

引用格式:张亚玮,沈宇,鞠泉,等.循环超温对GH3230合金强度和塑性的影响[J].材料工程,2026,54(2):234-241.
ZHANG Yawei, SHEN Yu, JU Quan, et al. Influence of cyclic overheating on tensile strength and ductility of GH3230 alloy [J]. Journal of Materials Engineering, 2026, 54(2): 234-241.

循环超温对GH3230合金强度和塑性的影响

张亚玮*, 沈宇, 鞠泉, 胥国华, 张继

(北京钢研高纳科技股份有限公司, 北京 100081)

摘要:针对航空发动机燃烧室、涡轮部件均会多次出现短时超温以及可重复使用航天器循环高温的应用背景,实验研究了循环超温热暴露对GH3230合金拉伸性能的影响,并观察分析氧化后表面及内部成分、组织发生的变化。结果表明:表面和内氧化产物在塑性变形过程中的开裂减少了有效承载面积,超温热暴露中晶粒粗化,使得氧化试样室温抗拉强度随超温次数的增加而逐次降低,机加工去掉氧化层后抗拉强度得到一定程度的恢复;该合金表面层形成的碳化物回溶区具有良好的塑性变形能力,可有效阻止氧化物裂纹进入基体,避免产生缺口约束塑性变形效应,使氧化试样保持了较好的拉伸塑性,循环超温10~40次氧化试样的伸长率还略有提高。

关键词:GH3230合金;超温热暴露;抗拉强度;拉伸塑性

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2024.000576 **CSTR:** 32421.14.j.issn.1001-4381.2024.000576

中图分类号: TG172.82 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2026)02-0234-08

Influence of cyclic overheating on tensile strength and ductility of GH3230 alloy

ZHANG Yawei*, SHEN Yu, JU Quan, XU Guohua, ZHANG Ji

(Gaona Aero Material Co., Ltd., Beijing 100081, China)

Abstract: In light of the application scenarios where the combustion chamber and turbine components of aeroengines are repeatedly subjected to short-term overheating, and reusable spacecraft endure cyclic high-temperature conditions, an experimental study is conducted to investigate the effects of cyclic overheating on the tensile properties of GH3230 alloy. Additionally, the oxidation-related microstructural and compositional changes are characterized. The results reveal that the cracking of internal oxides during plastic deformation reduces the actual load-bearing area of the oxidized sample. Grain coarsening also occurs during thermal exposure. These two factors jointly contribute to a continuous decline in room-temperature tensile strength as the number of overheating cycles increases. After removing the surface layer, the tensile strength is restored to a certain degree. The oxidative decarburization zone that forms near the sample surfaces exhibits improved plastic deformability. As a result, it effectively blunts oxide cracks and prevents them from penetrating into the matrix. Consequently, the tensile elongation of the oxidized sample after 10-40 cycles of over-temperature remains at relatively high levels due to the avoidance of the notch effect caused by surface cracks.

Key words: GH3230 alloy; cyclic overheating; tensile strength; tensile ductility

GH3230合金是一种固溶强化型Ni-Cr基变形高温合金,具有优异的抗氧化性能、热强性、热稳定性和工艺性能,长时使用温度1050℃^[1-2],轧制的板材已大量应用于现役和在研的航空发动机燃烧室火焰筒等

复杂薄壁零件^[3]。近期发现,某些极端的飞行或实验工况下航空发动机燃烧室、涡轮部件均会多次出现短时超温的现象^[4],研究超温对高温合金组织和性能的影响日渐受到重视^[5-7]。另一方面,可重复使用航天飞

飞行器应用高温合金板材有助于克服陶瓷材料易热震开裂、易脱落等难题^[8],但飞行器进出大气层时剧烈摩擦产生的热气流^[9]会使大面积热防护材料表面温度高达 1200 °C,研究短时反复超温对 GH3230 合金承载能力的影响是其在可重复使用航天器应用的重要基础。

高温合金在超过其抗氧化温度服役时,其表面氧化膜极易出现开裂和剥离^[5,10],高温下失去氧化膜保护的材料将产生剧烈的氧化反应,形成的氧化损伤以及成分、组织变化会明显降低材料的强度和塑性^[6,11-13]。而且,高温合金强度和塑性的衰减随超温温度的增加而加剧^[14-15],如 GH3033 合金超温后晶界碳化物溶解使晶粒快速长大,合金抗拉强度和塑性大幅度下降^[14];K465 合金超温后晶界残余共晶组织发生初熔^[15],会导致合金失去再次承载的能力。

GH3230 合金在 900~1100 °C 空气中氧化产物 Cr₂O₃ 或 Cr₂O₃/Ni(Mn)Cr₂O₄ 混合物具有良好的附着性,氧化动力学遵循抛物线规律^[16-17]。但在 1093 °C 停留 30 min 后冷却至室温的循环氧化实验中发现,循环超过 48 次后表面氧化层出现剥离现象,使较多的 O 原子进入基体产生一定量的 Al₂O₃ 内氧化物^[18]。近期开展的 1200 °C/60 min 循环氧化实验中发现^[19],增加氧化物生长应力和增大冷却温差产生的热应力导致了氧化膜不断开裂和剥离,使 GH3230 合金的氧化动力学表现为氧化失重,基体内氧化和成分、组织变化程度随循环次数的增加而明显增强。目前,鲜见循环超温影响 GH3230 合金再次承载能力和塑性水平的研究

报道。

本工作对循环升温至 1200 °C 热暴露 10~100 次后的 GH3230 合金试样进行拉伸实验,与原始固溶态和 100 次循环热暴露后再加工到尺寸试样对比,研究评价氧化损伤和组织变化对该合金抗拉强度和塑性的影响规律。通过试样表层和心部成分-组织分析、拉伸断口和中断拉伸试样的解剖观察,讨论揭示超高温循环热暴露影响 GH3230 合金拉伸性能的规律和机理。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

实验所用试样取自厚度为 15 mm 的 GH3230 合金热轧板,板材的成分分析结果见表 1,固溶热处理制度为 1220 °C/0.5 h 油冷。

表 1 实验用 GH3230 合金成分检测结果(质量分数/%)

Table 1 Chemical composition analysis results of studied GH3230 alloy (mass fraction/%)

| Mn | Si | Al | C | La | Cr | W | Mo | Fe | Co | Ni |
|------|------|------|-------|-------|-------|-------|------|------|------|------|
| 0.51 | 0.40 | 0.30 | 0.079 | 0.026 | 21.77 | 14.22 | 1.33 | 0.31 | 1.51 | Bal. |

1.2 实验方法

室温拉伸实验按 GB/T 228.1—2021《金属材料拉伸实验第 1 部分:室温试验方法》进行测试,试样尺寸如图 1 所示。

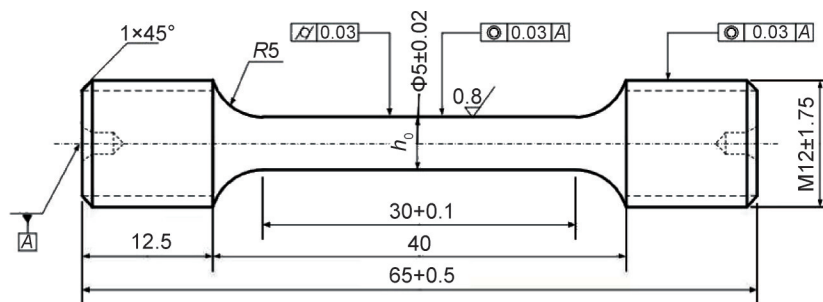


图 1 室温拉伸试样尺寸图

Fig.1 Geometry of tensile specimen

沿板材纵向切取 7 组 $\Phi 14$ mm \times 66 mm 试棒用于加工室温拉伸试样,每组保证 3 个平行试样。1 组原始固溶态试棒加工到尺寸后进行室温拉伸实验;5 组试样标距部分加工到尺寸后装入 1200 °C、空气充分的箱式电阻炉中,入炉 60 min 后出炉空冷至室温,室温停留 5 min 后进行下一个循环,分别循环 10、20、40、60、100 次后将试样夹持部位加工到标样尺寸,随后进行室温拉伸实验,增加 100 次循环氧化试样一件,拉伸至

10% 塑性应变变量后中断实验用于解剖分析;另一组试棒进行相同过程的 100 次循环后加工到标样尺寸再进行室温拉伸实验。

采用扫描电子显微镜(SEM)观察拉伸试样的断口和表面形貌。中断拉伸的试样在 Secotom-15 精密切割机上以 0.005 mm/s 的进刀速率沿轴向解剖,SEM 观察试样内部裂纹的产生、扩展和钝化过程。用于观察循环氧化对表面和内部组织影响的试样尺寸

$\Phi 5 \text{ mm} \times 20 \text{ mm}$, 经磨削和抛光后表面粗糙度(R_a)值控制在 $0.63 \sim 1.25 \mu\text{m}$ 进行氧化实验, 沿轴向切取金相试样, 研磨抛光后以 20 g 氯化铜+ 100 mL 盐酸+ 100 mL 酒精腐蚀液擦蚀, 光学显微镜(OM)和SEM背散射像观察氧化前、后的组织形貌, 按照 GB/T 6394—2017 金属平均晶粒度测定方法测试晶粒度, 以电子探针(EPMA)定量分析循环氧化后截面上元素分布及相组成的变化。

2 结果与分析

2.1 循环超温对抗拉强度和塑性的影响

将氧化试样屈服强度、抗拉强度与原始试样强度的比值作为强度保持率绘在图2(a)中, 氧化试样与固溶态试样塑性伸长率、断面收缩率的比值作为塑性变化率绘在图2(b)中。其中, 100次循环氧化后加工到尺寸试样标记为100M(Machined)。

随超温热暴露次数的增加, GH3230 合金氧化试样的屈服强度和抗拉强度均有所降低(图2(a)), 100

次热暴露后加工试样的抗拉和屈服强度恢复到热暴露10次试样的水平, 说明循环超温热暴露影响该合金强度的程度主要取决于表面和表面层组织的变化。值得注意的是, 循环超温后屈服强度降低的程度相对较大, 使其屈强比变得低于固溶态试样、接近超低屈强比高强钢的水平^[20]。屈强比可以反映材料应变硬化的能力, 屈强比越低、材料破断前产生稳定塑性变形能力越高; 该合金超温达到100次时的强度保持率仍接近90%, 表明其多次超温后仍可具有良好的结构可靠性。

另一方面, 循环超温后 GH3230 合金氧化试样表现出的室温拉伸塑性与其他高温合金材料^[7, 12-14]明显不同。其伸长率先是随超温热暴露次数的增加而有所提高, 在40次循环时达到最高值。热暴露次数增加至60次时, 伸长率有所降低, 继续增加至100次时伸长率并未见进一步地下降。同时注意到, 断面收缩率随超温热暴露次数变化的规律与伸长率基本一致。这种高的塑性保持比率有利于燃烧室火焰筒和航天飞行器大面积热防护等结构的可靠性。

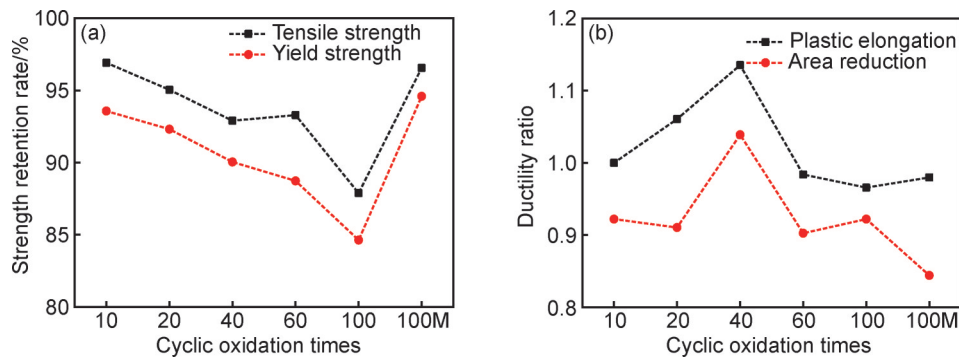


图2 GH3230 合金循环超温后室温抗拉强度保持率及塑性变化率与循环氧化次数的关系

(a)抗拉强度保持率; (b)塑性变化率

Fig.2 Relationship between room-temperature tensile strength retention rate, plasticity change rate of GH3230 alloy, and cyclic oxidation cycles after overheating cycles (a)tensile strength retention rate; (b)plasticity change rate

2.2 拉伸断口特征

不同状态试样拉伸断口宏观形貌如图3所示, 首先观察了试样的拉伸断口特征, 发现超温氧化试样与光滑试样的断裂模式是相同的, 均是主裂纹由心部区域起源向周边扩展, 不同的是氧化试样断口上次生裂纹的数量和尺寸明显多于光滑试样、且随循环氧化次数的增加而增加。

不同状态试样拉伸断口韧窝的微观形貌如图4所示。观察发现, 固溶态试样断口外缘部位存在数量较多的抛物线形韧窝, 表明试样的外缘是最后开裂的, 在剪切应力的作用下韧窝被拉长而呈抛物线形^[21](图4(a), (b))。而氧化试样断口外缘韧窝的数量较

少, 形状为椭圆形、底部可见异质颗粒, 尺寸和深度均较大(图4(c), (d))。说明表面层的 γ 固溶体在正应力作用下首先发生了塑性变形, 为释放内氧化物颗粒的应力集中而产生了较大的塑性应变^[21-22], 而其主裂纹扩展至试样拉伸失效的机制有待于对中断拉伸试样的解剖观察。

2.3 中断拉伸试样的解剖观察

氧化试样的横截面上未见循环变温产生的热应力使表面氧化物和内氧化物条带开裂的现象(图5(a)), 氧化试样拉伸实验前表面和内部都是完整的。然而, 沿轴向解剖拉伸至10%塑性应变后中断实验的100次超温氧化试样发现, 表面氧化物和内氧化物大多发

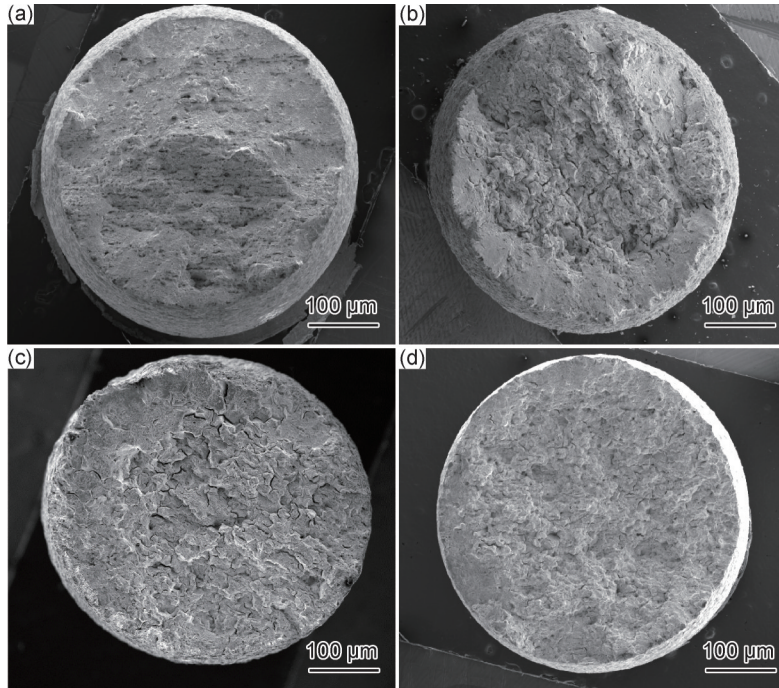


图 3 不同状态试样拉伸断口的宏观形貌

(a)固溶态;(b)40次循环超温;(c)100次循环超温;(d)100次循环超温后加工试样

Fig.3 Macroscopic morphology of tensile fractures of samples in different states

(a)solution-annealed state;(b)40 overheating cycles;(c)100 overheating cycles;(d)processed sample after 100 overheating cycles

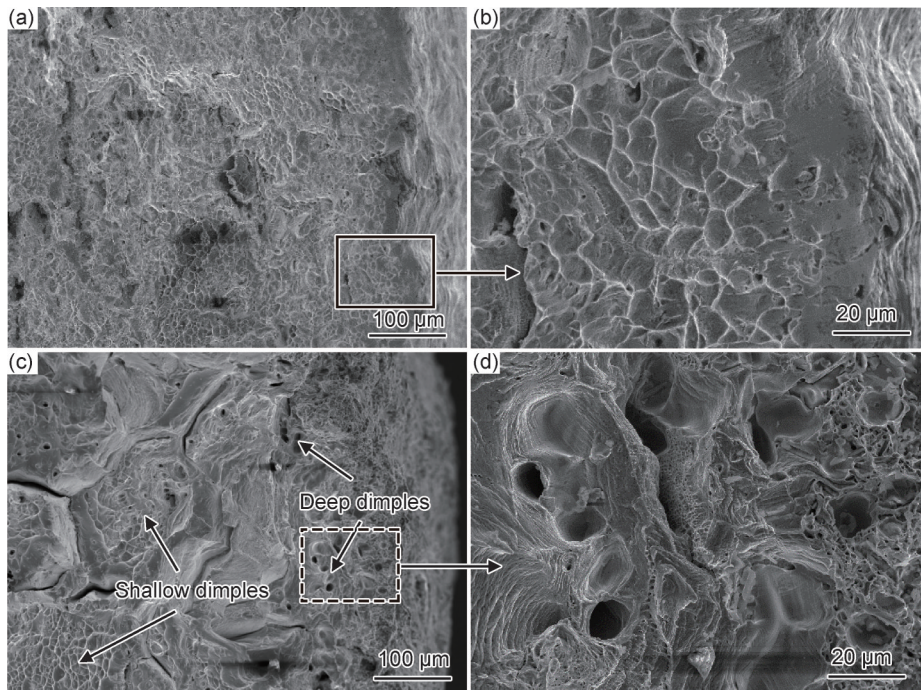


图 4 不同状态试样拉伸断口韧窝的微观形貌

(a),(b)固溶态;(c),(d)100次循环超温

Fig.4 Microscopic morphology of dimples on tensile fractures of samples in different states

(a),(b)solution-annealed state;(c),(d)100 overheating cycles

生开裂(图 5(b))。这些裂纹主要存在于表面和内氧化物内部,裂纹可沿内氧化物连通,影响试样的有效承载面积,但已明显钝化并未扩展进入基体。由此可

见,氧化试样的拉伸失效过程应该是心部主裂纹向外缘扩展至与内氧化物裂纹连通,氧化物的早期开裂未改变试样的宏观拉伸失效模式。

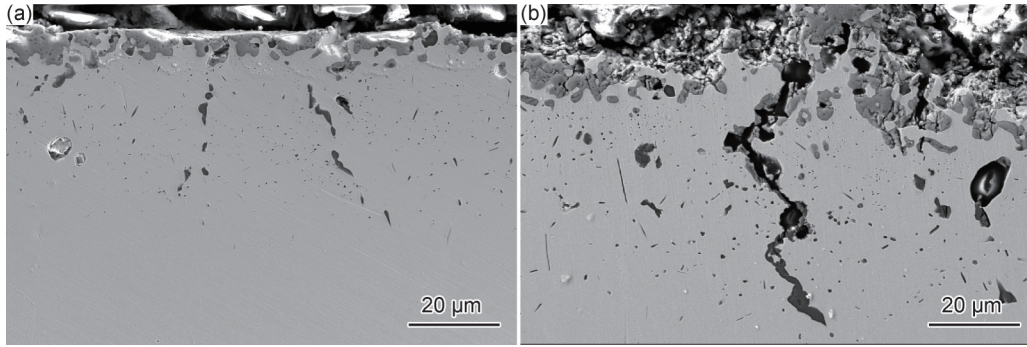


图5 100次循环超温试样10%中断拉伸前后轴向剖面氧化物的SEM图像
(a)拉伸前;(b)拉伸后

Fig.5 SEM images of oxides in axial dissections of samples after 100 overheating cycles before and after 10% interrupted tensile test
(a)before tensile test;(b)after tensile test

2.4 组织变化的影响

不同状态试样心部的OM显微组织如图6所示。观察发现,随超温热暴露次数增加,GH3230合金试样心部组织变化不大,而试样表面层组织中碳化物回溶、晶粒明显粗化。

首先,循环超温后试样心部组织中基体 γ 相的晶粒尺寸有所增加,在超温热暴露少于40次时晶粒长大较为明显,而进一步增加超温热暴露次数后晶粒尺寸的变化

很小。定量金相法测得的原始固溶态晶粒度7级、平均晶粒尺寸 $27.2\ \mu\text{m}$,超温40次后时晶粒度5.5级、平均晶粒尺寸增加至 $50.7\ \mu\text{m}$,超温60次和100次后晶粒度均为5.0级、平均晶粒尺寸仅增加了 $4.0\ \mu\text{m}$ 。GH3230合金试样在 $1200\ ^\circ\text{C}$ 热暴露,相当于进行二次固溶处理。本工作合金板材 $1220\ ^\circ\text{C}/0.5\ \text{h}$ 固溶处理时间较短,再结晶不够完全,则 $1200\ ^\circ\text{C}$ 下残留的储存能会驱动晶粒长大^[23],而随着储存能的释放,心部组织的晶粒尺寸趋于稳定。

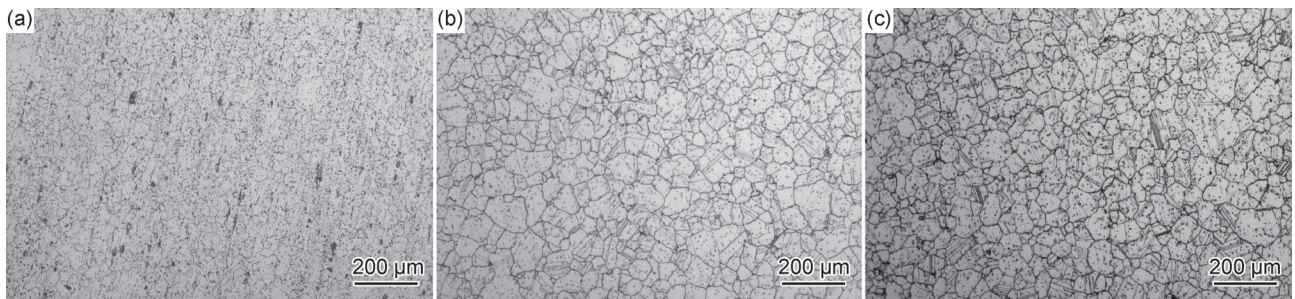


图6 不同状态试样心部的OM显微组织
(a)固溶态;(b)40次循环超温;(c)100次循环超温

Fig.6 OM microstructure of core of samples in different states
(a)solution-annealed state;(b)40 overheating cycles;(c)100 overheating cycles

对应平均晶粒尺寸由 $27.2\ \mu\text{m}$ 增加到 $54.7\ \mu\text{m}$,100次超温热暴露后加工试样的屈服强度和抗拉强度相比固溶态试样分别降低了 $19.0\ \text{MPa}$ 和 $29.4\ \text{MPa}$,表明基体相晶粒粗化造成了GH3230合金约3%~5%的强度损失。因而,进一步优化固溶处理制度,减少固溶态组织储存能,将有助于增强GH3230合金超温条件下的组织稳定性、提高其强度保持率。

100次循环超温试样剖面组织的SEM图像如图7所示。表面层因碳化物回溶,晶粒长大程度很高,100次循环氧化后晶粒尺寸已超过 $150\ \mu\text{m}$,接近碳化物回溶区的深度($220\ \mu\text{m}$)。相应地,超温100次氧化

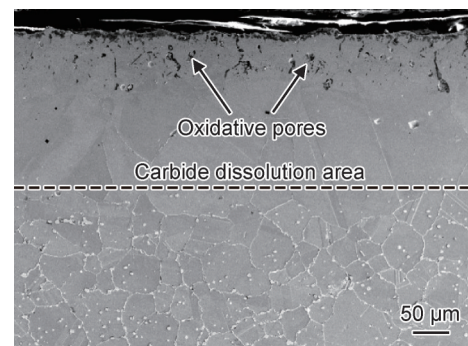


图7 100次循环超温试样剖面组织的SEM图像
Fig.7 SEM image of dissection microstructure of samples after 100 overheating cycles

试样的屈服和抗拉强度相比固溶态分别降低了 35.0 和 74.3 MPa, 表面层内氧化和组织粗化分别该合金的强度损失增加到 9.0%~10.5%。

2.5 成分变化的作用

根据氧化行为研究^[19]中发现的碳化物回溶区 Cr、W、Mo 元素由表及内的浓度变化规律, 在 100 次循环超温试样中选取碳化物回溶区近表面、中部、与心部组织交界以及正常组织中的固溶体基体位置点进行了 Cr、W、Mo 元素的电子探针定量分析, 如图 8 所示。

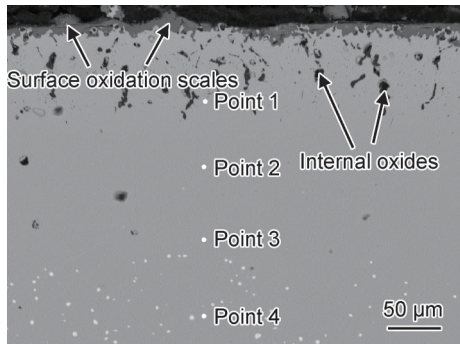


图 8 100 次循环超温试样剖面 SEM 图像及电子探针定量测点位置
Fig.8 SEM image of dissections of sample after 100 overheating cycles and positions of quantitative measurement points by electron probe microanalysis

根据电子探针定量分析的结果(表 2), 引用合金元素固溶强化效果与该类合金屈服强度关系的经验公式^[24] $\Delta\sigma_{ss} = \left(\sum k_i^n c_i \right)^{1/n}$ (其中, c_i 为固溶元素的原子分数; GH3230 合金中 W、Cr、Mo 元素对应的 k_i 经验值分别为 977、377、1015 $\text{MPa} \cdot \%(\text{atom})^{-0.5}$; n 为 0.5), 计算得出碳化物回溶区 γ 固溶体和心部组织屈服强度值见表 3。结果表明, 由于 W、Mo 元素的强化因子很大, 碳化物回溶增加的 W、Mo 元素可弥补 Cr 元素贫化对固溶强化效果的不利影响, 超温热暴露产生的成分变化不会明显降低碳化物回溶区主要合金元素的固溶强

表 2 100 次循环超温试样剖面不同位置电子探针定量测试结果

Table 2 Quantitative test results by electron probe microanalysis at different positions in dissections of samples after 100 overheating cycles

| Position | Cr | W | Mo |
|----------|-------|------|------|
| Point 1 | 21.01 | 5.47 | 0.99 |
| Point 2 | 24.76 | 4.87 | 0.84 |
| Point 3 | 26.79 | 4.85 | 0.84 |
| Point 4 | 28.07 | 4.42 | 0.80 |

化效果, 因而超温热暴露后 GH3230 合金可具有较高的强度保持率。

表 3 100 次循环超温试样剖面不同位置固溶元素的强化贡献
Table 3 Strengthening contribution of solid solution elements at different positions in dissections of samples after 100 overheating cycle

| Position | Yield strength/MPa |
|----------|--------------------|
| Point 1 | 303.7 |
| Point 2 | 300.6 |
| Point 3 | 305.0 |
| Point 4 | 300.5 |

第一性原理计算的镍基合金中过渡族元素与其弹性模量关系^[25-26]表明, 具有 d 电子半占据数的 Cr 元素对弹性模量的贡献量高于 5 d 周期的 W 元素及 4 d 周期的 Mo 元素, 则超温氧化产生的成分变化会使碳化物回溶区的弹性模量变小, 加上心部组织中的硬质碳化物还有增加材料刚度^[27]的作用, 氧化试样表面层的弹性模量应明显低于心部材料。根据轴向拉伸载荷作用下同轴双晶体变形的应变连续性原则^[12], 轴向应变和剪切应变在完整的同轴双晶体的界面上均是连续的, 其他两个方向上的应变会因弹性模量的差异而有所不同, 这种应变差会在两者交界面上产生应力集中, 使变形抗力相对较大的区域在低于其屈服强度下发生塑性变形。因而, 本实验结果中氧化试样的屈服强度降低相对较多, 使其表现出超低的屈强比。

有研究表明, 增加 W 的固溶量可显著降低 fcc 结构相的层错能^[28], 显著抑制变形过程中应变局部化、增加变形的均匀程度^[29-30]。本工作氧化试样表面层的碳化物回溶增加了 Ni-Cr 基 fcc 结构固溶体中的 W 含量, 使得碳化物回溶形成的单相 γ 固溶体具有较好的塑性变形特性, 有效钝化了氧化物裂纹, 阻止其扩展成为长裂纹。因而, 拉伸实验中超温氧化试样碳化物回溶表面层的充分塑性变形, 使其呈现出与固溶态试样相同的拉伸失效模式, 而且钝化的表面裂纹不会产生缺口约束塑性变形的效应^[31], 则超温一定次数的氧化试样可能产生比固溶态试样更好的塑性。

3 结论

(1) GH3230 合金在 1200 °C 进行 10~100 次循环热暴露后, 氧化试样的强度保持率仍接近 90%, 而拉伸塑性则表现为 40 次前有所增加、60 次后略有降低、100 次热暴露后加工试样的强度和塑性均有所回升。

(2) 超温热暴露使固溶态 GH3230 合金晶粒粗化

和内氧化产物开裂、减少有效承载面积是导致氧化试样屈服强度、抗拉强度降低的组织因素;超温热暴露后表面层Cr、W、Mo含量的变化未明显降低基体相的固溶强化效果,是氧化试样具有较高强度保持率的成分因素。

(3)氧化试样表面层碳化物回溶、W元素固溶量增加使其具有良好的塑性变形特性,有效钝化了氧化物裂纹、阻止其扩展成为长裂纹,钝化的表面裂纹未产生约束塑性变形的缺口效应,使得多次超温热暴露后的氧化试样仍具有良好的拉伸塑性。

参考文献

- [1] WANG Y, LI N, JIA C, et al. Effects of solution treatment on the microstructural evolution and tensile properties of GH3230 superalloy manufactured by laser melting deposition [J]. *Materials Characterization*, 2022, 194: 112339.
- [2] LIU Y, HU R, LI J, et al. Deformation characteristics of as-received Haynes230 nickel base superalloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 497(1/2): 283-289.
- [3] 杜金辉, 赵光普, 邓群, 等. 中国变形高温合金研制进展[J]. *航空材料学报*, 2016, 36(3): 27-39.
DU J H, ZHAO G P, DENG Q, et al. Development of wrought superalloy in China [J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2016, 36(3): 27-39.
- [4] 金如山, 党进, 刘富强. 新一代航空发动机燃烧室[J]. *工程热物理学报*, 2022, 43(2): 543-552.
JIN R S, DANG J, LIU F Q. New generation aero-engine combustor [J]. *Journal of Engineering Thermophysics*, 2022, 43(2): 543-552.
- [5] PINT B A, DISTEFANO J R, WRIGHT I G. Oxidation resistance: one barrier to moving beyond Ni-base superalloys [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, 415(1/2): 255-263.
- [6] 赵云松, 张迈, 郭小童, 等. 航空发动机涡轮叶片超温服役损伤的研究进展[J]. *材料工程*, 2020, 48(9): 24-33.
ZHAO Y S, ZHANG M, GUO X T, et al. Recent progress in service induced degradation of turbine blades of aeroengine due to overheating [J]. *Journal of Materials Engineering*, 2020, 48(9): 24-33.
- [7] KIM D, SAH I, JANG C. Effects of high temperature aging in an impure helium environment on low temperature embrittlement of alloy 617 and Haynes 230 [J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2010, 405(1): 9-16.
- [8] 桂业伟, 刘磊, 魏东. 长航时高超声速飞行器的综合热效应问题 [J]. *空气动力学学报*, 2020, 38(4): 641-650.
GUI Y W, LIU L, WEI D. Combined thermal phenomena issues of long endurance hypersonic vehicles [J]. *Acta Aerodynamica Sinica*, 2020, 38(4): 641-650.
- [9] 杜昆, 陈麒好, 孟宪龙, 等. 陶瓷基复合材料在航空发动机热端部件应用及热分析研究进展 [J]. *推进技术*, 2022, 43(2): 107-125.
DU K, CHEN Q H, MENG X L, et al. Advancement in applica-
- tion and thermal analysis of ceramic matrix composites in aeroengine hot components [J]. *Journal of Propulsion Technology*, 2022, 43(2): 107-125.
- [10] FORSIK S A J, POLAR ROSAS A O, WANG T, et al. High-temperature oxidation behavior of a novel co-base superalloy [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2018, 49(9): 4058-4069.
- [11] 袁福河, 孙晓峰, 管恒荣, 等. 钴基高温合金的循环氧化行为研究 [J]. *中国腐蚀与防护学报*, 2002, 22(2): 115-117.
YUAN F H, SUN X F, GUAN H R, et al. Cyclic oxidation behavior of a cobalt-base superalloy [J]. *Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection*, 2002, 22(2): 115-117.
- [12] ALAM M Z, CHATTERJEE D, VENKATARAMAN B, et al. Effect of cyclic oxidation on the tensile behavior of directionally solidified CM-247LC Ni-based superalloy at 870 °C [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527(23): 6211-6218.
- [13] 安文瑞, 郑为为, 郑运荣, 等. 短时超温对定向凝固DZ125合金微观组织和拉伸性能的影响 [J]. *稀有金属*, 2020, 44(10): 1009-1018.
AN W R, ZHENG W W, ZHENG Y R, et al. Overheating effect on microstructure and tensile property of directionally solidified DZ125 superalloy [J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2020, 44(10): 1009-1018.
- [14] 童锦艳, 冯微, 付超, 等. GH4033合金短时超温后的显微组织损伤及力学性能 [J]. *金属学报*, 2015, 51(10): 1242-1252.
TONG J Y, FENG W, FU C, et al. Microstructural degradation and mechanical properties of GH4033 alloy after overheating for short time [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2015, 51(10): 1242-1252.
- [15] 郭小童, 郑为为, 肖程波, 等. K465高温合金短时超温后的显微组织退化及拉伸性能 [J]. *材料工程*, 2018, 46(10): 77-86.
GUO X T, ZHENG W W, XIAO C B, et al. Microstructural degradation and tensile properties of K465 equiaxed-cast superalloy after short-time overheating [J]. *Journal of Materials Engineering*, 2018, 46(10): 77-86.
- [16] 马惠萍, 雷玖芳, 王明, 等. 不同La含量GH230合金的高温氧化行为 [J]. *钢铁研究学报*, 2011, 23(增刊2): 88-91.
MA H P, LEI J F, WANG M, et al. High temperature oxidation behavior of GH3230 alloy with different La content [J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2011, 23(Suppl 2): 88-91.
- [17] LIU D, HU R, LI J, et al. Isothermal oxidation behavior of Haynes 230 alloy in air at 1100 °C [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2008, 37(9): 1545-1548.
- [18] CHIEN F R, BROWN R. Cyclic oxidation of Haynes 230 alloy [J]. *Journal of Materials Science*, 1992, 27(6): 1514-1520.
- [19] 张亚玮, 沈宇, 鞠泉, 等. GH3230合金超温循环氧化行为研究 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2023, 52(9): 3221-3229.
ZHANG Y W, SHEN Y, JU Q, et al. Oxidative behavior of GH3230 alloy after overtemperature cycle treatment [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2023, 52(9): 3221-3229.
- [20] XIE Z J, HAN G, ZHOU W H, et al. A novel multi-step intercritical heat treatment induces multi-phase microstructure with ultra-low yield ratio and high ductility in advanced high-strength

- steel[J]. *Scripta Materialia*, 2018, 155: 164-168.
- [21] ZHANG Z, HAN Q, LIU Z, et al. Combined effects of heat treatment and TiB_2 content on the high-temperature tensile performance of TiB_2 -modified Ni-based GH3230 alloy processed by laser powder bed fusion[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 861: 144379.
- [22] WANG W, CHEN Z, LU W, et al. Heat treatment for selective laser melting of Inconel 718 alloy with simultaneously enhanced tensile strength and fatigue properties[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 913: 165171.
- [23] 宋志坤, 刘元富, 陈德强, 等. 热处理对选区激光熔化 GH3230 高温合金显微组织及高温拉伸力学性能的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2022, 51(7): 2654-2661.
- SONG Z K, LIU Y F, CHEN D Q, et al. Effect of heat treatment on microstructure and high temperature tensile mechanical properties of selective-laser-melted GH3230 superalloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2022, 51(7): 2654-2661.
- [24] LIU X, HU R, LUO X, et al. A high-strength Ni-Cr-W based superalloy prepared by laser powder bed fusion: printability, microstructure and tensile properties[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 853: 143744.
- [25] LIN Y C, WANG C Y. Transition metal solutes in Ni-based ternary model superalloys: partitioning and effects on elastic properties from first-principles calculations[J]. *Computational Materials Science*, 2021, 195: 110447.
- [26] LIN Y C, WANG C Y. Alloying-element dependence of structural, elastic and electronic properties of nickel-based superalloys: influence of γ' volume fraction[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 838: 155141.
- [27] JIANG H, XIANG X, DONG J. The morphology and characteristics evolution of MC carbide during homogenization in hard-to-deform superalloy GH4975 [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 929: 167086.
- [28] LIU S, WANG C, YAN P, et al. The effect of Ta, W, and Re additions on the tensile-deformation behavior of model Ni-based single-crystal superalloys at intermediate temperature[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 850: 143594.
- [29] AN X H, WU S D, WANG Z G, et al. Significance of stacking fault energy in bulk nanostructured materials: insights from Cu and its binary alloys as model systems[J]. *Progress in Materials Science*, 2019, 101: 1-45.
- [30] LI P, LI S X, WANG Z G, et al. Unified factor controlling the dislocation evolution of fatigued face-centered cubic crystals[J]. *Acta Materialia*, 2017, 129: 98-111.
- [31] PINEAU A, BENZERGA A A, PARDOEN T. Failure of metals I : brittle and ductile fracture [J]. *Acta Materialia*, 2016, 107: 424-483.

收稿日期:2024-08-13;录用日期:2024-09-03

通讯作者:张亚玮(1981—),女,高级工程师,博士,主要从事高温合金研究,联系地址:北京市海淀区气象路9号(100081),E-mail: yaweizhang@163.com

(本文责编:张宝玲)