

含微量 Er 铝合金导线力学性能与腐蚀行为研究

夏晓健^{1,2}, 张晨宇^{1,2}, 严康骅^{1,2}, 张波^{1,2}, 邓晨曦³, 谢宇鹏³, 闵星瑞³, 李梦好³, 张瑞丰^{3,*}

1. 国网福建省电力有限公司电力科学研究院, 福建 福州 350007

2. 莆田滨海大气环境材料腐蚀与电力设备安全福建省野外科学观测研究站, 福建 莆田 351100

3. 中南大学材料科学与工程学院, 长沙 410083

摘要: 研究了直径为 10 mm 的耐热铝合金导线 (Al-0.08 Si-0.05 Er-0.05 Fe) 在不同温度大气中的拉伸性能和 3.5%NaCl 溶液中的耐腐蚀性能。研究表明: 该耐热铝合金导线横截面为小尺寸的近等轴状晶粒组织形貌, 纵截面为大纵横比晶粒组织形貌。晶粒取向差较大, 再结晶分数较小。合金内第二相粒子数量较少, 主要由大尺寸的 Al-Fe 相和 Al-Fe-Si 相和小尺寸的 Al-Fe-Si-Er 相组成。室温拉伸时, 该耐热铝合金导线的屈服强度和抗拉强度分别为 113 MPa 和 133 MPa。随着拉伸试验测试温度的升高, 合金导线强度性能逐渐下降。但当温度低于 150°C 时, 屈服强度损失率较低, 低于计算的理论强度损失值。合金在不同温度 3.5%NaCl 溶液浸泡后的腐蚀形貌以点蚀为主, 并且随温度升高, 合金的腐蚀行为由点蚀转变为沿晶腐蚀, 合金的耐腐蚀性能降低, 主要是由于温度升高会导致铝基体电位负移。但是, Er 的微合金化能够有效细化晶粒和 Al-Fe 相及 Al-Fe-Si 相尺寸, 提高合金耐腐蚀性能。 i

关键词: 耐热, 铝合金导线, 强度, 耐腐蚀性能

中图分类号: TG17

Mechanical Properties and Corrosion Behavior of a Trace-amount Er Containing Al-alloy Conducting Wire

XIA Xiaojian^{1,2}, ZHANG Chenyu^{1,2}, YAN Kanghua^{1,2}, ZHANG Bo^{1,2}, DENG Chenxi³, XIE Yupeng³, MIN Xingrui³, LI Mengyu³, ZHANG Ruifeng^{3,*}

1 State Grid Fujian Electric Power Research Institute, Fuzhou Fujian 350007, China

2. Putian Coastal Atmospheric Environment Material Corrosion and Electric Power Equipment Safety Observation and Research Station of Fujian Province, Putian Fujian 351100, China

3. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha, 410083, China

Abstract: Herein the tensile properties in atmosphere and corrosion behavior in 3.5%NaCl solution of a trace Er-containing heat-resistant Al-alloy conducting wire (Al-0.08 Si-0.05 Er-0.05 Fe) with a diameter of 10 mm at various temperatures were studied *via* Instron 3369 electronic universal testing machine, immersion test and electrochemical testing means etc. The results demonstrated that the transverse section of the wire exhibited a microstructure dominated by fine near-equiaxed grains, while the longitudinal section displayed elongated grains with high aspect ratios. In addition, significant intergranular disorientation and a low fraction of recrystallization were observed. Limited secondary phases were found neither in the cross-section nor in the longitudinal section,

primarily composed of coarse Al-Fe particles and Al-Fe-Si particles, alongside finer Al-Fe-Si-Er particles. At ambient temperature, the wire demonstrated a yield strength of 113 MPa and an ultimate tensile strength of 133 MPa. Elevated tensile testing temperatures induced progressive degradation of mechanical properties. However, the yield strength loss rate remained notably lower than the theoretically predicted value at temperatures below 150 °C, which indicates enhanced thermal stability under moderate heating conditions. Immersion tests at different temperatures revealed that pitting corrosion dominated the corrosion morphology. The corrosion behavior of the alloy changed from pitting corrosion to intergranular corrosion, and corrosion resistance declined with the increasing temperature, which may be attributed to the accelerated negative shift of the free corrosion potential of Al-matrix under thermal activation. Crucially, the incorporation of Er effectively refined both the grain structures and the dimensions of Al-Fe/Al-Fe-Si phases, thereby mitigating the localized corrosion susceptibility through microstructural homogenization.

Keywords: Heat resistant, aluminum alloy wire, strength, corrosion resistance.

经济的高速发展以及城市化和工业化的快速推进对输电线路的导电材料提出了更为严苛的要求, 包括高导电率、高强度和更好的热稳定性^[1]。铝合金因其储量大、成本低, 被广泛视为是能有效替代价格昂贵的铜合金作为架空输电线路的材料^[2]。但铝合金的传统强化机制(如析出强化、加工硬化)是通过合金化提高强度, 但它通常会导致电导率下降, 同时过量固溶原子会显著降低材料的高温稳定性^[3]。Kentaro 等^[4]发现对纯铝添加微合金化元素后, 其电导率下降至 55% IACS(国际退火铜标准)以下。按 ASTM B193 等标准, 将退火的 99.99%软铜在 20 °C 时的电导率定义为 100% IACS。这种强度-电导率的倒置关系已成为制约线路扩容增效的关键瓶颈。此外, 导线在运行过程中会因负载增加而导致温度升高, 导致在 150 °C 以上服役时, 铝合金导线的强度保持率不足 60%。因此, 提升输电导线的导电性和耐热性, 以减少线路损耗和增加输电能力, 对于充分利用现有输电通道的潜力、保障电力传输的安全性和效率至关重要^[5]。

近年来, 通过微合金化元素的精准调控与耐腐蚀性能的优化设计, 为耐热铝合金导线的发展开辟了新方向。大量研究表明, 微量添加 Zr、Sc 和 Er 等稀土元素, 能有效提升铝合金的耐热性能^[6, 7]。潘等^[8]的综述, 总结出 Zr 在铝中具有低的固态扩散速率且可形成低密度、高熔点、低界面错配度的 Al₃Zr 粒子, 提升了铝合金的高温服役潜力。Shao 等^[9]研究了含 Sc 的 Al-Zr 基铝合金, 揭示 Sc 微合金化导致大量细小的 Al₃(Sc, Zr)粒子析出, 能大幅提升合金强度。现有关于应用 Er 的研究多集中于较高 Er 含量(质量分数 ≥ 0.1%) 或与其他稀土元素复合添加的体系, 重点关注其对晶粒细化和室温强度的提升效果^{[10][21]}, 但高 Er 含量易导致合金电导率下降。目前尚缺乏有关 Er 合金化对铝合金在宽温度范围力学性能与耐腐蚀性能影响的系统研究。本文通过将研究 Si, Er 等的微合金化对铝合金导线高温拉伸性能和耐腐蚀性能的影响, 并采用金相、扫描电子显微镜和背散射电子衍射等技术手段分析了所涉及的机理性问题, Er 微合金化的高强度、高耐热铝合金导线的工程应用提供参考。

1 实验方法

本文室验采用直径 10 mm 的耐热铝合金导线, 其名义成分为 Al-0.08 Si-0.05 Er-0.05 Fe (质量分数), 初始状态为热拉拔态。采用 Instron 3369 电子万能试验机测定该耐热铝合金导

线在不同温度（25℃、50、100、150 和 190℃）的拉伸性能，拉伸速度为 2mm/min。沿导线拉拔方向取样，取样示意图见图 1。拉伸试验参照国家标准 GB/T228.2-2015 进行。为检验耐热铝合金导线在不同温度下对 3.5%(质量分数)NaCl 溶液的腐蚀性能，参照国标 GB/T7998-2023 进行在 xxx 溶液的浸泡试验，温度分别为 30、50 和 70℃。铝合金丝材的横截面为溶液接触面，腐蚀后取其纵截面进行腐蚀形貌观察。

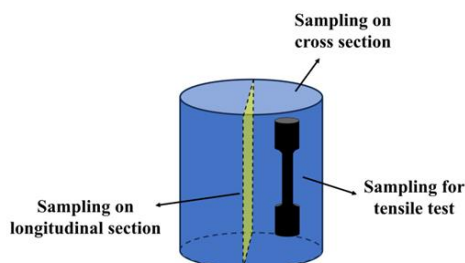


图 1 取样示意图

Fig. 1 Diagram of the sampling

采用 Leica DMILM 光学显微镜进行金相组织观察。观察表面经机械打磨和抛光处理后在 H₃BO₃ 和 HF 混合溶液中进行阳极覆膜处理。阳极覆膜仪的工作电流约为 0.1 mA，工作电压约为 25 V。采用 Regulus 8230 扫描电子显微镜对合金样品进行二次电子(SE)、背散射电子(BSE)和电子背散射衍射 (EBSD) 组织观察，并且用该扫描电子显微镜的能量色散谱仪(EDS)进行元素分析。测试时的加速电压为 25 kV，EBSD 扫描步长为 1 μm。测试的 EBSD 数据通过 OIM 软件进行分析。采用 PARSTAT 3000APX 电化学工作站进行电化学实验，实验温度为 25、35 和 45℃。设置扫描速率为 1mV/s，腐蚀介质为 3.5%NaCl 溶液，使用三电极体系，参比电极为饱和甘汞电极，对电极为铂片电极，扫描电位区间设置为-0.4~0.6 V(相对开路电位)。

2 结果与分析

2.1 力学性能及断口形貌

耐热铝合金导线经不同温度拉伸性能测试后的应力-应变曲线和合金拉伸性能随测试温度的变化曲线如图 2 所示，具体的力学性能数据列举在表 1 内。由图表可知，耐热铝合金室温进行拉伸性最高的屈服强度 (YS)和抗拉强度 (UTS)分别为 113 和 133 MPa。伸性温度升高，合金强度呈下降的趋势。参照下式可以计算得出经不同温度拉伸合金强度性能相较于室温强度的损失率 (σ_{loss}),

$$\sigma_{loss} = (\sigma_{RT} - \sigma_i) / \sigma_{RT} \times 100\% \quad (1)$$

其中， σ_{RT} 表示室温拉伸强度， σ_i 表示不同温度的拉伸强度。具体数值也列举在表 1 中。当拉伸性温度为 50℃时，合金的屈服强度和抗拉强度分别降低至 110 MPa 和 126 MPa，强度损失率分别为 4.35%和 5.26%。当拉伸性温度升高至 150℃，合金的屈服强度和抗拉强度分别快速降低至 94 MPa 和 98 MPa，强度损失率分别为 18.26%和 26.32%。继续升高拉伸性温度至 190℃，合金的强度损失速率放缓，强度损失率分别为 26.09%和 34.59%。此时，合金的屈服强度和抗拉强度分别降低至 85 MPa 和 87 MPa。此现象说明，所研究的耐热铝合金导线的强度性能随测试温度呈先快速下降后缓慢下降的趋势，并且随测试温度的升高，合金的屈服强度差 (屈服强度和抗拉强度的差值) 逐渐减小。此外，当测试温度处于室温和 100℃时，合

金的延伸率区别不大，均为 23%左右。而当升高测试温度至 150℃后，合金延伸率快速升高至 35.78%。继续升高拉伸性温度至 190℃，合金的延伸率又重新降低至 25.90%。

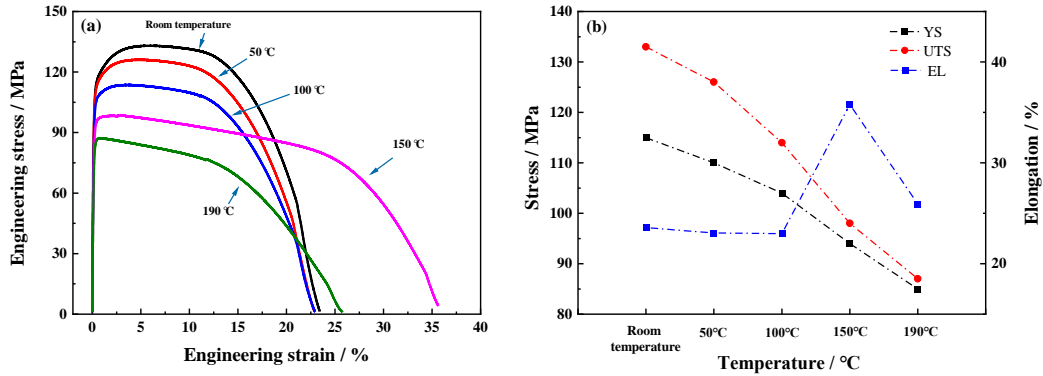


图 2 耐热铝合金导线不同温度的应力-应变曲线及性能变化曲线

Fig. 2 Stress-strain curves and mechanical properties evolution curves of the ultra-heat-resistant Al alloy. (a) stress-strain curves, (b) mechanical properties change curves

对经不同温度拉伸性断裂样品断口的形貌观察结果示于图 3。由图 3a 和 f 可知，室温拉伸试样出现明显的颈缩现象。合金断口形貌中存在有大量的小而深的韧窝，并且还可以少量撕裂脊的存在 (如图中橙色箭头标记所示)。升高拉伸温度，合金断口形貌中的韧窝数量逐渐减少，而韧窝尺寸逐渐增大。当拉伸性温度升高至 190℃时，合金断口内几乎观察不到韧窝的存在，而可以观察到明显的脆性解理形貌。值得指出的是，韧窝的深度随测试温度的升高呈先加深后变浅的趋势。当拉伸性温度为 150℃时，合金断口形貌内可以观察到少量尺寸较大但深度较深的韧窝，如图 3d 所示。

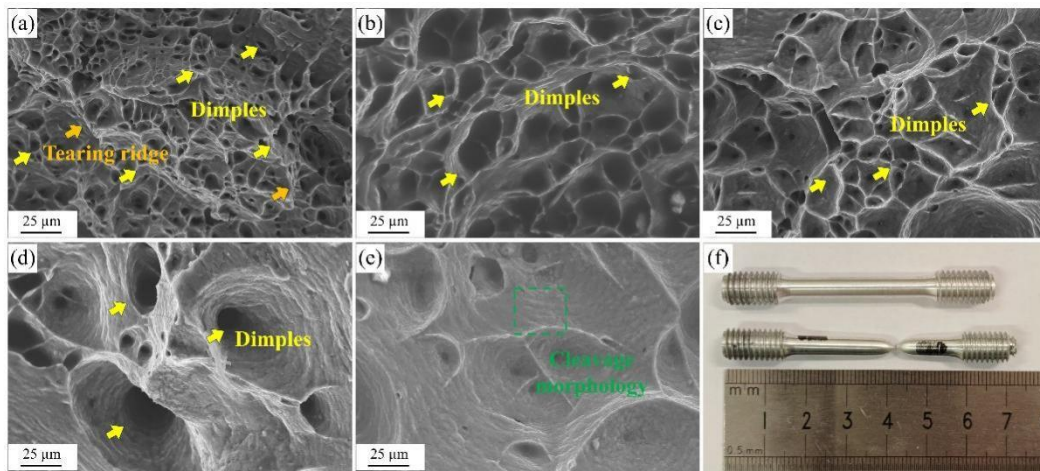


图 3 不同温度拉伸性能测试样品的断口形貌

Fig. 3 The fracture morphology of the tensile samples. (a) room temperature; (b) 50°C, (c) 100°C, (d) 150°C, (e) 190°C, (f) tensile samples

表 1 不同测试温度下拉伸力学性能数据及强度损失值

Table 1 Mechanical Tensile Properties and Strength Loss Values under Varied Test Temperatures

Temperature	YS / MPa	Loss of YS	UTS / MPa	Loss of UTS	Elongation / %
-------------	----------	------------	-----------	-------------	----------------

RT	113	-	133	-	23.58
50°C	110	4.35	126	5.26	23.04
100°C	104	9.57	114	14.29	22.99
150°C	94	18.26	98	26.32	35.78
190°C	85	26.09	87	34.59	25.90

2.2 腐蚀形貌及电化学试验

图 4 所示为经不同温度的浸泡试验后纵截面的金相照片和 BSE 照片。由图可见，经 30°C 浸泡试验后，试样的腐蚀较微，可见少量轻微的点蚀形貌。腐蚀深度较浅，仅有 4.45 μm ，如图 4a 和 d 所示。随着浸泡试验的温度逐渐升高，合金试样的腐蚀形貌仍然以点蚀为主，但腐蚀范围逐渐增大，并且腐蚀深度逐渐加深。当浸泡试验温度为 50°C 时，试样金相组织形貌中可以观察到明显的点蚀形貌，并且点蚀深度加深至 11.53 μm 。继续升高浸泡温度至 70°C，试样的蚀坑深度进一步加深，深度增加至 74.31 μm ，同时可以观察到沿晶的腐蚀裂纹，如图 4c 和 f 所示。值得指出的是，经 30 和 50°C 的浸泡后的腐蚀形貌均为局部点蚀形貌，未观察到有晶间腐蚀形貌，而升高到 70°C 浸泡实验后合金的腐蚀行为由点蚀转变为沿晶腐蚀。

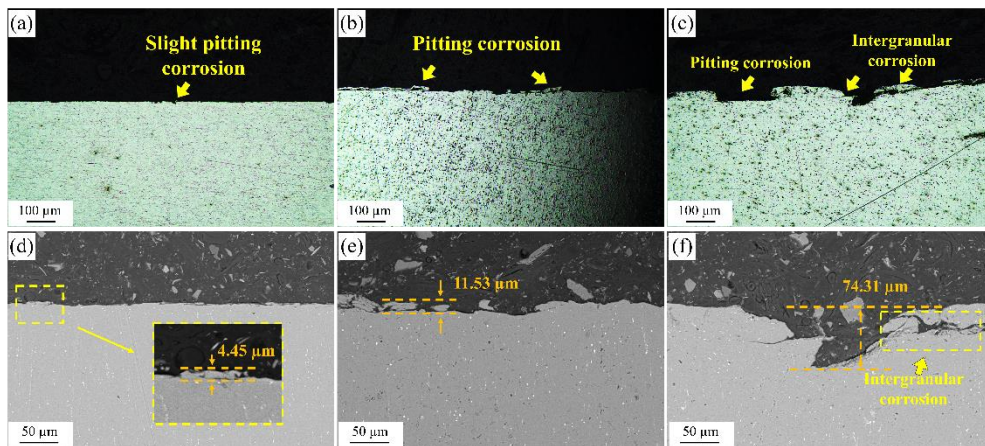


图 4 不同温度浸泡试验样品的腐蚀形貌

Fig. 4 Corrosion morphology of the soaked tested samples in 3.5% NaCl solution at different temperatures: (a-c) OM morphology, (d-f) SEM morphology, (a) and (d) 30°C, (b) and (e) 50°C, (c) and (f) 70°C

图 5 所示为不同温度下测量的耐热铝合金极化曲线。可见，在 25°C 时，合金的自腐蚀电位较高，为 -0.803 V_{SCE} 。随温度升高，合金的自腐蚀电位逐渐负移。当温度为 35°C 和 45°C 时，合金的自腐蚀电位分别为 -0.840 V_{SCE} 和 -0.873 V_{SCE} 。随着温度升高，阳极溶解的反应速率升高，同时铝基体与第二相的微电偶效应加强，自腐蚀电位会进一步降低。

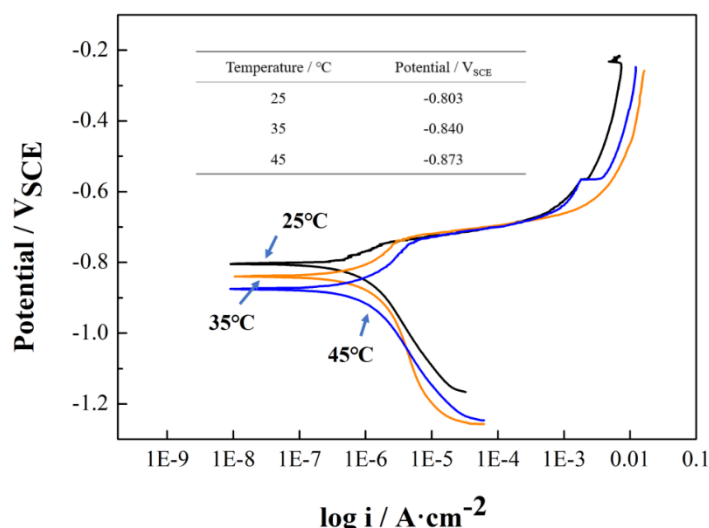


图 5 不同温度测得的极化曲线

Fig. 5 Potentiodynamic polarisation curves of the ultra-heat-resistant Al alloy at varying temperatures

2.3 微观组织

对耐热铝合金导线的横截面及纵截面的晶粒组织形貌观察结果如图 6 所示。由图 6a~ c 可见，导线横截面由大量取向一致的近等轴状晶粒组成，晶粒尺寸较小，平均晶粒尺寸约为 1.52 μm 。晶粒界面则由大量的小角度晶界组成，占比约为 66.3%。由图 6c 晶粒取向分布 (GOS) 可见，晶内取向差低于 2° 晶粒 (通常被认为是再结晶晶粒) 的分数较少，约为 35.1%。合金纵截面则由晶粒纵横比较大的长条状晶粒组成，晶粒尺寸较大，如图 6d 所示。由图 6e 反极图(IPF)可见，合金纵截面的晶粒取向大部分靠近 $\langle 111 \rangle_{\text{Al}}$ ，在铝合金中通常被认为是变形晶粒取向。GOS 图片进一步显示，合金纵截面晶粒内部取向差较大，绝大部分晶粒的内部取向差均高于 2° ，通常被认为是未再结晶晶粒，占比约为 91.4%。综上，合金导线的晶粒组织呈典型的拉拔晶粒形貌，纵截面晶粒被拉长，而横截面晶粒被细化。晶粒组织再结晶程度较小，存在较大的回复与再结晶储能。

图 7 所示为耐热铝合金导线横截面和纵截面的第二相粒子分布图。可见，经拉拔处理后合金内第二相粒子的数量较少。合金横截面晶界处分布有呈链状连续析出的第二相粒子，并且由 EDS 谱及线扫数据可知，该第二相粒子主要为 Fe 富集相。横截面晶内的第二相粒子尺寸则相对较大，呈球状或块状析出，晶内第二相粒子主要为含 Fe 相和含 (Fe, Er) 复合相，并且还可以检测到少量 Si 的富集。合金纵截面内观察到的第二相粒子的数量则相对较少，如图 7e 所示。并且根据第二相粒子的形貌和元素分布，大致可将合金纵截面内的第二相粒子分为两类。一类为大尺寸的含 Fe 相粒子，另一类则为小尺寸的球状含 Er, Si 相粒子。

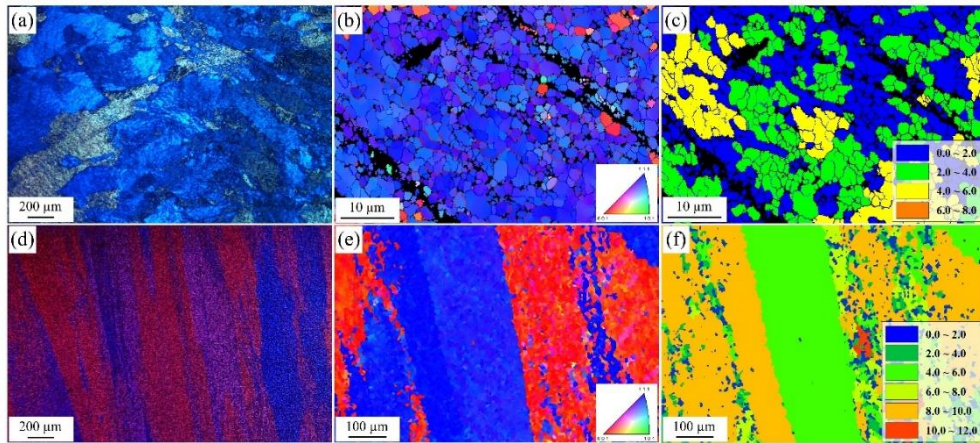


图 6 耐热铝合金导线横截面及纵截面的晶粒组织形貌

Fig. 6 Grain morphology of the ultra-heat-resistant Al alloy. (a-c) cross-section morphology, (d-f) longitudinal section morphology, (a) and (d) OM images, (b) and (e) IPF maps, (c) and (f) GOS maps

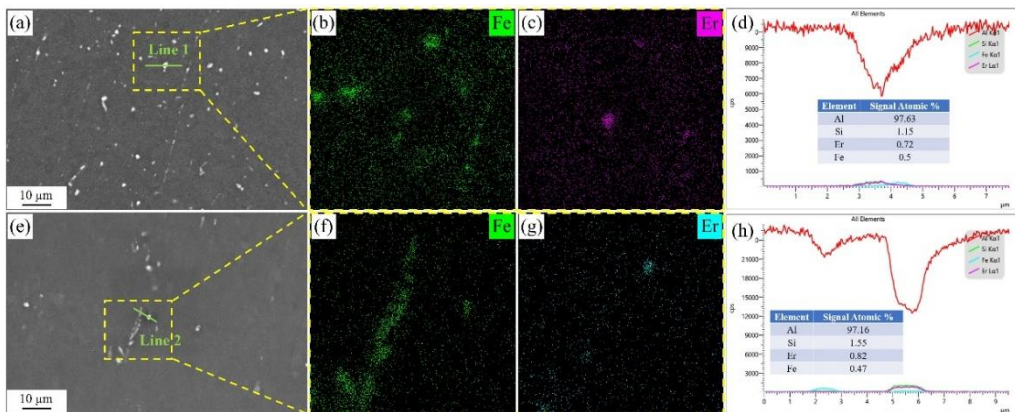


图 7 耐热铝合金导线横截面及纵截面的第二相粒子分布

Fig. 7 Distribution of secondary phase particles in an ultra-heat-resistant Al alloy. (a-d) cross-section morphology; (e-h) longitudinal section morphology, (a) and (e) BSE figures; (b), (e), (f), and (g) EDS mappings; (d) and (h) line-scan data

3 讨论

3.1 力学性能

综上，耐热铝合金导线的拉伸强度随测试温度的升高而逐渐降低，但强度损失速率随测试温度的升高呈先增加后降低的趋势。根据宋等人^[11]的报道，铝合金的强度是各项强化应力的相互耦合作用的结果，其中包括晶格对滑移位错的阻碍应力、晶界强化应力、固溶强化应力、位错强化应力等，可以表示为：

$$\sigma_y = \sigma_0 + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_{gb} + \Delta\sigma_{ss} + \Delta\sigma_{ppt} \quad (2)$$

其中 σ_y 为屈服强度， σ_0 为材料基体强度， $\Delta\sigma_d$ ， $\Delta\sigma_{gb}$ ， $\Delta\sigma_{ss}$ 和 $\Delta\sigma_{ppt}$ 则分别表示位错强化、晶界强化、固溶强化和第二相强化所引起的材料强度增量。

由于所研究的耐热铝合金导线的微合金化程度较低，且被广泛证明 Fe、Si 等元素较难固溶进入铝基体^[20]，因此由固溶强化和第二相强化所引起的材料强度增量在本研究中可忽略不计。而合金中位错密度仅与材料的加工工艺和变形程度有关，和受温度因素的影响不大。因此在本研究中由位错强化所引起的材料强度增量可视为定值。而由晶界强化所引起的材料强度增量则可以用经典的 Hall-Petch 公式来表示，屈服强度与晶粒尺寸的平方根倒数成线性关系，也有研究发现其与温度的变化无关，因此 $\Delta\sigma_{gb}$ 项可以视为不变。

综上所述， $\Delta\sigma_d$ 、 $\Delta\sigma_{gb}$ 、 $\Delta\sigma_{ss}$ 和 $\Delta\sigma_{ppt}$ 均可视为不随温度的变化而改变，材料在不同温度进行拉伸性能测试时，其屈服强度的变化值仅与晶格摩擦应力有关， σ_0 可以表示为^[11]：

$$\sigma_0 = \sigma_0(0)^* \exp\left(\frac{-2\pi\omega_0}{3bT_m} T\right) \quad (3)$$

其中， $\sigma_0(0)^*$ 为温度为 0 K 时的合金的理论强度值； ω_0 为温度为 0 K 时的位错宽度值，其大小为柏氏矢量， b ； T_m 为样品的熔点； T 为测试温度。在 $T=0$ K 时， $\sigma_0(0)^*$ 可表示为^[12]：

$$\sigma_0(0)^* = \frac{2G}{1-\nu} \exp\left(\frac{-2\pi\omega_0}{b}\right) \quad (4)$$

其中 G 为剪切模量； ν 为泊松比。 G 和 ν 为温度不敏感的参数，可以取定值。综上，式(2)可简化为：

$$\sigma_y = \frac{2G}{1-\nu} \exp\left(\frac{-2\pi\omega_0}{b}\right) \exp\left(\frac{-2\pi\omega_0}{3bT_m} T\right) + C \quad (5)$$

定义 $\Delta\sigma_y$ 为不同测试温度测得的合金屈服强度与室温(25°C)测得的屈服强度差值的绝对值，可表示为：

$$\Delta\sigma_y = \left| \frac{2G}{1-\nu} \exp\left(\frac{-2\pi\omega_0}{b}\right) \left[\exp\left(\frac{-2\pi\omega_0}{3bT_m} T_i\right) - \exp\left(\frac{-2\pi\omega_0}{3bT_m} T_{298K}\right) \right] \right| \quad (6)$$

研究表明，微合金化程度较低铝合金的剪切模量 G 通常为 25 GPa~27 GPa，泊松比 ν 为 0.32~0.36^[13]。在本研究中，试样的剪切模量取 26 GPa，泊松比取 0.34，熔点 T_m 取 660°C。以室温时的屈服强度为基准，可计算得出不同测试温度下耐热铝合金试样屈服强度的理论变化量，并将其与拉伸实验测得的实验值进行对比，结果如图 8 所示。由图可知，当拉伸测试温度低于 150°C 时，本文研究的耐热铝合金导线屈服强度的变化量（即降低值）均低于理论计算值。这说明本文研究的耐热铝合金导线具有一定程度的在高温服役时能够保持较高强度的能力，具有较为优异的耐热性能。

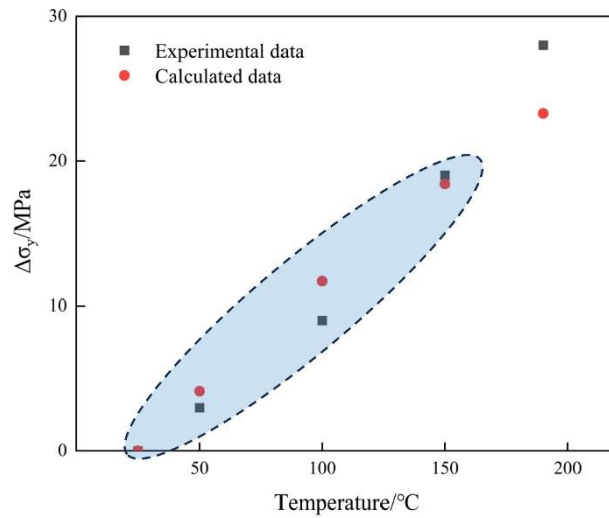


图 8 计算强度损失值及实际强度损失值对比图

Fig. 8 Comparison diagram of calculated strength loss value and actual strength loss value

同时, 本文结果表明当拉伸测试温度为 150°C, 合金试样的延伸率会出现大幅度增加, 且韧窝深度加深的现象。这主要是由于铝合金导线的初始状态为热拉拔态, 变形量较大, 回复与再结晶储能较高 (如图 6 所示)。在较高温度拉伸性时, 合金试样在变形的同时会发生动态回复和动态再结晶, 从而消耗部分变形所产生的位错, 减少晶粒内部位错缺陷的累积, 从而使得单个晶粒能承受的变形量增大, 提升合金的延伸率。

3.2 腐蚀性能

耐热铝合金导线试样经不同温度的浸泡试验后, 合金的腐蚀形貌均为点蚀。并且随浸泡温度提高, 合金腐蚀范围扩大, 蚀坑深度加深, 但未出现晶间腐蚀形貌。众所周知, 铝合金在含 Cl-溶液中的腐蚀行为由电偶腐蚀决定^[4]。铝基体与其周围的第二相粒子间存在电位差, 在含 Cl-溶液中会形成微电偶, 从而加速合金的腐蚀进程。本文测得的耐热铝合金导线的室温自腐蚀电位为 -0.803 V_{SCE}, 比 SEM 图片中观察到的 Al-Fe 相和 Al-Fe-Si 相^[3, 15]的腐蚀电位更负。研究表明, 含 Cl-溶液中 Al-Fe 相和 Al-Fe-Si 相均处于 0.65 VSCE ~ 0.75 VSCE 区间内。因此, 在浸泡试验过程中铝基体会与其周围的 Al-Fe 相和 Al-Fe-Si 相形成微电偶, 并作为阳极优先发生溶解。而随着浸泡温度的升高, 铝基体的自腐蚀电位逐渐负移, 与周围 Al-Fe 相和 Al-Fe-Si 相的电势差逐渐增大。因此使得腐蚀速率升高, 腐蚀深度增加。有研究表明, Al-Fe 相和 Al-Fe-Si 相尺寸较为粗大, 相界面处钝化膜薄弱, 点蚀临界电位较低, 容易诱发早期点蚀的形成^[16, 17]。

但是, 在本研究中由于 Er 添加, 能够在一定程度上提升合金的耐腐蚀性能。这主要有如下两方面的原因。首先, Er 添加能够细化合金晶粒, 使得合金内部晶界密度增加, 从而延缓腐蚀扩展路径^[18]。并且细化晶粒还能降低局部电化学差异, 抑制点蚀的萌生^[19]。在本研究中, 合金横截面 (腐蚀溶液接触面) 的晶粒尺寸较小, 平均晶粒尺寸约为 1.52 μm, 如图 6b 所示。此外, Er 会优先与 Fe、Si 结合形成 Al-Fe-Si-Er 相, 细化 Al-Fe 相和 Al-Fe-Si 相的尺寸, 减弱微电偶效应。在本研究中, 含 Er 相粒子的尺寸约为 1.7 μm, 而不含 Er 相粒子的尺寸约为 11.4 μm, 如图 7 所示。

4 结论

(1) 本文所涉低含量 Er 微合金化的铝合金导线具有较优的耐热性能。低于 150°C 进行拉伸性能测试时, 合金导线屈服强度和抗拉强度分别为 94 和 98 MPa, 具有较高的强度保持率, 强度损失率低于计算值。由于动态回复和动态再结晶的发生, 合金导线能保持较大的延伸率。

(2) 不同温度的 3.5%NaCl 溶液浸泡试验表明, 低含量 Er 低微合金化的铝合金导线均呈现以点蚀为主的腐蚀形貌。随温度升高, 合金点蚀范围逐渐扩大, 蚀坑深度逐渐加深, 并且腐蚀行为由点蚀发展为沿晶腐蚀。Er 的添加细化了晶粒及粗大第二相的尺寸, 有效提高了铝合金导线的高温耐蚀性能。

参考文献

- [1] Li F M, Hou J P, Xie G Z, et al. Corrosion Behavior of high strength and high electrical conductivity Al-Mg-Si Alloy wires with large area reduction [J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2022, 42: 1002-1008
(李凤铭, 侯嘉鹏, 谢光宗, 等. 大变形量高强高导 Al-Mg-Si 合金线的腐蚀机制研究 [J]. 中国腐蚀与防护学报, 2022, 42: 1002-1008)
- [2] Zhu Z X, Han Y, Chen X, et al. Development of heat-resistant aluminum alloy conductor with high conductivity in overhead transmission line [J]. Electric Power, 2014, 47: 66-69
(祝志祥, 韩钰, 陈新, 等. 架空线路用高导电率耐热铝合金导线的研制 [J]. 中国电力, 2014, 47: 66-69)
- [3] Qi X, Takata N, Suzuki A, et al. Change in microstructural characteristics of laser powder bedfused Al-Fe binary alloy at elevated temperature [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 97: 38-53
- [4] Lunn K F, Apelian D. Thermal and electrical conductivity of aluminum Alloys: fundamentals, structure-property relationships and pathways to enhance conductivity [J]. Materials Science and Engineering A, 2025, 924: 147766
- [5] Liu Z Y, Dang P, Cai X C. Research and application of heat-resistant aluminum alloy for power transmission: A Review [J]. Materials Review, 2024, 38: 350-354
(刘子扬, 党朋, 蔡西川. 输电网耐热铝合金研究与应用综述 [J]. 材料导报, 2024, 38: 350-354)
- [6] Belov N, Akopyan T, Korotkova N, et al. Structure and properties of Ca and Zr containing heat resistant wire aluminum alloy manufactured by electromagnetic casting [J]. Metals, 2021, 11: 236
- [7] Zhang A, Li Y. Effect of alloying elements on thermal conductivity of aluminum [J]. Journal of Materials Research, 2023, 38: 2049-2058
- [8] Pan S W, Wang Z D, Chen X H, et al. Research progress on zirconium microalloying strengthened aluminum alloys [J]. Journal of Materials Engineering, 2022, 50: 17-33
(潘士伟, 王自东, 陈晓华, 等. 锆微合金化增强铝合金的研究进展 [J]. 材料工程, 2022, 50: 17-33)
- [9] Shao Q, Elgallad E M, Maltais A, et al. Development of thermal-resistant Al-Zr based conductor alloys via microalloying with Sc and manipulating thermomechanical processing [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 25: 7528-7545
- [10] Wang F, Qiu D, Liu Z L, et al. The grain refinement mechanism of cast aluminium by zirconium [J]. Acta Materialia, 2013, 61: 5636-5645
- [11] Song W S, Song Z M, Luo X M, et al. Effect of temperature on tensile properties of 6101 aluminum alloy wire [J]. Chinese Journal of Materials Research, 2020, 34: 730-736
(宋文硕, 宋竹满, 罗雪梅, 等. 温度对 6101 铝合金导线拉伸性能的影响 [J]. 材料研究学报, 2020, 34: 730-736)
- [12] Wu Z, Bei H, Pharr G M, et al. Temperature dependence of the mechanical properties of equiatomic solid solution alloys with face-centered cubic crystal structures [J]. Acta Materialia, 2014, 81: 428-441
- [13] Yang G T. An introduction to elastoplastic mechanics [M]. Tsinghua University Press Co., Ltd, 2004
(杨桂通. 弹塑性力学引论 [M]. 清华大学出版社有限公司, 2004)
- [14] Zhang J H, Liu J, Peng J J, et al. Study on electrochemical performance of Al-Zn-In based sacrificial anodes in simulated marine environment [J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2024, 44: 1223-1233
(张炬煥, 刘静, 彭晶晶, 等. Al-Zn-In 系牺牲阳极在模拟海洋环境下的电化学性能研究 [J]. 中国腐蚀与防护学报, 2024, 44: 1223-1233)
- [15] Wang M, Guo Y, Wang H, et al. Characterization of refining the morphology of Al-Fe-Si in A380 aluminum alloy due to Ca addition [J]. Processes, 2022, 10: 672
- [16] Zhang M, Shuai G L, Wang Y Q, et al. Corrosion behaviors at different temperature based on the ultrafine-grained structure of Al-Fe alloy [J]. Materials Letters, 2022, 311: 131508
- [17] Zhao Y C, Lu Q, Wang Q D, et al. Corrosion behavior of homogenized and extruded 1100 aluminum alloy in acidic salt spray [J]. Materials, 2024, 17: 1279
- [18] Chang Z, Feng L, Xue H T, et al. Deep-learning potential molecular dynamics study on nanopolycrystalline Al-Er alloys: effects of Er concentration, grain boundary segregation and grain size on plastic deformation [J]. Journal of Chemical Information and Modeling, 2025, 3: 1-20

- [19] Mehdizade M, Eivani A R, Soltanich M. Effects of reduced surface grain structure and improved particle distribution on pitting corrosion of AA6063 aluminum alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 838: 155464
- [20] Ye Y L, Yang Z, Xu X X, et al. Effects of Excess Mg and Si on the Properties of 6101 Conducting Wire and Its Mechanism [J]. Rare Metals Materials and Engineering, 2016, 45(04): 968-974
(叶於龙, 杨昭, 徐雪璇, 等. 过量 Mg、Si 元素对 6101 电工导线性能影响及机制 [J]. 稀有金属材料与工程, 2016, 45(04): 968-974)
- [21] Nie Z R, Wen S P, Huang H, et al. Research progress of Er-containing aluminum alloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2016, 45(04): 968-974
(聂祚仁, 文胜平, 黄晖, 等. 钕微合金化铝合金的研究进展 [J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(10): 2361-2370)