

一种新型第三代单晶高温合金 WZ30 组织与性能的研究

熊江英^{1,2}, 龙安平^{1,2}, 张建庭^{1,2}, 王冲², 张海², 张高翔²

(1. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 湖南 长沙 410083)

(2. 深圳市万泽中南研究院有限公司, 广东 深圳 518000)

摘要: 通过热力学计算和实验验证优化了 W、Mo、Co、Cr、Al、Ta 等元素在单晶高温合金中的含量, 设计了 Re 含量为 5wt% 的新型单晶高温合金 WZ30, 并与典型二代、三代单晶高温合金进行了比较。结果表明, WZ30 经热处理后获得均匀的 γ' 相显微组织, 在 760、980 和 1100 °C 下 WZ30 的屈服强度分别为 938、639 和 436 MPa, 温度高于 1000 °C 时拉伸性能优于二代单晶高温合金。在 980 °C, 250 MPa 和 1100 °C, 137 MPa 实验条件下, WZ30 的持久寿命分别为 642 和 254 h, 持久寿命明显优于二代单晶高温合金。WZ30 的低周疲劳寿命在 980 °C 下明显优于二代单晶高温合金 DD6。在高温长时间循环氧化实验中, WZ30 显示出较好的抗氧化性和组织稳定性。

关键词: 第三代单晶; WZ30; 组织; 性能

中图分类号: TG146.1^{†5}

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)11-3995-08

由于具有优良的高温力学性能、高的抗疲劳及抗蠕变性能等优点, 镍基单晶高温合金已广泛应用于制备航空发动机涡轮叶片, 可提高发动机叶片的承温能力和发动机涡轮进口温度。与定向合金相比, 能提高发动机燃油效率约 30%, 使发动机推重比得到大幅提升, 促进了航空发动机的快速发展^[1-3]。

单晶高温合金的承温能力常以 137 MPa, 1000 h 蠕变断裂温度为标准进行判断^[4]。目前, 国际上已成熟运用的单晶高温合金已发展至第三代, 主要以欧美的 RenéN6、CMSX-10K 及 CMSX-10N 为代表。与第二代单晶高温合金相比, 第三代单晶的承温能力提高了 25~30 °C, 约为 1070 °C^[2]。通过提高 Re 和其他难熔元素(W、Mo、Ta 等)的添加量, 第三代单晶高温蠕变强度明显提高, 其中 Re 含量为 5.0%~6.5% (质量分数), 其它难熔元素含量约为 15%^[4-6]。难熔元素的添加可提高合金高温蠕变强度, 但含量较高情况下, 易在高温高载荷的服役条件下形成有害拓扑密排(TCP)相^[1,4]。TCP 相往往成为裂纹源和裂纹扩展通道, 且消耗了合金强化元素, 降低合金性能^[7-9]。因此, 合金服

役过程中, 既保证其在服役温度下具有高蠕变持久性能, 又严格控制 TCP 相的析出量是第三代单晶的研发思路。

目前我国的第三代单晶高温合金多处于研发试验阶段。国内发表的研究结果主要包括 DD9、DD32、DD33 等^[10-12], 其中 DD9 合金 Re 含量较欧美主流三代单晶合金偏低, 约为 4.5%, 难熔元素(W+Mo+Ta+Re+Nb) 约 21%, 提高 W、Mo、Ta、Nb 等难熔元素的含量, 使合金在 Re 含量较低的条件仍能获得满意的短期高温蠕变性能。DD32 和 DD33 中, Re 含量只有 4.0%, 低于其它三代单晶合金。本实验根据国内外三代单晶的研究现状, 以最大化蠕变强度、降低 TCP 相析出倾向、提高抗氧化性为目标, 通过热力学计算和实验验证, 开发了一种全新的 Re 含量为 5% 的第三代镍基单晶高温合金。对该合金的显微组织、拉伸性能、蠕变持久性能、疲劳性能、抗氧化性能及组织稳定性进行分析评测, 并与常用的单晶合金进行了比较。

1 实验

收稿日期: 2020-11-10

基金项目: 深圳市发展和改革委员会项目 (SZDRC 20181000); 广东省引进创新创业团队项目 (607264877417); 深圳市科技创新委员会项目 (KQTD2015032716463668)

作者简介: 熊江英, 女, 1988 年生, 博士生, 中南大学粉末冶金研究院, 湖南 长沙 410083, 电话: 0755-82799717, E-mail: xiongjy@wedge.com.cn

镍基单晶高温合金从第一代至第三代,是通过 Re 含量的多少来划分。目前国外大量使用在单晶叶片上的三代单晶 CMSX-10K 中 Re 含量约为 6.3%, Rene N6 中 Re 含量约为 5.4%, 国内设计的 DD9 Re 含量约为 4.5%。大量研究表明^[13,14], 加入适量的 Re 对平衡单晶高温合金蠕变断裂强度和组织稳定性有重要作用。根据文献[15]研究, 随着 Re 含量的增加, 合金蠕变强度逐渐升高, Re 含量在 4%~5%之间, 增速最为显著。为了充分发挥 Re 元素的作用, 达到最大化蠕变强度, 将 WZ30 合金 Re 含量定为 5.0%。

Mo 是高温合金中一种有效的固溶强化元素, Mo 的加入可提高合金层错能, 从而提高蠕变性能, 但含量过高, 会导致 γ 相中 Mo 含量过饱和而析出 μ 相, 降低中温 and 高温蠕变性能^[16]。Biss 等人^[17]研究发现, Mo 含量在 1%~2%时, 对于 σ 相的析出促进作用等效于 Cr 含量的 2 倍。CMSX 系列合金从第一代 CMSX-3、第二代 CMSX-4 再到第三代 CMSX-10K, 其 Mo 含量基本都控制在 0.3%~0.7%。另外 Mo 含量降低有利于提高合金的抗氧化性。因此, 将 Mo 含量定为 0.4%。

W 和 Ta 2 种难熔金属元素整体添加量为 14.5%, 可保证合金获得较高蠕变强度。Cr 是镍基合金抗氧化和抗热腐蚀的重要元素, 但高 Cr 会强烈促进 σ 相的析出而降低合金性能, 利用较高 Re 和 W 的加入可降低 Cr 的使用量^[14]。Al 和 Ti 都是强化相 γ' 的形成元素, Al 在高温下可形成保护性的氧化膜, 提高合金的抗氧化性能, 但 Ti 含量的增加会增大共晶偏析倾向, 增加固溶处理的难度^[14], 因此, 需要将 Ti 含量控制在较低水平。

根据 JMatPro 计算的固相线、液相线、 γ' 溶解温度等结果和合金实验验证, 设计出研究合金 WZ30, 名义化学成分见表 1。

利用真空感应熔炼技术熔炼出成分符合要求的母合金后, 采用定向凝固方法制备出直径为 15 mm 的单晶试棒。经测定, 试棒主应力轴与单晶生长方向[001]的偏离均在 10°以内。

根据 JMatPro 计算的固相线、液相线、 γ' 溶解温度等, 并结合合金相法结果, WZ30 的热处理制度确定为: 固溶 1340 °C, 6 h, 一级时效 1120 °C, 4 h, 二级时效 827 °C, 25 h。铸态和热处理态显微组织试样经过打磨、抛光后, 用 Kalling's 腐蚀剂进行腐蚀, 采用 Nikon

MM400 光学显微镜和 CARL ZEISS EVO25 扫描电子显微镜进行组织观察。

试棒室温和高温拉伸性能实验分别按照 GB/T 228.1-2010 和 GB/T 228.2-2015 在 ETM105D 万能试验机上进行。蠕变持久性能实验按照 GB/T 2039-2012 在 RJ-50 蠕变持久试验机上进行。应变控制低周疲劳性能实验按照 GB/T 15248-2008 在 INSTRON 8862 型疲劳试验机上进行。断口横截面和纵截面形貌在光学显微镜和扫描电子显微镜下进行观察。

循环氧化实验在 GWL-1400SS 升降炉中进行。试样加工成直径为 9 mm, 高为 5 mm 的小圆饼, 表面光洁度 R_a 为 0.6 μm 。实验温度为 1100 °C, 氧化循环 200 次, 以保温 1 h+风冷 5 min 作为一次循环。经过不同的循环次数后, 取出试样进行形貌与微观组织观察。

2 结果与讨论

2.1 显微组织

图 1 为 WZ30 铸态和热处理态的显微组织形貌。铸态组织由 γ 相、次生 γ' 相和 γ/γ' 共晶相组成, 枝晶间存在粗大的 γ' 相和 γ/γ' 共晶相, 枝晶干 γ' 则较细小, 铸棒一次枝晶间距为 364 μm 。经固溶热处理后, 合金中粗大 γ' 相和 γ/γ' 共晶相得到充分溶解。经时效处理后, 得到均匀、正方度较好的 γ' 相。图 1b 为 WZ30 固溶时效热处理后的 γ' 形貌。根据多视场统计, γ 相尺寸为 329 nm, 体积分数为 54%。

2.2 拉伸性能

图 2 显示了 WZ30 在 25, 760, 980 和 1070 °C 4 个温度下的拉伸性能结果, 并在 760, 980 和 1100 °C 下与典型的第二代单晶高温合金进行了屈服强度的对比。WZ30 从 25 到 1070 °C, 抗拉强度分别为 1100、1099、860 和 556 MPa; 屈服强度分别为 1003、938、639 和 436 MPa; 延伸率分别为 14.5%、12.1%、34.5% 和 46.3%。由图 2a 可知, 25 和 760 °C 下, WZ30 的抗拉强度、屈服强度和断后延伸率变化不大, 980 °C 后随温度升高, 抗拉强度和屈服强度明显降低, 而断后延伸率则显著提高, 表现为明显的塑性变形。由图 2b 可以看出, WZ30 的屈服强度在 760 和 980 °C 温度下与第二代单晶合金 CMSX-4 和 DD6 相当。在 1100 °C 高温下, DD6 和 WZ30 的屈服强度分别为 385 和 436 MPa, WZ30 的屈服强度明显高于 DD6^[10]。

表 1 WZ30 名义化学成分

Table 1 Nominal composition of WZ30 alloy ($\omega/\%$)

Cr	Co	Mo	W	Ta	Re	Hf	Al	Ti	Other	Ni
3.5	6	0.4	6.5	8	5	0.03	5.8	0.15	0.006C, 0.1Nb	Balance

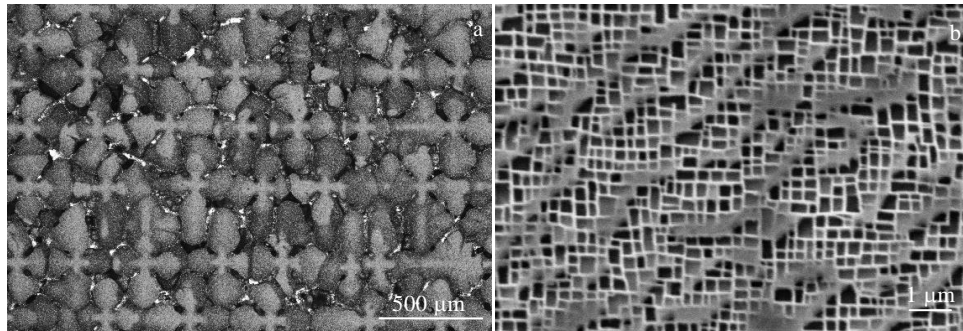


图 1 WZ30 合金铸态及热处理态的组织形貌

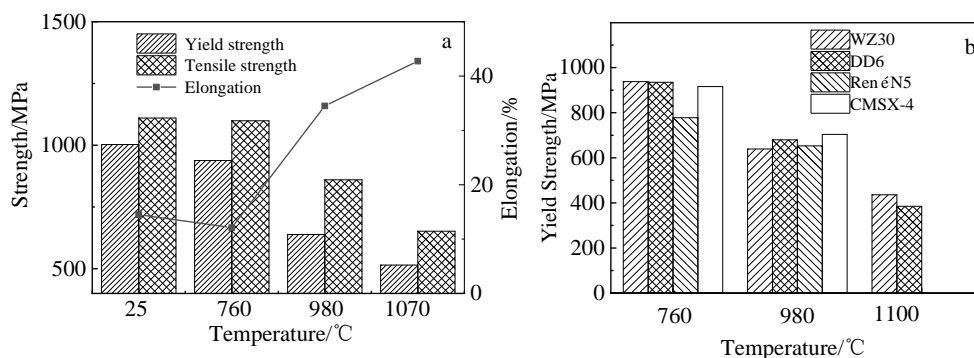
Fig.1 Microstructures of WZ30 alloy: (a) in-cast and (b) γ' phase in the dendrite cores after heat treatment

图 2 WZ30 合金拉伸性能及与第二代单晶高温合金屈服强度对比

Fig.2 Tensile properties of WZ30 alloy (a) and yield strength of WZ30 alloy compared with other second generation single crystal alloys (b)

Erickson^[14]等人对比 CMSX-10 和 CMSX-4 的拉伸性能时发现, 2 种合金在低于 1000 °C 下, 屈服强度和抗拉强度相当, 但温度高于 1000 °C 后, 三代单晶 CMSX-10 的屈服强度和抗拉强度高出二代单晶 CMSX-4 约 20% 以上。三代单晶提高了 Re 的添加量, 高的难溶元素不能有效提高合金的中、低温拉伸性能, 但能明显提高合金的高温拉伸性能。可能是因为 Re 的加入能提高 γ' 相的粗化激活能, 有效迟滞定向粗化的形成, 阻碍位错运动, 因此能显著提高单晶高温合金的高温拉伸性能^[18]。

温度对单晶高温合金拉伸性能影响很大, 有研究表明^[19], 温度低于 850 °C 时, 合金变形时开动滑移系少, 主要为八面体滑移; 温度高于 850 °C 时, 原子热激活作用加强, 运动加快, 变形时开动滑移系增多, 合金为八面体滑移和六面体滑移共同作用, 多个滑移系使变形明显软化。最终表现为合金在高于 760 °C 时, 塑性显著提高。

2.3 蠕变持久性能

对 WZ30 进行了不同温度和应力条件的持久性能测试, 具体实验条件和实验结果见表 2。850 °C 温度下, 应力从 550 MPa 升高至 650 MPa, 持久寿命从 795 h 快速降至 160 h; 980 °C, 250 MPa 下, WZ30 持久寿命为 642 h; 1100 °C, 137 MPa 下, 持久寿命为 254 h。图 3 为 WZ30 与二代单晶 CMSX-4、Ren ε N5 和国产三代单晶 DD9 三代合金的 Larson-Miller 曲线对比^[5, 15]。通过 Larson-Miller 公式对 4 种合金蠕变耐用温度进行预测比较, 在定寿 642 h 应力 250 MPa 条件下, 三代单晶 WZ30 与 DD9 对应蠕变耐用温度均约 985 °C, 比二代单晶 CMSX-4、Ren ε N5 分别高出约 20 和 40 °C; 在定寿 254 h 应力 137 MPa 条件下, 三代单晶 WZ30 与 DD9 对应蠕变耐用温度均约 1075 °C, 比二代单晶 CMSX-4、Ren ε N5 分别高出约 34 和 55 °C。由图可知, 三代单晶比二代单晶持久性能更优异, 高温低应力下优势更明显。

图 4 为 WZ30 和 DD9 在 980 °C, 250 MPa 下的蠕变曲线^[5], 表 3 给出了 WZ30 在 980 °C, 250 MPa 条件

表 2 不同实验条件下 WZ30 的持久寿命

Table 2 Creep-rupture life of WZ30 under different test conditions

Test condition	Rupture life/h
850 °C, 550 MPa	794.7
850 °C, 600 MPa	339.5
850 °C, 650 MPa	159.8
980 °C, 250 MPa	642.2
980 °C, 320 MPa	225.0
1050 °C, 190 MPa	233.0
1100 °C, 137 MPa	254.0
1100 °C, 140 MPa	196.1

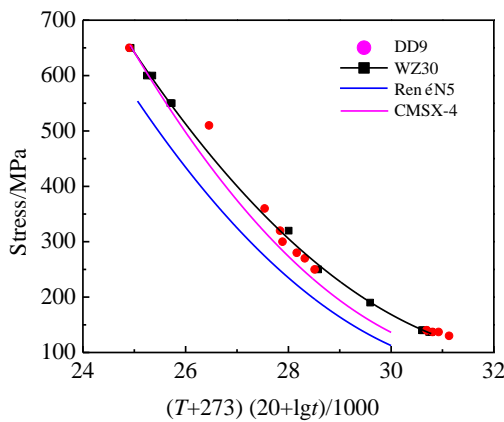


图 3 4 种合金的 Larson-Miller 蠕变寿命曲线

Fig.3 Larson-Miller rupture life of WZ30 vs. DD9, CMSX-4 and René N5 alloys^[5,15]

下的蠕变数据。在蠕变初期，WZ30 的蠕变速率非常低，176 h 时蠕变伸长量为 0.1%，251 h 时蠕变伸长量为 0.2%，320 h 时蠕变伸长量为 0.5%，此后，蠕变速率开始上升，391 h 时蠕变伸长量达到 2.0%，最终蠕变断裂寿命为 591 h，延伸率高达 48%。与 DD9 合金相比，蠕变前 300 h 两合金蠕变速率接近；300~450 h 之间，WZ30 蠕变速率明显低于 DD9；450 h 后，两合金蠕变速率趋近。总体而言，在 980 °C, 250MPa 条件下，WZ30 蠕变速率低于 DD9 合金，蠕变抗力优于 DD9 合金。

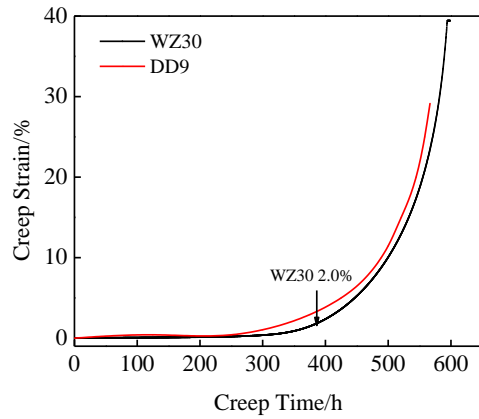


图 4 WZ30 和 DD9 在 980 °C, 250 MPa 下蠕变曲线

Fig.4 Creep curves of WZ30 and DD9^[5] alloys at 980 °C, 250 MPa

图 5a~5c 为 980 °C, 250 MPa 持久断口组织形貌，近断口处存在较多裂纹，多起源于合金中残余共晶处，析出相及碳化物周围发现小裂纹，裂纹扩展方向垂直于应力加载方向。合金显微组织中，观察到不同程度的针状相析出， γ' 筏形化组织形成，筏形化组织与应力方向垂直。

图 5d~5f 为 WZ30 合金经 1100 °C, 137 MPa 持久近断口组织形貌，与 980 °C, 250 MPa 断口组织对比可知，1100 °C, 137 MPa 下合金针状析出相数量增加，且明显粗化。沿析出相扩展的小裂纹尺寸增大。 γ' 筏形化加剧，筏形化组织发生严重扭曲变形，与应力方向角度不再呈 90°， γ 基体通道变宽。

第三代单晶与第二代单晶高温合金最显著的差别在于 Re 含量由 3% 左右提高到 4.5% 以上。图 3 中，二代单晶 CMSX-4 和 René N5 中 Re 含量均为 3%，WZ30 和 DD9 中 Re 含量分别为 5% 和 4.5%，经计算，在定寿 642 h 应力 250 MPa 条件下，WZ30 与 DD9 对应蠕变耐用温度均约 985 °C，比二代单晶 CMSX-4 高出 20 °C，比 René N5 高出约 40 °C。Re 的加入对蠕变性能的提高起到关键作用。G. L. Erickson^[14] 的研究证明：第三代单晶合金 CMSX-10 含 6% Re，其蠕变断裂性能比含 3% Re 的第二代单晶合金 CMSX-4 和 PWA1484 高出 30 °C 左右。A. Heckla^[20] 的研究同样发现，将单

表 3 WZ30 合金蠕变性能数据

Table 3 Creep date of WZ30 alloy

Alloy	Test condition		Creep elongation time/h					Creep rupture time/h	Elongation/%	Reduction of area/%
	Temperature/°C	Stress/MPa	0.1%	0.2%	0.5%	1.0%	2.0%			
WZ30	980	250	176	251	320	356	391	591	48	45

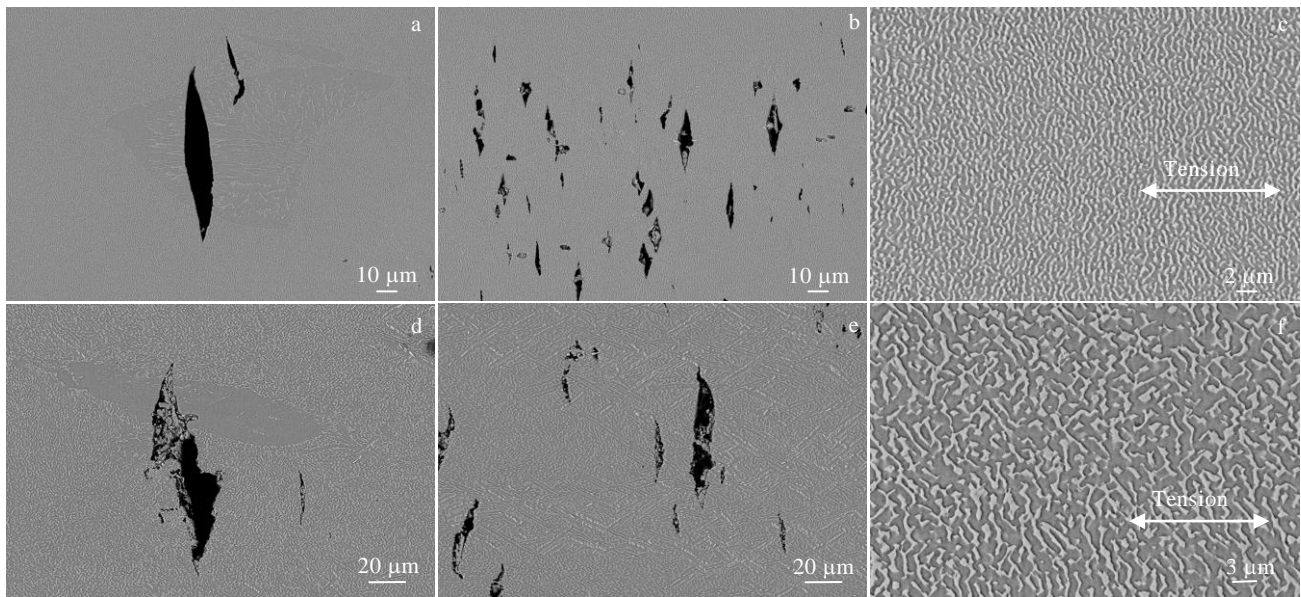


图 5 WZ30 合金持久断裂后近断口处纵截面显微组织

Fig.5 Microstructures of longitudinal sections of stress ruptured fracture for WZ30 alloy: (a~c) 980 °C, 250 MPa; (d~f) 1100 °C, 137 MPa

晶高温合金含 Re 量从 3% 提高到 6%，合金蠕变断裂性能提升了 87 °C。这主要得益于 Re 元素进入 γ 基体，增强了合金的固溶强化性能，并且随着 Re 含量的增加， γ/γ' 错配度向负值转变，该转变对蠕变性能同样有积极的影响。在以 γ 和 γ' 两相复合的镍基单晶高温合金中，Re 元素主要进入 γ 基体，并形成短程有序的 Re 原子团簇，该原子团簇可降低合金元素扩散速率，有效阻碍位错运动，抑制 γ' 相定向粗化，并增加 γ/γ' 错配度。

2.4 低周疲劳

为研究第三代单晶合金 WZ30 在 850 和 980 °C 条件下的低周疲劳性能，采用应变比 $R_\epsilon = -1$ ，三角波，频率 0.33 Hz，应变范围分别为 1.2%、1.6%、2.0% 进行了测试，并将检测结果与航空材料手册中 DD6 合金在 980 °C 下的低周疲劳性能进行对比，结果见图 6^[21]。由图可知，WZ30 的低周疲劳寿命不仅取决于外加应变幅的大小，且与温度密切相关，整体表现为随着温度和应变的增加，疲劳寿命降低。980 °C 下，WZ30 与 DD6 的低周疲劳性能对比可见，应变半幅值为 1% 时，WZ30 的疲劳寿命为 270 周次，是 DD6 的 1.2 倍。当应变半幅值为 0.6% 时，WZ30 的疲劳寿命为 5253 周次，是 DD6 的 4.2 倍，寿命远高于 DD6，表现出明显优越性。

在高温循环变形时，合金的低周疲劳寿命与蠕变和氧化 2 种损伤相关^[22]。三代单晶高温合金 WZ30 中 Re 元素添加量为 5%，DD6 属于二代单晶，Re 含量添加量仅有 2%，Re 元素可以进入 γ 基体并形成 Re 原子团簇阻

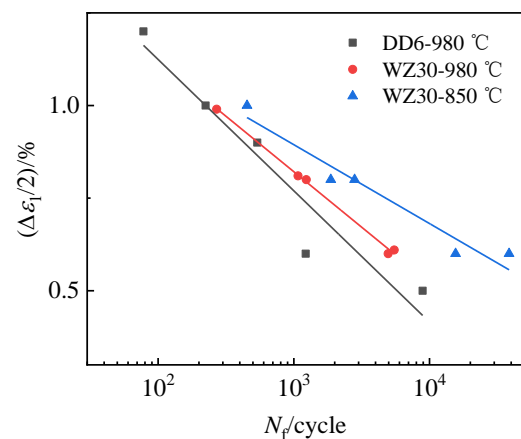


图 6 WZ30 和 DD6 合金的低周疲劳应变-寿命曲线

Fig.6 Low cycle fatigue strain-life curves of WZ30 and DD6 alloys^[21]

碍位错运动，因此对合金的蠕变抗力贡献很大。氧化可促进疲劳裂纹的形核与扩展，导致材料疲劳寿命降低。基体中的 Re 可使单晶合金的氧化膜分层，分布在中间层的富 Re 和 W 相会降低基体中 Al 元素向外的扩散速率，抑制氧化膜生长，降低氧化速率^[11]。此外，WZ30 合金中 Mo 含量仅为 0.4%，DD6 中 Mo 含量为 2%，较多的 Mo 元素在合金中会使 γ' 相氧化速率增大，使氧化膜粘附性及内聚力下降， γ' 相的抗氧化能力减弱^[23]。因此，WZ30 合金中 Re 和 Mo 的共同作用，使其低周疲劳寿命明显优于 DD6。

2.5 高温循环氧化

图 7 为 1100 °C 下 WZ30 经过 10、100 及 200 次循环后的表面形貌。随着氧化循环次数的增加，合金表面氧化加剧，逐渐出现起皮、裂纹及剥落等现象。循环氧化期间，合金经受强烈的急冷急热过程，使合金氧化膜易于开裂和剥落。合金元素形成氧化物后体积膨胀，形成 Al_2O_3 体积膨胀 92%，形成 Cr_2O_3 体积膨胀 117%^[24]。因此氧化膜与基体之间处于高应力状态，氧化层承受压应力，基体承受拉应力。随着氧化的进行，内应力不断增加，最终促使氧化膜开裂并剥落。

图 8 为 WZ30 经 200 次循环后，样品纵截面形貌及 EDS 面扫描。结合 EDS 分析结果可知，合金表面氧化物均为 3 层，最外层为富 Ni 和 O、平整且致密的柱状氧化层，经 200 次循环后外表面氧化层出现严重剥落，未在表面形成完整氧化层。中间层为富 O、Cr、Al、Ta 的混合层，最内层则为靠近基体的富 Al 和 O 的 Al_2O_3 层。图 8a 中箭头所指为合金氧化截面观察到

氧化层下存在的 γ' 消失层，这是由于在氧化过程中，合金表面的 Al 与 O 形成的氧化物标准吉布斯自由能较低，氧化初期合金表面首先生成 Al_2O_3 保护层。随着氧化时间的延长，氧化膜不断增厚，合金表面的 Al 元素不断消耗，浓度降低，使得合金内部的 Al 开始向外表面扩散， γ' 相逐渐向 γ 基体相转变，最终导致合金氧化层下面出现 γ' 消失区域^[25,26]。

图 9 为 1100 °C 下 WZ30 经不同氧化循环后截面析出相的变化情况。经 10 次氧化循环后，WZ30 显微组织没明显变化。经 100 次氧化循环后，合金中观察到明显的细长型针状相，该相主要富集元素为 Re、W、Co 等，确定为 TCP 相。200 次氧化循环后，WZ30 中的针状相数量增多，形态上没有发生熔断。

三代单晶中难熔元素 W+Mo+Ta+Re 的含量比二代单晶高出 25% 左右，固溶强化效果增强，但也增加了 TCP 相在高温蠕变持久过程和高温长时热暴露的析出倾向。Mo 是形成 TCP 相的重要元素，有研究^[7]

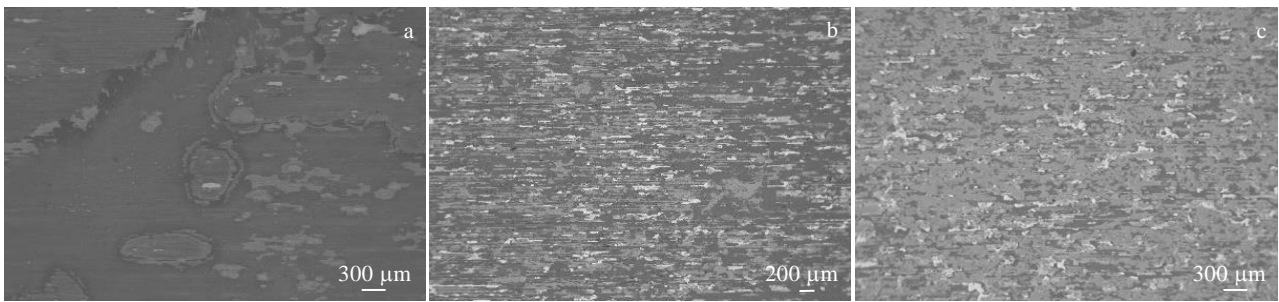


图 7 1100 °C 下，经 10、100、200 次循环氧化后 WZ30 合金的表面状态

Fig.7 Surface topography of WZ30 alloy after 10 (a), 100 (b), 200 (c) oxidation cycles at 1100 °C

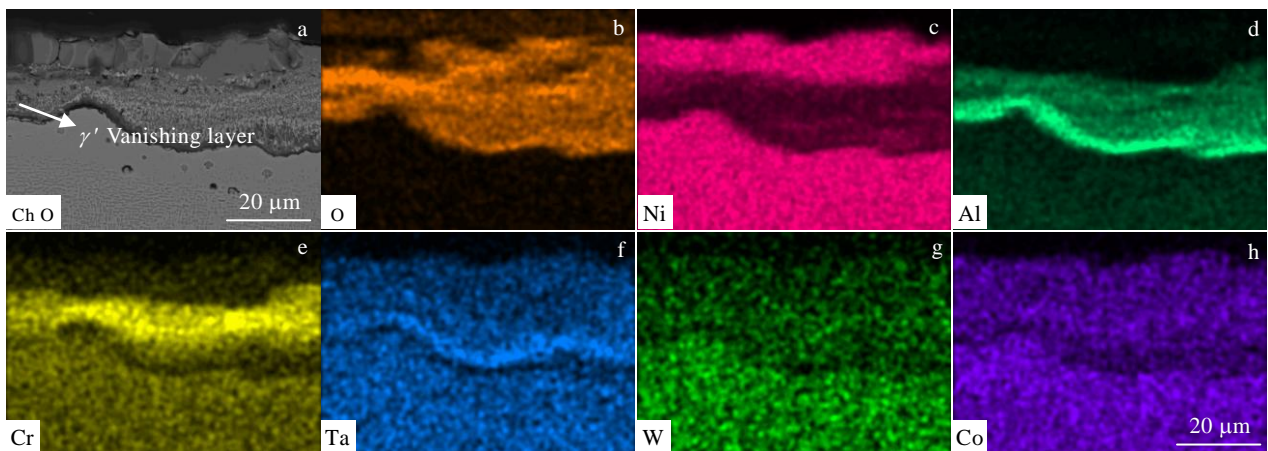


图 8 经 200 次循环后，WZ30 合金纵截面形貌及 EDS 面扫描

Fig.8 SEM morphology (a) and EDS mapping of WZ30 alloy after 200 oxidation cycles: (b) O, (c) Ni, (d) Al, (e) Cr, (f) Ta, (g) W, and (h) Co

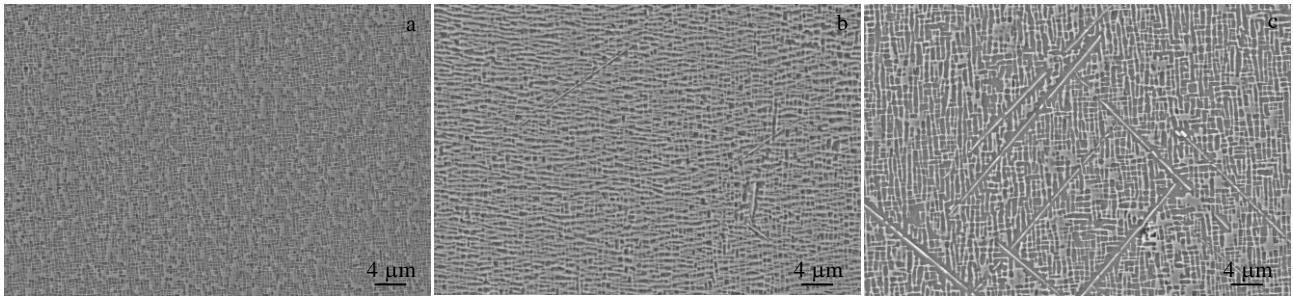


图 9 经 10、100、200 次循环后，WZ30 合金中 TCP 相变化图

Fig.9 TCP phases of WZ30 alloy after different oxidation cycles: (a) 10, (b) 100, and (c) 200

认为，镍基单晶高温合金中，Mo 元素形成 μ 相倾向最强，Re、W、Cr 次之，Nb、Co 最小，大量 μ 相析出会严重影响合金的高温持久性能，但少量的 μ 相则不会降低合金的高温持久性能。胡聘聘^[27]等人的研究发现，在基础合金中添加 1.5% 的 Mo，提高合金点阵错配度和 γ' 相正方位的同时，会强烈促进富含 Re、Mo、W 和 Cr 等元素的 P 相和 σ 相的析出。将 Mo 含量控制在较低水平，有效的控制 μ 相的析出倾向，WZ30 在 1100 °C 的高温条件下，10 次氧化循环未发现 μ 相析出，100 次循环后， μ 相析出但数量较少，200 次循环后， μ 相析出量增大。在 1100 °C 下，WZ30 表现出较好的组织稳定性。

3 结 论

1) 根据最大化蠕变强度，保持组织稳定性和抗氧化性的思路，通过热力学计算和实验验证，设计了一种含 Re 量为 5.0% 的新型单晶高温合金 WZ30。

2) WZ30 在 25, 760, 980 和 1100 °C 4 个温度下的屈服强度分别为 1003, 938, 639 和 436 MPa。与二代单晶相比，温度为 1100 °C 时，WZ30 拉伸性能优于二代单晶高温合金，低于 1000 °C 时 WZ30 与二代单晶拉伸性能相当。

3) 在 980 °C, 250 MPa 和 1100 °C, 137 MPa 实验条件下 WZ30 的持久寿命分别为 642 和 254 h。其持久寿命明显优于二代单晶合金，且在 980 °C, 250 MPa 下蠕变抗力优于三代单晶合金 DD9。

4) WZ30 的应变控制低周疲劳寿命在 980 °C 下明显优于二代单晶高温合金 DD6，当应变半幅值为 0.6% 时，WZ30 的疲劳寿命为 5253 周次。

5) 在 1100 °C 下进行循环氧化实验，经过 10 个循环后，WZ30 中未发现析出相；经过 200 个循环后，WZ30 中针状析出相略有粗化，由于 WZ30 中较低 Mo 含量，使合金表现出较好的组织稳定性和抗氧化性。

参考文献 References

- [1] Caron P. *Superalloys 2000*[C]. Warrendale, PA: TMS, 2000: 737
- [2] Zhu Ou(朱 鸥), Li Yulong(李玉龙), Zhang Yan(张 燕) *et al. Materials Reports(材料导报)*[J], 2014(S1): 372
- [3] Kawagishi K, Yeh A C, Yokokawa T *et al. Superalloys 2012*[C]. Warrendale, PA: TMS, 2012: 189
- [4] Petrushin N V, Elyutin E S, Visik E M *et al. Russian Metallurgy*[J], 2017, 11: 936
- [5] Li J R, Liu S Z, Wang X G *et al. Superalloys 2016*[C]. Warrendale, PA: TMS, 2016: 55
- [6] Czyska-Filemonowicz A, Dubiel B, Zietara M *et al. Inżynieria Materiałowa*[J], 2007, 28(3-4): 128
- [7] Ma Wenyu(马文有), Han Yafang(韩雅芳), Li Shusuo(李树索) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2006, 42(11): 1191
- [8] Tian S G, Wang M G, Li T Q *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(21-22): 5444
- [9] Tian Sugui(田素贵), Zhu Xinjie(朱新杰), Tian Ning(田宁) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2018, 28(2): 275
- [10] Li Jiarong(李嘉荣), Liu Shizhong(刘世忠), Shi Zhenxue(史振学) *et al. Journal of Iron and Steel Research(钢铁研究学报)*[J], 2011, 23(S2): 337
- [11] Liu Chunting(刘春廷), Sun Xiaofeng(孙晓峰), Ma Ji(马继) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2007, 36(8): 1407
- [12] Liu Xingang(刘心刚), Lei Qiang(雷 强), Wang Li(王 莉) *et al. Chinese Journal of Materials Research(材料研究学报)*[J], 2014, 28(6): 407
- [13] Walston W S, O'hara K S, Ross E W *et al. Superalloy 1996*[C]. Warrendale, PA: TMS, 1996: 27
- [14] Erickson G L. *Superalloys 1996*[C]. Warrendale, PA: TMS,

- 1996: 35
- [15] Wahl J B, Harris K. *Superalloys 2016*[C]. Warrendale, PA: TMS, 2016: 25
- [16] Zhang Jian, Li Jinguo, Jin Tao *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(13-14): 3051
- [17] Biss V, Kirby G N, Sponseller D L. *Metallurgical Transactions A*[J], 1976, 7(9): 1251
- [18] Yu Jinjiang(于金江), Hou Guichen(候桂臣), Zhao Nairen(赵乃仁) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(8): 1231
- [19] Li Jiarong(李嘉荣), Shi Zhenxue(史振学), Yuan Hailong(袁海龙) *et al.* *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2008, 12: 6
- [20] Heckla A, Neumeier S, Göken M *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528: 3435
- [21] China Aeronautical Materials Handbook Editorial Board. *China Aeronautical Materials Handbook Version 2*(中国航空材料手册, 第二版)[M]. Beijing: Chinese Standard Press, 2001: 816
- [22] Zhang Shichao(张仕朝). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2016, 36(1): 93
- [23] Ye Changjiang(叶长江), Li Tiefan(李铁藩), Guo Jiangting(郭建亭) *et al.* *Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection*(中国腐蚀与防护学报)[J], 1995, 15(2): 100
- [24] Stott F H, Wood G C. *Materials Science and Technology*[J], 1988, 4(12): 1072
- [25] Liu C T, Ma J, Sun X F. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 491(1-2): 522
- [26] Zhao Yunxing(赵运兴), Wang Xin(王 薪), Liu Jun(刘 军) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(10): 2695
- [27] Hu Pinpin(胡聘聘), Chen Jingyang(陈晶阳), Feng Qiang(冯强) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(2): 332

Microstructure and Properties of Third Generation Single Crystal Superalloy WZ30

Xiong Jiangying^{1,2}, Long Anping^{1,2}, Zhang Jianting^{1,2}, Wang Chong², Zhang Hai², Zhang Gaoxiang²

(1. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

(2. Shenzhen Wedge Central South Research Institute Co., Ltd, Shenzhen 518000, China)

Abstract: The content of W, Mo, Co, Cr, Al, Ta and other elements in the single crystal superalloy was optimized through experimental data and thermodynamic calculations. A new third-generation single crystal superalloy WZ30 with Re content of 5wt% was designed. The metallographic and mechanical properties of WZ30 were studied and analyzed, and the WZ30 alloy was compared with existing second-generation and third-generation single crystal superalloys. The results show that WZ30 has uniform microstructure after heat treatment. The yield strengths of WZ30 are 938, 639 and 436 MPa at 760, 980 and 1100 °C, respectively. When the temperature is higher than 1000 °C, the tensile performance of WZ30 is better than that of the second-generation single crystal superalloy. The creep rupture life of WZ30 is 642 h at 980 °C, 250 MPa and 254 h at 1100 °C, 137 MPa, which is significantly better than that of the second-generation single crystal superalloys. The low cycle fatigue life of WZ30 is better than that of the second-generation single crystal superalloy DD6 at 980 °C. WZ30 alloy has better oxidation resistance and structural stability in high temperature cyclic oxidation experiments.

Key words: third generation single crystal; WZ30; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Xiong Jiangying, Candidate for Ph. D., State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, Tel: 0086-755-82799717, E-mail: xiongjy@wedge.com.cn