



Ti 微合金化对新型核用 GH1059 合金显微组织和力学性能的影响

王佳祺^{1,2,3}, 姚志强^{1,3}, 伍金荣^{1,2,3}, 管现军^{1,3}, 吴云胜^{1,3}, 赵乐^{1,3}, 秦学智⁴, 周兰章^{1,3}

(1 中国科学院金属研究所师昌绪先进材料创新中心, 沈阳 110016; 2 中国科学技术大学材料科学与工程学院, 沈阳 110016; 3 中国科学院金属研究所中国科学院核用材料与安全评价重点实验室, 沈阳 110016; 4 中国科学院宁波材料技术与工程研究所海洋关键材料全国重点实验室, 宁波 315201)

摘要: 采用 SEM、EBSD 和 TEM 等表征方法, 研究了 Ti 微合金化对快堆用新型高强韧长寿命铁镍基高温合金 GH1059 的组织特征和力学性能的影响。结果表明, Ti 元素的添加明显增加了富 Ti 型 MC 碳化物的数量, 并使其以更弥散、细小的形式析出。同时, 能够有效抑制晶界 $M_{23}C_6$ 碳化物形成。随着 Ti 含量的增加, 合金的平均晶粒尺寸逐渐减小, 低重位点阵晶界比例无明显变化。750 °C 拉伸和室温冲击结果表明, Ti 微合金化可以协同提高强度和韧性。合金的拉伸断裂模式均呈混合断裂特征, 变形微观组织主要由位错胞和亚晶组成。合金力学性能的改善主要归因于 Ti 的固溶强化、TiC 的析出强化、细晶强化及晶界结合力的增强。

关键词: Ti 微合金化; 铁镍基高温合金; 微观组织; 拉伸性能; 冲击韧性

DOI: 10. 20057/j. 1003-8620. 2025-00098 **中图分类号:** TG142. 73

Effects of Ti Microalloying on the Microstructure and Mechanical Properties of a Novel GH1059 Alloy for Nuclear Applications

Wang Jiaqi^{1,2,3}, Yao Zhiqiang^{1,3}, Wu Jinrong^{1,2,3}, Guan Xianjun^{1,3}, Wu Yunsheng^{1,3},
Zhao Le^{1,3}, Qin Xuezhi⁴, Zhou Lanzhang^{1,3}

(1 Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China; 2 School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, China; 3 CAS Key Laboratory of Nuclear Materials and Safety Assessment, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China; 4 State Key Laboratory of Advanced Marine Materials, Ningbo Institute of Materials Technology and Engineering, Chinese Academy of Sciences, Ningbo 315201, China)

Abstract: The influence of Ti microalloying on the microstructure and mechanical properties of a novel Fe-Ni-based superalloy GH1059 with high-strength, high-toughness and long-life for fast reactors was investigated using SEM, EBSD, and TEM. The results showed that the addition of Ti significantly increased the amount of Ti-rich MC carbides, which precipitated in a finer and more dispersed manner, while effectively suppressing the formation of $M_{23}C_6$ carbides at grain boundaries (GBs). With increasing Ti content, the average grain size of the alloy gradually decreased, while the fraction of low- Σ coincidence site lattice (CSL) boundaries remained largely unchanged. The results of 750 °C tensile and room temperature impact properties showed that Ti microalloying can simultaneously improve both strength and toughness. The tensile fracture mode was a mixed-mode fracture, and the deformed microstructure was mainly composed of dislocation cells and subgrains. The improvement in mechanical properties were primarily attributed to solid-solution strengthening by Ti atoms, precipitation strengthening from TiC, grain refinement, and enhanced GB bonding force.

Key Words: Ti Microalloying; Fe-Ni-based Superalloy; Microstructure; Tensile Properties; Impact Toughness

固溶强化型铁镍基高温合金因其优异的组织稳定性、力学性能以及良好的耐腐蚀和抗中子辐照性能, 已成为国际上快堆堆内组件的关键结构材料。针对快堆特殊苛刻的服役环境, 作者课题组开发出一种新型核用长寿命铁镍基高温合金

GH1059, 旨在满足 350~750 °C 工况下快堆功能组件的服役需求^[1-3]。作为核用结构材料, 合金的力学性能与抗辐照性能始终是其设计的核心指标。在工程应用中实现合金高水平的初始性能, 对于抵抗服役期间各种形式的组织与性能退化、保障部件的高

基金项目: 国家自然科学基金联合基金项目 (No. U23A6016), 宁波市科技创新 2025 重大专项 (No. 2022Z199)

作者简介: 王佳祺 (1998—), 男, 博士; **E-mail:** jqwang20_s@imr.ac.cn; **收稿日期:** 2025-04-13

通信作者: 赵乐 (1995—), 男, 硕士, 助理工程师; **E-mail:** lzhaol@imr.ac.cn

可靠与长寿命服役具有重要意义。当前,微合金化已成为改善核材料服役性能的重要手段^[4-6]。

Ti作为一种强碳化物形成元素,同时具备低活化特性,是提升核材料力学性能和抑制辐照肿胀的重要合金元素。在MC碳化物“钉扎”效应和Ti原子溶质“拖曳”作用共同影响下,Ti能够有效阻碍热加工与热处理过程中的晶界迁移,在细化晶粒、提高力学性能方面发挥积极作用^[7-8]。Latha等^[9]研究指出,Ti元素通过弥散析出细小TiC碳化物,有效提高316不锈钢的蠕变断裂强度并降低蠕变速率。研究还表明,Ti可以通过形成弥散分布的细小TiC或以固溶状态存在于奥氏体基体中捕获辐照产生的缺陷,从而提升材料的抗辐照性能^[10],例如,Ti稳定化的DIN 1.4970奥氏体不锈钢(15-15Ti)^[11]。此外,Ti优先与C结合形成TiC,有助于抑制晶界 $M_{23}C_6$ 的析出,降低晶界敏化倾向,提高合金的抗晶间腐蚀性能^[12]。由此可见,Ti有望成为进一步改善GH1059合金力学性能与抗辐照性能的微合金化元素。然而,目前Ti微合金化相关研究主要集中于奥氏体不锈钢^[13]、铁素体/马氏体钢^[14]以及高锰钢^[15]等钢中,在固溶强化型高温合金中的相关研究较少。因此,有必要系统开展Ti对固溶强化型铁镍基高温合金组织演化与性能影响的研究。

以新型核用GH1059合金为研究对象,系统研究不同Ti含量对合金微观组织、750℃拉伸和室温冲击性能的影响规律,揭示Ti微合金化对碳化物析出行为、晶粒特征及变形断裂行为的影响,为合金成分优化及工程应用提供理论依据。

1 试验材料及方法

采用25 kg真空感应熔炼炉获得规格为16 kg、Ti含量不同的合金铸锭,其实测化学成分及命名见表1。铸锭在1200℃经过1 h的均质化处理,在1150℃下保温2 h后采用空气锤开坯锻造造成截面为30 mm×30 mm的锻棒;随后在1130℃下保温2 h,在横列式轧机上压延轧制成直径为16 mm的圆棒。采用电火花切割在棒材上切取样品,后续微观组织的观察面均为棒材的纵截面,样品经1120℃固溶处理30 min后空冷。

利用配有能谱仪(EDS)和电子背散射衍射系统(HKL-EBSD)的TESCAN MAIA3型场发射扫描电子显微镜(FE-SEM)和JEOL JXA-8530F型电子探针(EPMA)表征组织,并确定析出相的化学成分。利用Tecnai G2 20型透射电子显微镜(TEM)观察变形

表1 试验合金的化学成分(质量分数)

Table 1 The chemical compositions of the experimental alloys %

合金	C	Ti	B	Zr	Y	Mn	Mo	Cr	Ni	Fe
56Ti	0.064	0.056	0.0012	0.014	0.001	1.61	3.39	15.6	35.8	Bal.
120Ti	0.061	0.120	0.0012	0.018	0.002	1.65	3.39	15.6	35.8	Bal.
240Ti	0.066	0.240	0.0012	0.010	0.002	1.70	3.39	15.6	35.8	Bal.

注:实际工程应用时合金中杂质元素质量分数控制范围为:Al≤0.10%, Si≤0.20%, S≤0.010%, P≤0.015%, Cu≤0.10%, Co≤0.10%, O≤0.010%, Pb≤0.001%, Bi≤0.0001%, As≤0.005%, Sb≤0.01%, Sn≤0.005%

微观结构。金相试样经砂纸研磨和机械抛光后,采用化学腐蚀,腐蚀剂为5 g CuCl₂ + 100 mL C₂H₅OH + 100 mL HCl。EBSD试样经研磨抛光后,使用VIBROMET 2型振动抛光仪进行12 h的振动抛光,以去除表面应力层。EBSD测试时,固溶态组织取自热轧棒材心部,扫描倍数为200×,步长为3 μm;拉伸断口组织取自断口平行段纵截面心部,扫描倍数为5000×,步长为0.12 μm。原始数据通过Channel 5软件分析,获得晶粒尺寸、低Σ重位点阵(Coincidence Site Lattice, CSL)晶界比例及再结晶分数等信息。TEM试样经机械研磨至40 μm,冲成直径为3 mm的圆片后进行电解双喷,双喷液为10% HClO₄ + 90% C₂H₅OH(体积分数),双喷温度为-25℃,电压为20 V。

力学性能测试方面,试样分别加工成直径5 mm、标距长度25 mm的标准棒状拉伸试样和10 mm×10 mm×55 mm的标准V型冲击试样。按照GB/T 228.2—2015《金属材料 拉伸试验 第2部分:高温试验方法》在MTS E45/105万能试验机上进行750℃高温拉伸试验,测试时横梁位移速率屈服前为0.15 mm/min,屈服后为2.5 mm/min。按照GB/T 229—2020《金属材料 夏比摆锤冲击试验方法》在SANS-ZBC2452-C冲击试验机上进行室温冲击试验。

2 试验结果与分析

2.1 热力学相组成预测

为探究Ti微合金化对合金平衡相组成的影响,利用Thermo-Calc热力学计算软件对三种实验合金的析出相类型及其含量进行了模拟预测,结果如图1所示。可以看出,合金中主要析出相包括MC、 $M_{23}C_6$ 、 M_3B_2 以及σ相。在56Ti、120Ti和240Ti合金中,MC碳化物的质量分数峰值分别为0.056%、0.139%、0.274%; $M_{23}C_6$ 碳化物的质量分数峰值分别

为 1.227%、0.934%、0.453%。结果表明,随着 Ti 含量的增加,合金中 MC 的数量和溶解温度均明显增加,而 $M_{23}C_6$ 的数量和溶解温度均逐渐减小。这表明 Ti 微合金化有利于促进 MC 的形成,并抑制 $M_{23}C_6$ 的析出,进而可能改善合金的组织稳定性和与晶界相关的性能。

2.2 碳化物演变

不同 Ti 含量合金经固溶处理后的 SEM 显微组织如图 2 所示。结合热力学计算结果可知,合金中大量析出相呈随机分布于晶界及晶内,主要为一次 MC 型碳化物,且其体积分数随 Ti 含量的增加显著提高。当 Ti 含量较高时,更多的 MC 分布于晶界,同时在晶内可见大量弥散、细小的颗粒状二次 MC。一次 MC 主要形成于合金凝固末期,呈粗大“骨架状”形貌。凝固过程中,残余熔体中的 Ti、C 等合金元素在枝晶间富集,当溶质原子的过饱和度满足 MC 形核所需的成分起伏条件时,即发生 MC 的析出。Ti 含量较低时,熔体中 Ti 富集程度受限,使得合金中 Ti 过饱和度在凝固接近完成时方能满足 MC 形核条件,从而抑制一次 MC 的形成,导致其数量减少。随着 Ti 含量的增加,Ti 在凝固过程中出现更明显的偏析,促使 MC 的形核与长大加剧,一次 MC 数量随之增多。在后续热加工过程中,“骨架状”一次

MC 易被破碎成块状,并沿热轧方向呈链状分布^[16]。240Ti 合金中 MC 的元素分布如图 3 所示,其主要富集 Ti 和 C 元素,并含有少量 Zr 和 Y。此外,三种合金经固溶处理后晶界处均未观察到 $M_{23}C_6$ 的存在,如图 2(d) 所示,这说明较高的固溶处理温度足以使其全部溶解于 γ 基体中。

2.3 晶粒特征演变

不同 Ti 含量的合金经固溶处理后的晶粒取向成像图 (IPF) 和平均晶粒尺寸变化,如图 4 所示。结果表明,三种合金固溶态组织均呈现典型的等轴晶特征,晶粒内部普遍存在大量随机分布的退火孪晶。Ti 微合金化对以退火孪晶界 ($\Sigma 3$ 晶界) 为主的低 Σ CSL 晶界的比例影响较小,而对晶粒尺寸产生显著影响。随着 Ti 含量的增加,合金的平均晶粒尺寸逐渐减小,56Ti、120Ti 和 240Ti 合金的晶粒尺寸分别为 27.7、25、23.3 μm 。固溶处理过程中合金经历回复、再结晶及晶粒长大等过程,最终晶粒尺寸的变化主要受到 TiC 碳化物和 Ti 原子的影响。首先,TiC 一方面可作为再结晶形核位点,促进再结晶的发生,另一方面可通过钉扎晶界抑制其迁移,从而细化组织。根据 Zener 钉扎力公式(式 1),钉扎作用与 MC 的数量和尺寸均成正比关系^[17]。

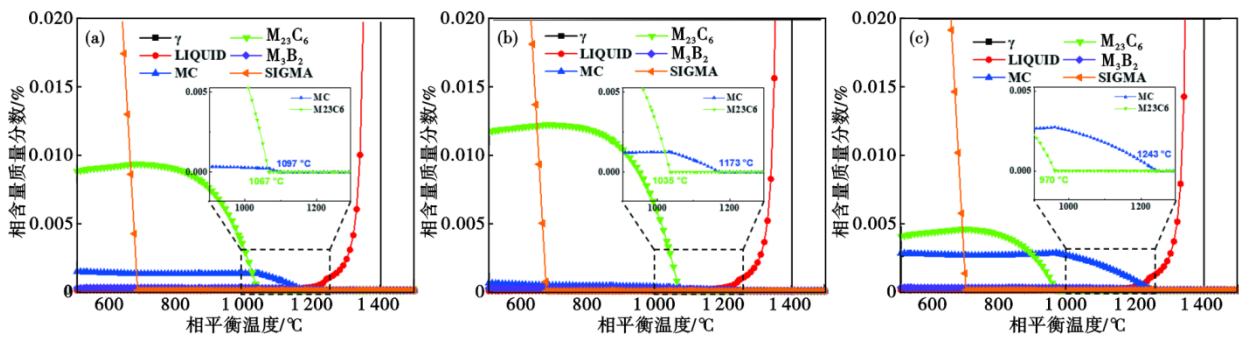


图 1 热力学平衡相图计算结果:(a) 56Ti, (b) 120Ti, (c) 240Ti

Fig. 1 Calculation results of thermodynamic equilibrium phase diagram: (a) 56Ti, (b) 120Ti, (c) 240Ti

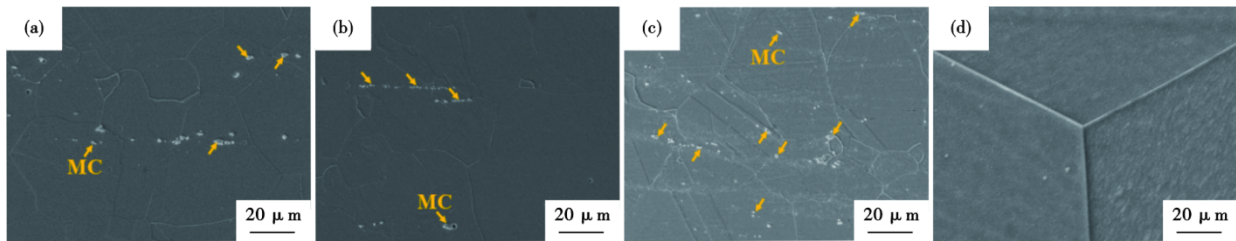


图 2 不同 Ti 含量合金的 MC 碳化物分布及晶界形貌:(a) 56Ti, (b) 120Ti, (c)(d) 240Ti

Fig. 2 The distribution of MC carbides and the morphology of grain boundaries of alloys with different Ti contents: (a) 56Ti, (b) 120Ti, (c)(d) 240Ti

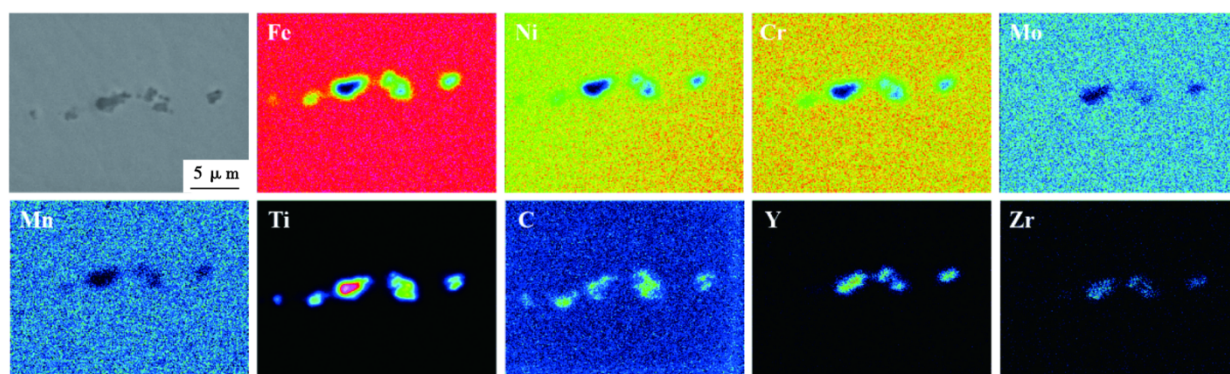


图3 240Ti合金中MC碳化物EPMA元素面分布结果

Fig. 3 EPMA element distribution mappings of MC carbides in the 240Ti alloy

$$P_z = 3\gamma F_v / 2r \quad (1)$$

式中, P_z 为 Zener 钉扎力, N ; γ 为晶界能, J/m^2 ; F_v 为第二相粒子的体积分数, %; r 为第二相粒子的尺寸, m 。

微量固溶于 γ 基体中的 Ti 原子还可产生“拖曳效应”, 进一步抑制晶界迁移及晶粒长大。随着 Ti 含量的升高, 合金中 TiC 和 Ti 原子的数量同步提高, 协同增强了再结晶及晶界迁移抑制效应, 最终实现了晶粒尺寸的逐渐细化。

2.4 750 °C 拉伸性能

不同 Ti 含量合金经固溶处理后的 750 °C 拉伸性能结果如图 5 所示。结果表明, 随着 Ti 含量的增加, 合金的屈服强度 ($R_{p0.2}$)、抗拉强度 (R_m) 以及断后伸长率 (A) 均呈现提升趋势, 而断面收缩率 (Z) 则先略有下降后再上升。具体而言, 56Ti 合金的 $R_{p0.2}$ 、 R_m 和 A 分别为 137、323 MPa 和 52.5%; 当 $w[\text{Ti}]$ 提高至 0.24% 时, 实验合金性能分别提升至 148、345 MPa 和 60%, 表现出良好的高温强度与塑性匹配。

实验合金的屈服强度主要来源于多种强化机制的叠加贡献, 包括固溶强化 (σ_{ss})、晶界强化 (σ_{GB}) 和析出强化 (σ_p), 可表示为式 (2)。

$$\sigma = \sigma_{ss} + \sigma_{GB} + \sigma_p \quad (2)$$

在固溶强化方面, Ti、Cr 和 Mo 等元素在 γ 基体

中固溶可引起晶格畸变, 增加位错滑移的阻力, 从而实现强化。固溶强化 σ_{ss} (MPa) 可由式 (3) 计算^[18]。

$$\sigma_{ss} = \left[\sum_i (k_i x_i^{1/2})^2 \right]^{1/2} \quad (3)$$

式中, k_i 为元素 i 的固溶强化系数; x_i 为元素 i 在 γ 基体中的原子浓度, %。结合 EDS 分析结果, 三种合金 γ 基体中的 Ti 含量 (原子分数/%) 分别为 0.022、0.084、0.148, 可见随着 Ti 含量的增加, 固溶于基体中的 Ti 原子浓度也随之增加, 表明 Ti 元素对固溶强化的增益贡献随之增强, 从而提升屈服强度。

晶界强化可通过 Hall-Petch 关系进行描述如式 (4)。

$$\sigma_{GB} = \sigma_0 + k_{HP} D^{-1/2} \quad (4)$$

式中, σ_0 为晶格摩擦应力常数; k_{HP} 为 Hall-Petch 系数, MPa/m^2 ; D 为晶粒尺寸, m 。根据文献^[19], 高温合金中的 σ_0 和 k_{HP} 值可以取为 20 MPa 和 0.16 MPa/m^2 。

随着 Ti 元素含量的增加, 合金晶粒显著细化, 如图 4 所示, 晶界数目增加, 有效抑制裂纹扩展, 进一步提高强度。析出强化主要来源于 MC 碳化物的弥散分布, 其强化机制以 Orowan 绕过为主, 贡献可表达为式 (5)^[20]。

$$\sigma_p = \frac{Gb}{2\lambda} \quad (5)$$

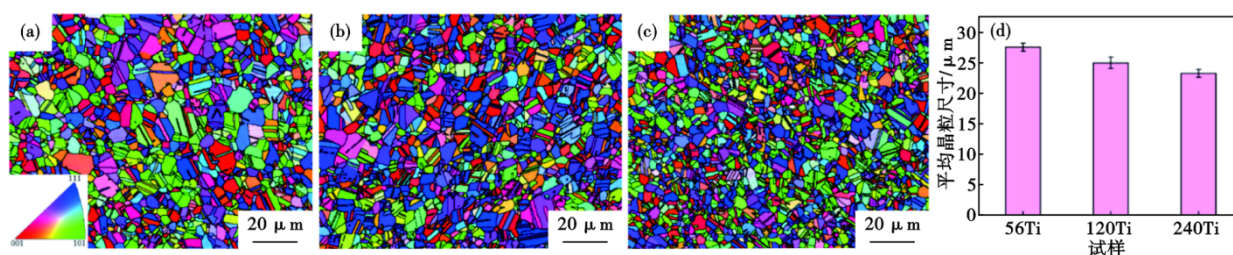


图4 不同Ti含量合金的IPF图:(a) 56Ti, (b) 120Ti, (c) 240Ti, (d) 平均晶粒尺寸变化

Fig. 4 IPF maps of alloys with different Ti contents: (a) 56Ti, (b) 120Ti, (c) 240Ti, (d) the change of average grain size

式中, G 为剪切模量, GPa; b 为伯氏矢量, nm; 可分别取值 81 和 0.25^[5], λ 为颗粒间距, 可由式(6)估算。

$$\lambda = \frac{\pi}{6} df^{-1/2} \quad (6)$$

式中, d 为颗粒平均直径, m; f 为颗粒体积分数, %。

由图 2 可知, 随着 Ti 含量增加, MC 的体积分数和分布密度均显著提升, 导致 λ 减小, 从而增强 Orowan 强化效应, 提高屈服强度。此外, 相比于 56Ti 合金, 高 Ti 含量合金中晶界处的 MC 还可发挥显著钉扎作用, 有效抑制晶界滑移, 提高晶界强度。综上所述, Ti 微合金化通过增强固溶强化、晶界强化与析出强化三方面的协同作用, 显著提升了合金的高温拉伸强度。

不同 Ti 含量的合金经固溶处理后 750 °C 拉伸断口的断裂表面和纵截面形貌, 如图 6 所示。三种合金均表现为混合断裂特征, 解理面上可见少量韧窝分布。随着 Ti 含量的增加, 断口中韧窝的数量明显增多, 显示出更显著的穿晶断裂特征, 这与断后伸长率的逐渐升高相一致, 如图 6(a)~(c) 所示, 表明 Ti 添加有效提升了合金的塑性。为了进一步阐明不同 Ti 含量合金的拉伸断裂行为, 对断口纵截面进行了 SEM 如图 6(d)~(f) 所示和 EBSD (图 7) 分析。从纵截面形貌可见, 合金在拉伸过程发生了显著的塑性变形, 晶粒沿应力方向 (即轧制方向, RD) 被明显拉长, IPF 图显示晶粒取向趋于 $\langle 111 \rangle // RD$, 表明发生了择优取向重排。根据文献报道^[21], 面心立方 (FCC) 金属中, $\langle 111 \rangle // RD$ 取向晶粒具有较低的施密特因子, 相比 $\langle 001 \rangle // RD$ 或 $\langle 101 \rangle // RD$ 取向晶粒, 其滑移系更容易开动, 因此, 更有利于塑性变形的进行。合金断口纵截面均出现了一定数量的沿晶裂纹, 且其分布数量随 Ti 含量的增加而显著减少。由

240Ti 合金断口的局部取向差分布图 (KAM) 可以进一步发现, 晶界附近的局部取向差明显高于晶内, 表明这些区域发生了严重的位错塞积和应力集中, 是裂纹优先萌生与扩展的关键位置, 如图 7(c) 所示。这主要归因于 750 °C 条件下合金晶界强度低于晶内强度, 使得裂纹在晶界处萌生, 并沿晶界扩展, 进而导致沿晶开裂。Ding 等^[20] 发现 709 奥氏体不锈钢在 750 °C 短时拉伸试验过程中 (加热时长约为 33 min) 即可沿晶界快速析出连续分布的 $M_{23}C_6$ 碳化物。本研究中固溶处理态合金未在晶界观察到 $M_{23}C_6$ 析出, 而经拉伸变形后的断口纵截面中观察到晶界 $M_{23}C_6$ 析出, 表明其是在拉伸过程中析出的。 $M_{23}C_6$ 作为一种典型的脆硬相, 其与 γ 基体之间的结合强度较低, 在变形过程中会不可避免地造成 $M_{23}C_6$ 的优先开裂, 促进裂纹沿着 $M_{23}C_6$ /晶界处萌生和扩展。此外, 图 7(c) 还显示, 少量 MC/ γ 基体界面处同样可成为裂纹萌生源。值得注意的是, Ti 添加在一定程度上抑制了晶界 $M_{23}C_6$ 的形成, 从而提高了晶界强度, 降低了沿晶开裂倾向, 有效改善了合金在 750 °C 下的塑性变形。

采用 TEM 对不同 Ti 含量合金拉伸断口中的变形组织进行表征, 如图 8 所示。结果显示, Ti 微合金化对合金的 750 °C 拉伸变形机制无明显影响, 三种合金的位错组态特征基本一致, 均可观察到明显的位错胞及亚晶结构。这表明, 在 750 °C 拉伸温度下, 合金具有较高的动态回复和再结晶倾向。螺形位错在高温下容易发生交滑移, 促使位错重排和湮灭, 进而推动位错胞的形成和亚晶的演化。这一现象与奥氏体合金在高温下层错能升高、变形程度较大等因素密切相关^[5]。图 7(d) 中分布于晶界处的蓝

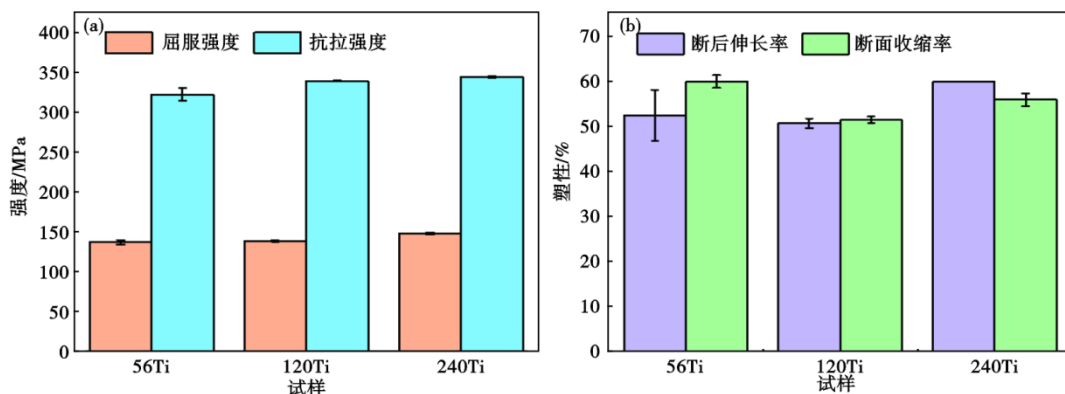


图 5 Ti 含量对固溶态合金拉伸性能的影响: (a) 屈服强度和抗拉强度, (b) 断后伸长率和断面收缩率

Fig. 5 Effects of Ti contents on tensile properties of solid-solution treated alloys: (a) yield strength and tensile strength, (b) elongation and reduction of area

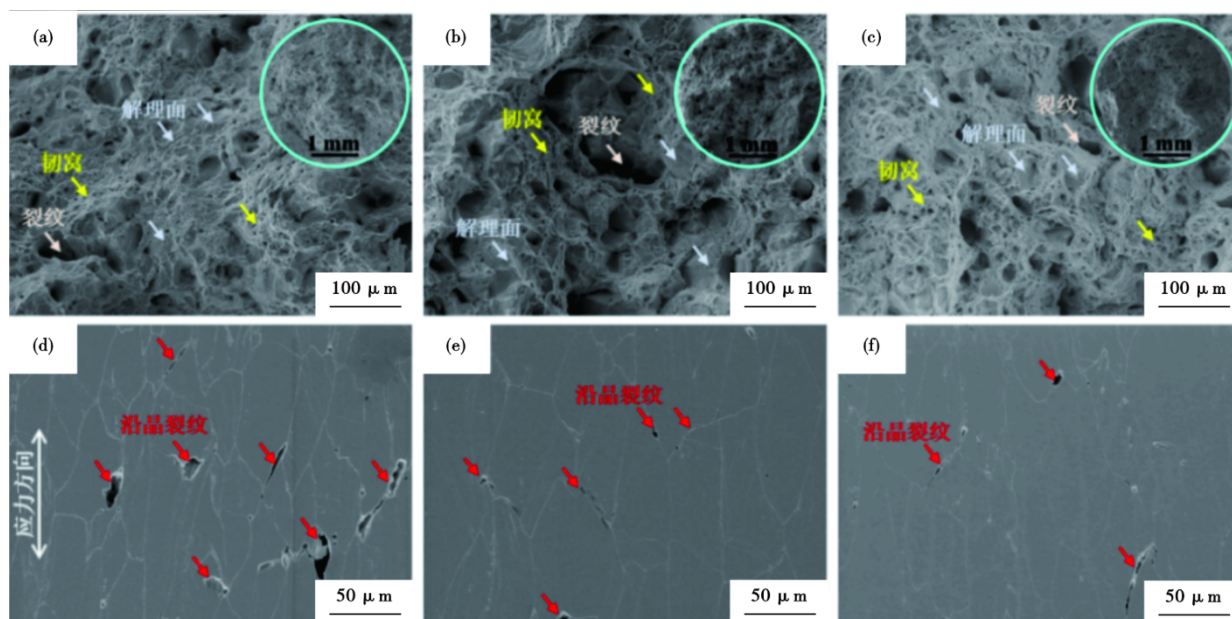


图6 三种合金750 °C拉伸断口的断裂表面和纵截面SEM形貌:(a)(d) 56Ti, (b)(e) 120Ti, (c)(f) 240Ti

Fig. 6 SEM micrographs on the fracture surface and corresponding longitudinal cross-section after the 750 °C tensile test of the three alloys: (a)(d) 56Ti, (b)(e) 120Ti, (c)(f) 240Ti

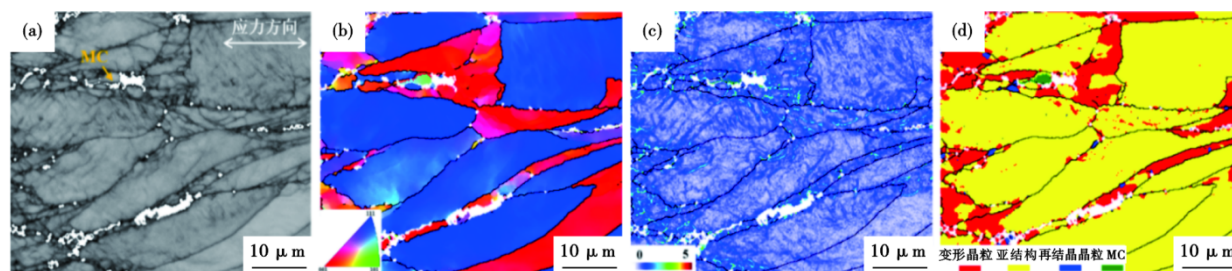


图7 240Ti合金750 °C拉伸断口的EBSD分析:(a) 衍射带对比(BC)图, (b) IPF图, (c) KAM图, (d) 再结晶分布图

Fig. 7 EBSD analysis of 750 °C tensile fracture longitudinal cross-section of 240Ti alloy: (a) BC map, (b) IPF map, (c) KAM map, (d) recrystallization distribution map

色再结晶晶粒也能够证实TEM结果,同时,说明晶界处由于局部应变集中,更容易发生动态回复与再结晶。综上所述,在750 °C拉伸过程中,各合金均经历了以动态回复和再结晶为主的软化机制,促进塑性变形的协调进行,从而使三种合金均表现出良好的断后伸长率。

2.5 室温冲击韧性

不同Ti含量合金经固溶处理后的室温冲击韧性结果如图9(a)所示。结果表明,随着Ti含量的增加,合金的冲击韧性呈现逐步提升的趋势,三种合金的冲击韧性分别为437、464.5、474.5 J/cm²。该提升主要归因于以下两方面因素:首先,240Ti合金具有更小的晶粒尺寸,导致晶界面积显著增大。在高应变速率的冲击载荷作用下,裂纹扩展路径被晶界反复阻碍而变得更曲折,从而增加了裂纹扩展所需

的能量。其次,240Ti合金中分布有更多弥散细小的TiC,这些颗粒增强了 γ 基体对位错的容纳能力,使得基体更难发生变形,最终增加了裂纹萌生所需要的能量^[22-23]。综上所述,Ti微合金化通过晶粒细化和析出强化协同作用,有效提升了合金的冲击韧性。进一步地将本研究中的三种实验合金与作者此前报道的GH1059合金进行性能对比如图9(b)所示,可以看出,适宜的Ti微合金化能够实现合金强韧性的协同提升^[5, 24]。

3 结论

1) 三种不同Ti含量合金经固溶处理后的组织均由 γ 基体及块状/颗粒状富Ti的MC型碳化物组成。随着Ti含量的增加,MC析出数量明显增多,晶粒尺寸逐渐减小,而低 Σ CSL晶界比例变化不明显。

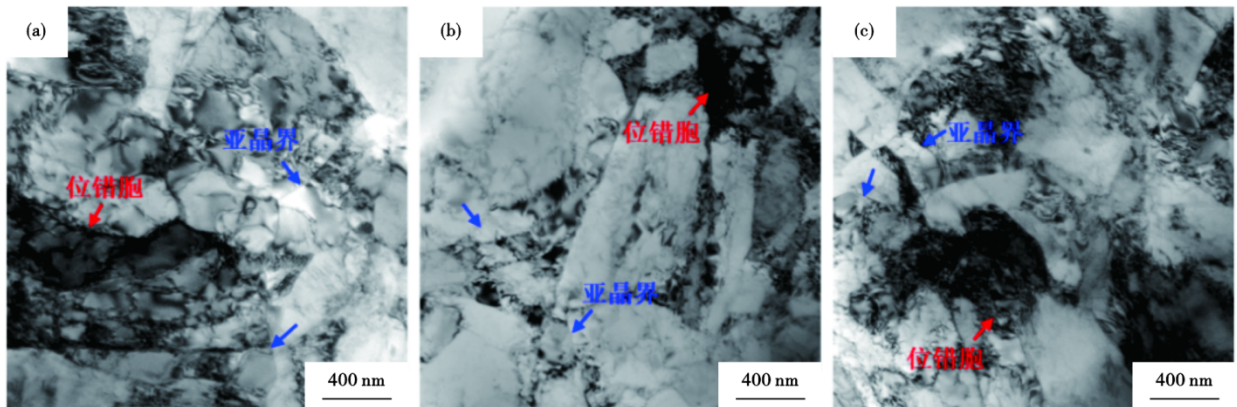


图8 三种合金 750 °C 拉伸断裂后的位错组态: (a) 56Ti, (b) 120Ti, (c) 240Ti

Fig. 8 Dislocation configurations of the three alloys after 750 °C tensile fracture: (a) 56Ti, (b) 120Ti, (c) 240Ti

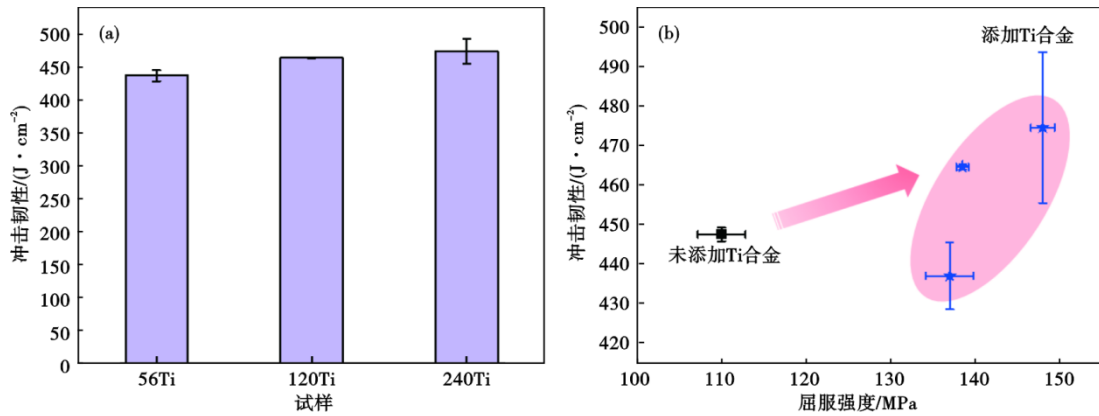


图9 Ti含量对固溶态合金室温冲击性能的影响: (a) 冲击韧性, (b) 屈服强度-冲击韧性的性能对比

Fig. 9 Effects of Ti contents on room temperature impact properties of solid-solution treated alloys: (a) impact toughness, (b) comparison of yield strength versus impact toughness

2)Ti的添加通过Ti原子的固溶强化、TiC的析出强化及细晶强化三种机制协同作用,显著提升了合金在750 °C下的屈服强度和抗拉强度。同时,Ti元素有效抑制晶界M₂₃C₆碳化物析出,提高晶界结合力,从而改善了合金的塑性。

3)Ti含量对合金在750 °C拉伸过程中的断裂模式和变形机制影响较小,三种合金均表现出混合断裂特征。变形过程均伴随明显的动态回复与再

结晶行为,Ti的引入有助于抑制沿晶断裂的发生。

(4)随着Ti含量的提升,合金的室温冲击韧性呈现小幅上升趋势,主要得益于晶粒细化和颗粒状TiC数量的增加。综合组织演化和力学性能分析结果可得,Ti微合金化能够实现GH1059合金的强韧性的协同优化,Ti元素可作为进一步改善该类高温合金综合性能的关键合金元素。

参考文献

[1] 秦学智, 吴云胜, 郭永安, 等. 一种高强高韧铁镍铬基耐热合金制备方法及其应用, 202010673827. 4[P]. 2021-08-24.

[2] 高 佩. 钠冷快堆控制棒驱动机构用GH1059合金导管的试制[J]. 钢管, 2021, 50(2): 19-23.

[3] 王婷婷, 秦学智. 一种铁镍基高温合金的热加工性能研究[J]. 宝钢技术, 2020(5): 33-37.

[4] 乔羽飞, 陈思含, 任媛媛, 等. Nb对钠冷快堆包壳用15-15Ti奥氏体不锈钢组织和拉伸性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2021, 50(11): 4079-4088.

[5] Wang J Q, Qin X Z, Cheng S H, et al. The microstructure and mechanical performance optimization of a new Fe-Ni-based superalloy for Gen IV nuclear reactor: The critical role of Nb alloying strategy [J]. Materials Characterization, 2023, 205: 113240.

[6] Liu C P, Ye X X, Zhu Z B, et al. He bubbles inhibition and abnormal hardening in GH3535 alloy by niobium element addition [J]. Journal of Nuclear Materials, 2024, 589: 154841.

- [7] 付立铭, 单爱党, 王 巍. 低碳Nb微合金钢中Nb溶质拖曳和析出相NbC钉扎对再结晶晶粒长大的影响[J]. 金属学报, 2010, 46(7): 832-837.
- [8] 田 帅, 张雪凌, 刘振宝, 等. Nb微合金化对Cr-Co-Ni-Mo系超高强度不锈钢腐蚀疲劳性能的影响[J]. 特殊钢, 2024, 45(1): 103-110.
- [9] Latha S, Mathew M D, Parameswaran P, et al. Thermal creep properties of alloy D9 stainless steel and 316 stainless steel fuel clad tubes [J]. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2008, 85(12): 866-870.
- [10] Structural materials for liquid metal cooled fast reactor fuel assemblies: operational behaviour[M]. IAEA, 2012.
- [11] Cautaerts N, Delville R, Stergar E, et al. Tailoring the Ti-C nanoprecipitate population and microstructure of titanium stabilized austenitic steels [J]. Journal of Nuclear Materials, 2018, 507: 177-187.
- [12] Terada M, Saiki M, Costa I, et al. Microstructure and intergranular corrosion of the austenitic stainless steel 1.4970 [J]. Journal of Nuclear Materials, 2006, 358(1): 40-46.
- [13] Cautaerts N, Delville R, Stergar E, et al. The role of Ti and TiC nanoprecipitates in radiation resistant austenitic steel: A nanoscale study [J]. Acta Materialia, 2020, 197: 184-197.
- [14] 屈乐欣. Ti、Zr微合金化对CLAM钢组织及力学性能的影响 [D]. 沈阳: 东北大学, 2020.
- [15] 潘胡江, 杨新明, 李光强, 等. Ti微合金化对高锰钢组织和性能的影响[J]. 特殊钢, 2024, 45(2): 74-78.
- [16] Li H Z, Jiang B C, Gao M, et al. Investigation on the microstructural evolution and precipitation hardening mechanism of 1Cr15Ni36W3Ti superalloy with varied C contents [J]. Materials & Design, 2019, 181: 107983.
- [17] 杨 平. 物理冶金学中Zener相关的几个概念[J]. 金属世界, 2016(3): 3-9.
- [18] Gypen L A, Deruyttere A. Multi-component solid solution hardening [J]. Journal of Materials Science, 1977, 12(5): 1034-1038.
- [19] Thompson A A W. Yielding in nickel as a function of grain or cell size [J]. Acta Metallurgica, 1975, 23(11): 1337-1342.
- [20] Ding R G, Yan J, Li H Y, et al. Deformation microstructure and tensile properties of Alloy 709 at different temperatures [J]. Materials & Design, 2019, 176: 107843.
- [21] Hu C Y, Wan X L, Zhang Y J, et al. The synergistic effect of grain boundary and grain orientation on micro-mechanical properties of austenitic stainless steel [J]. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 2021, 118: 104473.
- [22] 陈金全, 蒋海清, 潘绘伊, 等. 热处理工艺对GH4169合金组织和性能影响[J]. 钢铁钒钛, 2018, 39(6): 168-172.
- [23] 谭 利, 肖 波, 郑力宁, 等. 轧制比和Nb对V-Ti微合金非调质钢组织及性能的影响[J]. 特殊钢, 2018, 39(5): 58-61.
- [24] 王佳祺, 秦学智, 成思翰, 等. 新型核堆用GH1059合金的显微组织与力学性能 [C]. 第十五届中国高温合金年会论文集, 2023.