4 的点位位于  $\gamma'$ 相内部，它们距离  $\gamma/\gamma'$ 相界面的距离分别为 40 nm、30 nm、20 nm 和 10 nm (按由远及近的顺序排列)；点位 5 恰好落在  $\gamma/\gamma'$ 相界面上；点位 6 至 9 则位于  $\gamma$ 相内部，其与界面的距离依次为 10 nm、20 nm、30 nm 和 40 nm (由近及远)。此外，在枝晶间区域进行的 CBED 取样点位布置以及测试间距设置，均与枝晶干区域保持完全一致，取样形貌和位置如图 4(a)、图 4(b)所示。



**Figure 3.** CBED pattern acquisition positions in the dendrite core region, (a) Microstructural morphology of the region; (b) Enlarged view of the area indicated by the box in (a), where numbers 1 to 9 denote the specific positions for CBED diffraction pattern acquisition

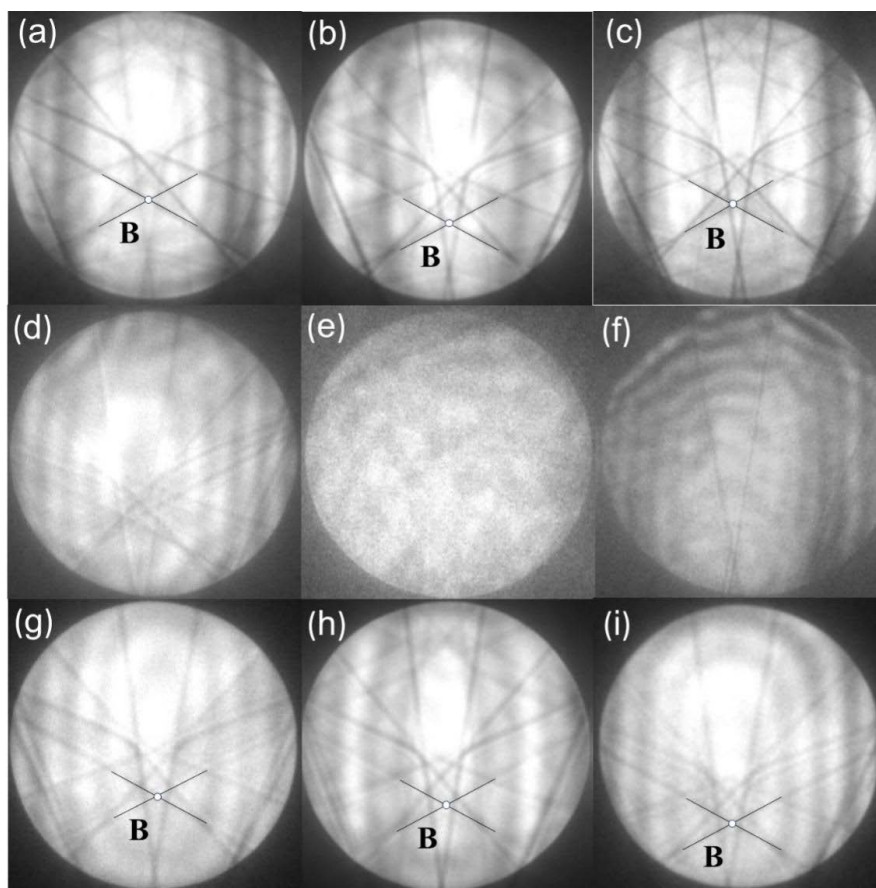
图 3. 枝晶干区域 CBED 花样采集位置，(a) 该区域的显微形貌图；(b) 图(a)中方框部位的局部放大图，图中标号 1 至 9 分别表示 CBED 衍射花样的具体采集位置



**Figure 4.** CBED pattern acquisition positions in the interdendritic region, (a) Microstructural morphology of the region; (b) Enlarged view of the area indicated by the box in (a), where numbers 1 to 9 denote the specific positions for CBED diffraction pattern acquisition

图 4. 枝晶间区域 CBED 花样采集位置，(a) 该区域的显微形貌图；(b) 图(a)中方框部位的局部放大图，图中标号 1 至 9 分别表示 CBED 衍射花样的具体采集位置

图 5 为枝晶干区域  $\gamma/\gamma'$  相界面附近不同测试位置的 HOLZ 衍射花样，各花样与图 3(b) 中的测试位置一一对应。位于  $\gamma'$  相内、距界面约 40 nm 的位置 1 处 HOLZ 花样有良好的镜面对称性，表明该位置处  $\gamma'$  相的晶体结构保持完整，尚未受到界面应变场的显著影响。在距离界面约 30 nm 的位置 2 处，HOLZ 花样仍基本保持镜面对称；而当测试点移至距离界面约 20 nm 的位置 3 时，HOLZ 花样开始显现明显的对称性破坏。进一步靠近界面至仅 10 nm 的位置 4 处，HOLZ 花样的对称性持续恶化，部分衍射线条出现模糊与展宽，晶格畸变程度显著增强。在将入射电子束的焦点精确调整至  $\gamma/\gamma'$  相界面上的位置 5 处的情况下，HOLZ 花样几乎完全失去可辨特征，衍射线条难以区分。该现象的产生主要源于两方面原因：一是  $\gamma/\gamma'$  相界面处存在强烈的晶格畸变，电子束穿过的晶体区域晶格参数发生连续变化，无法形成清晰的衍射线条；二是界面本身的厚度效应使电子束同时穿越  $\gamma$  相与  $\gamma'$  相两个区域，形成重叠的衍射信息，最终导致花样模糊不清，这与 Chuvilin 等人[17] [18] CBED 测试中观察到的现象一致。当测试点进入  $\gamma$  相区域后，在距离界面约 10 nm 的位置 6 处，HOLZ 花样仍处于模糊状态，在距界面约 20 nm 的位置 7 处，HOLZ 花样虽重新具有可分辨性，但对称性破坏依然明显；当测试点移至距界面约 30 nm 的位置 8 时，对称性破坏现象仍持续存在；直至距离界面约 40 nm 的位置 9 处，HOLZ 花样才恢复较为良好的镜面对称性。

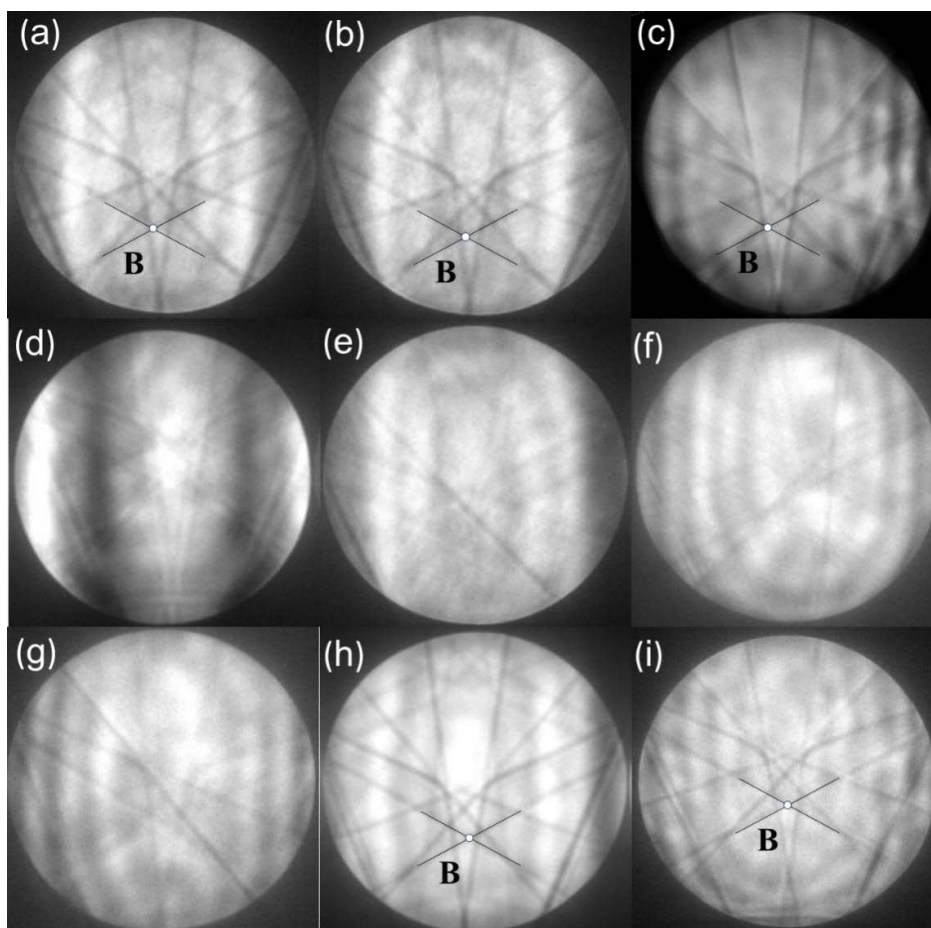


**Figure 5.** HOLZ diffraction patterns at different positions near the  $\gamma/\gamma'$  phase interface in the alloy dendrite core region: (a)  $\gamma'$  phase, 40 nm from interface; (b)  $\gamma'$  phase, 30 nm from interface; (c)  $\gamma'$  phase, 20 nm from interface; (d)  $\gamma'$  phase, 10 nm from interface; (e)  $\gamma/\gamma'$  phase interface; (f)  $\gamma$  phase, 10 nm from interface; (g)  $\gamma$  phase, 20 nm from interface; (h)  $\gamma$  phase, 30 nm from interface; (i)  $\gamma$  phase, 40 nm from interface

**图 5.** 合金枝晶干区域  $\gamma/\gamma'$  相界面附近不同测试位置的 HOLZ 衍射花样：(a)  $\gamma'$  相内距界面 40 nm；(b)  $\gamma'$  相内距界面 30 nm；(c)  $\gamma'$  相内距界面 20 nm；(d)  $\gamma'$  相内距界面 10 nm；(e)  $\gamma/\gamma'$  相界面；(f)  $\gamma$  相内距界面 10 nm；(g)  $\gamma$  相内距界面 20 nm；(h)  $\gamma$  相内距界面 30 nm；(i)  $\gamma$  相内距界面 40 nm

与枝晶干区域的测试结果相比,枝晶间区域 $\gamma/\gamma'$ 相界面附近的晶格畸变呈现出一定差异,如图6所示。在 $\gamma'$ 相中,距离界面约40 nm的位置1处,HOLZ花样仍保持良好的镜面对称性;但当测试点移至距离界面约30 nm的位置2处时,HOLZ花样即开始出现对称性破坏的迹象,早于枝晶干区域的20 nm临界距离。在距离界面20 nm、10 nm的位置3、4处,HOLZ花样的对称性破坏程度进一步加剧,界面位置5处的花样同样完全模糊。

进入 $\gamma$ 相区域后,枝晶间区域 $\gamma$ 相的晶格畸变影响范围与枝晶干区域基本一致,直至距离界面40 nm处,HOLZ花样才恢复较为良好镜面对称性。



**Figure 6.** HOLZ diffraction patterns at different test positions near the  $\gamma/\gamma'$  phase interface in the interdendritic region of the alloy: (a)  $\gamma'$  phase, 40 nm from interface; (b)  $\gamma'$  phase, 30 nm from interface; (c)  $\gamma'$  phase, 20 nm from interface; (d)  $\gamma'$  phase, 10 nm from interface; (e)  $\gamma/\gamma'$  phase interface; (f)  $\gamma$  phase, 10 nm from interface; (g)  $\gamma$  phase, 20 nm from interface; (h)  $\gamma$  phase, 30 nm from interface; (i)  $\gamma$  phase, 40 nm from interface

**图6.** 合金枝晶间区域 $\gamma/\gamma'$ 相界面附近不同测试位置的HOLZ衍射花样:(a) $\gamma'$ 相内距界面40 nm;(b) $\gamma'$ 相内距界面30 nm;(c) $\gamma'$ 相内距界面20 nm;(d) $\gamma'$ 相内距界面10 nm;(e) $\gamma/\gamma'$ 相界面;(f) $\gamma$ 相内距界面10 nm;(g) $\gamma$ 相内距界面20 nm;(h) $\gamma$ 相内距界面30 nm;(i) $\gamma$ 相内距界面40 nm

通过将不同测试位置处采集的实验HOLZ花样与相应模拟花样进行对比分析,我们获得了 $\gamma/\gamma'$ 相界面附近的晶格畸变定量结果,其中靠近界面10 nm以内的模糊区域不在上述结果范围之内,晶格常数统计结果如表2所示。由表中数据可发现: Ni-Al-Re三元合金 $\gamma'$ 相枝晶干区域的应变场影响范围大于枝晶间区域;与Ni-Al二元模型合金应变场范围高达80 nm相比[18], Re的加入削弱了合金的长程应变场,

使  $\gamma'$  相内的应变影响范围明显缩短, 同时  $\gamma'$  相的宏观压应变有所减小, 且枝晶干  $\gamma'$  相的宏观压应变小于枝晶间区域。

**Table 2.** The degree of lattice distortion and the amount of strain in the region near the  $\gamma/\gamma'$  phase interface in the dendrite core and interdendritic regions

**表 2.** 枝晶干和枝晶间  $\gamma/\gamma'$  相界面附近区域的晶格畸变程度与应变变量

	位置	a (nm)	c (nm)	应变变量
枝晶间	1	0.3562	0.3562	0%
	2	0.3560	0.3560	-0.0562%
	3	0.3558	0.3558	-0.1120%
	7	0.3555	0.3555	0.0563%
	8	0.3555	0.3555	0.0563%
	9	0.3554	0.3554	0.0282%
枝晶干	1	0.3564	0.3564	0%
	2	0.3564	0.3564	0%
	3	0.3561	0.3561	-0.0842%
	7	0.3557	0.3557	0.0563%
	8	0.3557	0.3557	0.0563%
	9	0.3556	0.3556	0.0281%

#### 4. 结论

本文以 Ni-Al-Re 三元合金为研究对象, 系统表征了合金两相界面附近晶格常数及错配度, 揭示了 Re 元素对合金应变场的调控规律, 得到主要结论如下:

(1) Ni-Al-Re 三元合金枝晶干区域  $\gamma$  相平均晶格常数为 0.3555 nm,  $\gamma'$  相平均晶格常数为 0.3564 nm, 两相平均错配度为 0.26%; 枝晶间区域  $\gamma$  相平均晶格常数为 0.3552 nm,  $\gamma'$  相平均晶格常数为 0.3562 nm, 两相平均错配度为 0.28%; 枝晶干区域两相晶格常数略大于枝晶间区域, 错配度略低于枝晶间区域, 与 Re 元素的枝晶偏析特征直接相关。

(2) Re 元素的加入显著削弱了镍基单晶高温合金的长程应变场, 使  $\gamma'$  相内的应变影响范围明显缩短, 同时降低了  $\gamma'$  相的宏观压应变; 合金应变场呈现显著的枝晶差异性, 枝晶干  $\gamma'$  相的宏观压应变小于枝晶间区域。

#### 参考文献

- [1] 郭建亭. 高温合金在能源工业领域中的应用现状与发展[J]. 金属学报, 2010, 46(5): 513-527.
- [2] 陈荣章. 航空铸造涡轮叶片合金和工艺发展的回顾与展望[J]. 航空制造技术, 2002(2): 19-23.
- [3] 冯强, 童锦艳, 郑运荣等. 燃气涡轮叶片的服役损伤与修复[J]. 中国材料进展, 2012, 31(12): 21-34.
- [4] Reed, R.C. (2006) *The Superalloys*. Cambridge University Press, 121-216. <https://doi.org/10.1017/cbo9780511541285>
- [5] 傅恒志, 郭景杰, 刘林, 等. 先进材料定向凝固[M]. 北京: 科学出版社, 2008.
- [6] Pollock, T.M. and Argon, A.S. (1992) Creep Resistance of CMSX-3 Nickel Base Superalloy Single Crystals. *Acta Metallurgica et Materialia*, **40**, 1-30. [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(92\)90195-k](https://doi.org/10.1016/0956-7151(92)90195-k)
- [7] Biermann, H., Strehler, M. and Mughrabi, H. (1996) High-Temperature Measurements of Lattice Parameters and Internal

- Stresses of a Creep-Deformed Monocrystalline Nickel-Base Superalloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, **27**, 1003-1014. <https://doi.org/10.1007/bf02649768>
- [8] Biermann, H., Strehler, M. and Mughrabi, H. (1995) High-Temperature X-Ray Measurements of the Lattice Mismatch of Creep-Deformed Monocrystals of the Nickel-Base Superalloy SRR99. *Scripta Metallurgica et Materialia*, **32**, 1405-1410. [https://doi.org/10.1016/0956-716x\(95\)00179-y](https://doi.org/10.1016/0956-716x(95)00179-y)
- [9] Zhang, J.X., Wang, J.C., Harada, H. and Koizumi, Y. (2005) The Effect of Lattice Misfit on the Dislocation Motion in Superalloys during High-Temperature Low-Stress Creep. *Acta Materialia*, **53**, 4623-4633. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.06.013>
- [10] Ge, B.H., Luo, Y.S., Li, J.R. and Zhu, J. (2010) Distribution of Rhenium in a Single Crystal Nickel-Based Superalloy. *Scripta Materialia*, **63**, 969-972. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2010.07.019>
- [11] Pollock, T.M. (2016) Alloy Design for Aircraft Engines. *Nature Materials*, **15**, 809-815. <https://doi.org/10.1038/nmat4709>
- [12] Mottura, A., Warnken, N., Miller, M.K., Finnis, M.W. and Reed, R.C. (2010) Atom Probe Tomography Analysis of the Distribution of Rhenium in Nickel Alloys. *Acta Materialia*, **58**, 931-942. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.10.008>
- [13] Sahonta, S.-L., Cherna, D., Liu, R., Ponce, F.A., Amano, H. and Akasaki, I. (2005) CBED Study of Grain Misorientations in Algan Epilayers. *Ultramicroscopy*, **103**, 23-32. <https://doi.org/10.1016/j.ultramic.2004.11.013>
- [14] Brunetti, G., Settefrati, A., Hazotte, A., Denis, S., Fundenberger, J., Tidu, A., *et al.* (2012) Determination of  $\gamma$ - $\gamma'$  Lattice Misfit in a Single-Crystal Nickel-Based Superalloy Using Convergent Beam Electron Diffraction Aided by Finite Element Calculations. *Micron*, **43**, 396-406. <https://doi.org/10.1016/j.micron.2011.10.009>
- [15] Lu, Z., Pyczak, F., Biermann, H. and Mughrabi, H. (2002) Measurement of Local Elastic Strains in the Single-Crystal Nickel-Based Superalloy CMSX-6 by Convergent-Beam Electron Diffraction. *Philosophical Magazine A*, **82**, 1219-1234. <https://doi.org/10.1080/01418610208240027>
- [16] Fu, C., Zhang, B., Zhang, X., Ge, L., Wen, Y., Li, H., *et al.* (2025) The Strain Field Near the  $\gamma/\gamma'$  Interface in Ni-Al Binary Model Single Crystal Superalloy. *Intermetallics*, **180**, Article 108690. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2025.108690>
- [17] Board, A.F.S. and Council, N.R. (2007) Improving the Efficiency of Engines for Large Nonfighter Aircraft. National Academies Press.
- [18] Chuvilin, A. (2005) On the Origin of HOLZ Lines Splitting near Interfaces: Multislice Simulation of CBED Patterns. *Journal of Electron Microscopy*, **54**, 515-517. <https://doi.org/10.1093/jmicro/dfi069>