

热腐蚀对高温合金力学性能的影响以及防护措施的研究进展

余竹焕, 刘蓓蕾, 王盼航, 梅自寒, 费祯宝

(西安科技大学材料科学与工程学院, 陕西西安 710054)

摘要: 高温合金因优异的高温强度, 疲劳性能、断裂韧性等综合性能, 已成为燃气涡轮发动机热端部件不可替代的关键材料。热腐蚀是造成涡轮发动机高温合金叶片失效的重要机制之一, 深入研究高温合金热腐蚀对力学性能的影响, 对发展服役条件下的热腐蚀防护措施具有重要的工程意义。本文综述了热腐蚀对高温合金疲劳性能、持久性能、蠕变性能以及其他力学性能的影响, 总结了元素调控技术, 表面防护涂层, 激光喷丸技术等高温合金的多种防护措施, 为发展耐热腐蚀高温合金提供建议。

关键词: 热腐蚀; 高温合金; 力学性能; 腐蚀防护

作者简介:

余竹焕 (1978-), 女, 博士, 副教授, 主要研究方向为镍基单晶高温合金。电话: 13891948502, E-mail: yzh0709qyy@xust.edu.cn

中图分类号: TG178

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977 (2019) 06-0550-08

基金项目:

西安科技大学优秀青年科技基金项目 (2018YQ2-12); 凝固技术国家重点实验室开放课题 (SKLSP201846); 陕西省留学人员科技活动择优资助项目 (2018047)。收稿日期:

2018-11-28 收到初稿,

2019-03-07 收到修订稿。

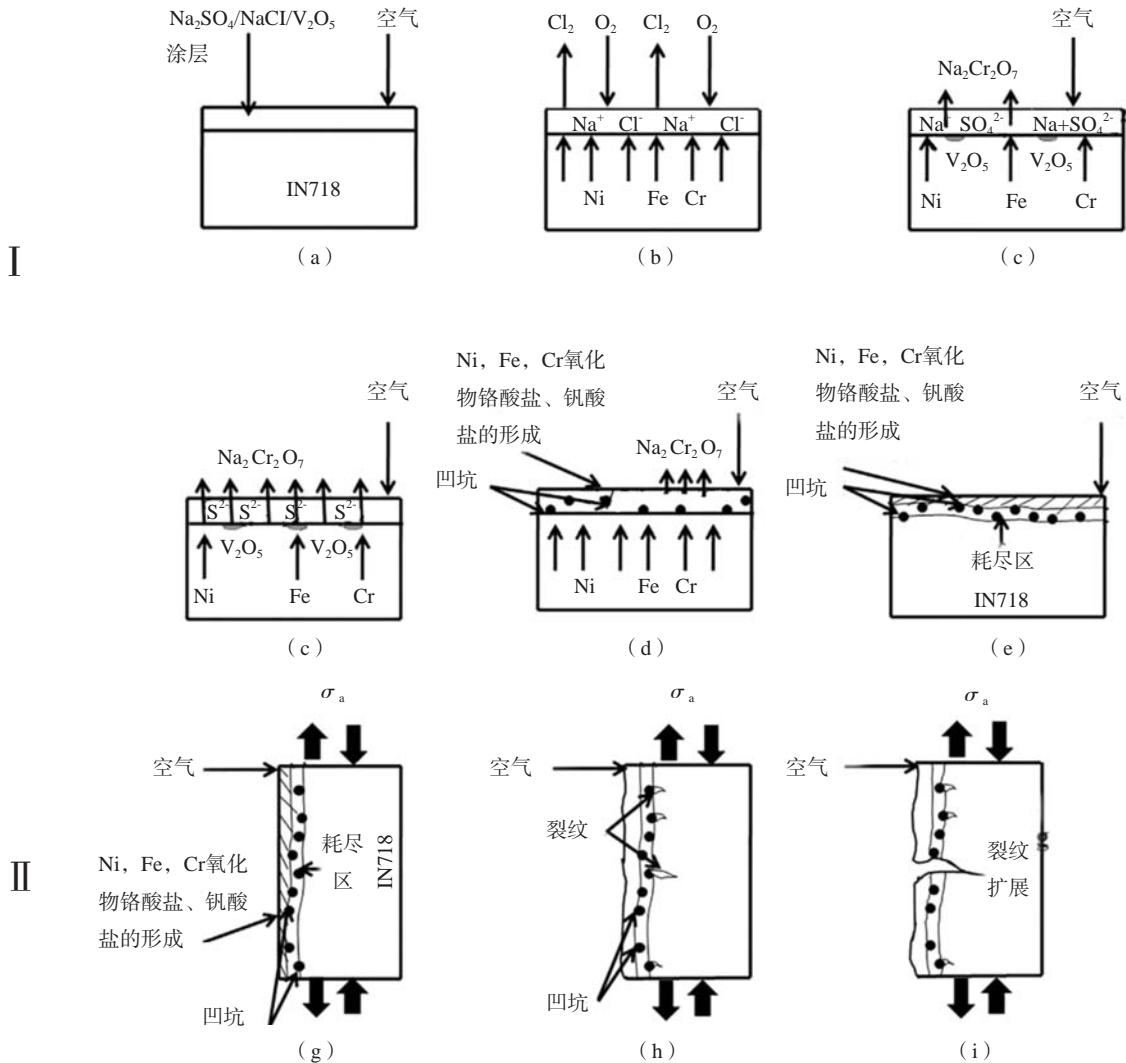
高温合金热腐蚀既存在化学腐蚀, 又存在电化学腐蚀, 既包括界面化学反应, 又包括液态熔盐对固态材料表面氧化膜的溶解^[1]。在工业燃气轮机的使用中, 燃油中含有的 S 元素在燃烧过程中会被氧化, 其产物会与海洋空气中的 NaCl 反应生成 Na₂SO₄, 在燃气轮机的热端部件形成一层破坏金属表面氧化层的熔融盐膜, 加快里层金属的氧化与硫化, 最终导致燃气轮机热端部件的早期失效^[2]。有些机件在腐蚀介质中还承受交变载荷作用, 如船舶推进器、压缩机和燃气轮机叶片, 其次燃气轮机叶片在热腐蚀过程中还会受到离心应力的作用^[3-4], 进而影响合金的疲劳性能、蠕变性能与持久寿命。因此高温合金除了具备良好的耐热腐蚀性能外, 良好的疲劳性能、蠕变性能、持久性能以及其他力学性能仍是评估叶片材料使用性能的重要因素。鉴于镍基高温合金热腐蚀行为对工业燃气轮机的发展有着重要的现实意义, 本文就热腐蚀行为对高温合金力学性能的影响以及目前主要的防护措施进行了系统的分析与概述。

1 热腐蚀对合金力学性能的影响

1.1 热腐蚀对合金疲劳性能的影响

Dhananjay Pradhan^[5]等人研究了高温合金 IN718 在 600 °C 的 75%Na₂SO₄+15%NaCl+10%V₂O₅ 盐混合物中预热腐蚀 100 h 的高周疲劳性能。结果表明, 随着热腐蚀的进行, 腐蚀初期合金表面有 Cr, Fe, Ni 氧化物生成, 盐溶液中的氯离子破坏该氧化层进入合金基体形成金属氯化物, 随后从表面蒸发形成凹坑, 为腐蚀性物质的流动提供通道。预热腐蚀试样在 600 °C 以应力控制模式进行循环加载, 在凹坑底部形成早期疲劳裂纹, 迅速扩展导致疲劳断裂, 具体过程如图 1 所示。

Yang^[6]等人研究了 DZ125 合金经过 850 °C 热腐蚀后的低周疲劳行为。结果表明, 盐涂覆试样失效的原因与热腐蚀引起的再结晶、合金表面裸露区域的减少有关。在腐蚀前 (图 2a), 合金表面涂覆熔盐会形成保护性氧化层 (主要是 Cr₂O₃ 和 Al₂O₃), 高温热腐蚀与低周疲劳过程的进行引起合金表面保护性氧化层的破坏, 促使再结晶形成许多小晶粒 (图 2b), 在拉伸载荷作用下, 裂纹在晶界处萌生 (图 2c)。



(I) 热腐蚀, (II) 疲劳裂纹萌生和生长

图1 高周疲劳过程中热腐蚀与裂纹萌生/生长机理

Fig. 1 Mechanism of hot corrosion and crack initiation/growth during high cycle fatigue

工业上有些机件在工作时同时承受腐蚀介质与交变载荷的作用, 而腐蚀/疲劳的交互作用过程十分复杂, 是材料失效的重要原因。目前有两种模型可以表示合金的腐蚀/疲劳机理:

(1) 点腐蚀与应力控制形成裂纹模型。金属在热腐蚀作用下表面会形成点蚀坑, 如图3所示。在半圆点蚀坑处由于应力集中, 受力后易产生滑移 (图3a), 滑移形成台阶BC、DE (图3b), 台阶在腐蚀介质作用下溶解, 形成新表面B' C' C (图3c), 在反向加载时, 沿滑移线B C' B形成裂纹 (图3d) [7]。

(2) 保护膜破裂形成裂纹模型。金属在热腐蚀过程中首先发生氧化反应形成保护膜。由于保护膜与金属基体比容不一, 因而在膜形成过程中金属表面存在附加压力, 此应力与外加应力叠加, 使表面产生滑移。在滑移处保护膜破裂露出新鲜表面, 从而继续进行热腐蚀过程。破裂处是阳极, 在交变应力作用下阳

极溶解形成裂纹, 如图4所示[7]。

Qi[8]等人研究发现合金疲劳试验前进行热腐蚀会影响裂纹萌生机制。未进行热腐蚀的试样疲劳裂纹起源于近表面的缺陷并向合金内部移动, 表面下引发的裂纹是主要的损伤机制, 而经过腐蚀/疲劳处理过的试样的裂纹成核始于腐蚀产物剥落的多个表面位置。

综合以上分析可知, 热腐蚀后高温合金疲劳寿命下降与凹坑、缺陷、化合物的形成、热腐蚀侵蚀引起的再结晶有关。而腐蚀/疲劳的交互作用过程十分复杂, 目前已有两种模型可以表示合金的腐蚀/疲劳机理, 点腐蚀与应力控制形成裂纹模型和保护膜破裂形成裂纹模型。

1.2 热腐蚀对合金持久性能的影响

M. Yoshida[9]研究发现, 热腐蚀会引起高温合金持久性能的下降, 这是因为在热腐蚀过程中合金表面氧

化膜的破坏与内部硫化物的生成会形成松散腐蚀层，进而促进裂纹的萌生与扩展。J. Swaminathan^[10]研究了在650~750℃条件下，钒腐蚀对Superni-600合金持久性能的影响，结果表明，合金持久寿命的减少归因于外加应力作用下保护层的开裂，腐蚀性沉积物引起的保护性氧化层的熔化以及晶界处空洞的形成。Ding^[11]等人研究了热腐蚀对DZ466高温合金持久性能的影响，结果发现DZ466高温合金没有水平晶界，但由于碳化物和残余共晶的存在，改变了合金表面以及基体中的裂纹萌生与扩展。对于未涂盐合金，微裂纹主要形成于粗的碳化物周围（图5a、c、e），而涂盐合金的微裂纹主要分布于共晶周围（图5b、d、f）。碳化物周围产生表面裂纹的原因有两种，首先是Cr元素富集区会析出碳化物，使碳化物周围产生贫Cr区，这降低了抗氧化与耐腐蚀性并促进了该区域的裂纹萌生。其次，由于碳化物的化学稳定性差，在腐蚀环境中会因氧化或硫化作用被分解，为表面裂纹提供了晶核，并在拉伸应力作用下扩展到基体中。

综合以上分析可知，高温合金经热腐蚀后持久性能下降的原因有：松散腐蚀层的形成，表面氧化膜的破坏以及合金晶界强度的降低。裂纹的产生与扩散主要在碳化物与共晶组织的周围进行。

1.3 热腐蚀对合金蠕变性能的影响

张源虎^[12]等人研究了单晶合金DD3在混合盐中的蠕变性能。结果发现，在应力作用下，盐涂覆合金表面生成的硫化物侵入合金形成Ni-Ni₃S₂低熔点共晶，随后氧化生成NiO与Ni₃S₂，这种腐蚀物不仅会破坏合金结构，还为S的向内扩散、金属原子的向外迁移提供有利通道，进而产生许多微裂纹；盐涂覆合金与裸露合金相比蠕变断裂寿命下降约71%，伸长率下降约64%。Amin Homaeian^[13]研究了617合金热腐蚀后的蠕变行为，结果发现热腐蚀降低晶界粘结强度，随后在横向晶界处出现大量空穴，抑制了裂纹分支和应力应变均匀分布，进一步加速了蠕变速率，导致合金断裂延展性和持久寿命的显著下降。Mannava^[14]等人对高温合金

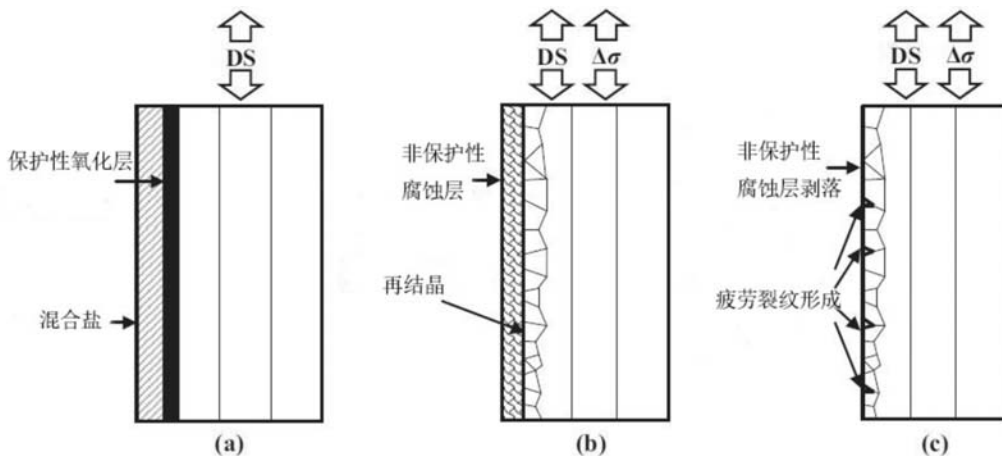


图2 高温热腐蚀与低周疲劳过程促使合金失效的机理示意图

Fig. 2 Schematic illustration of failure mechanism during HTHC assisted LCF failure

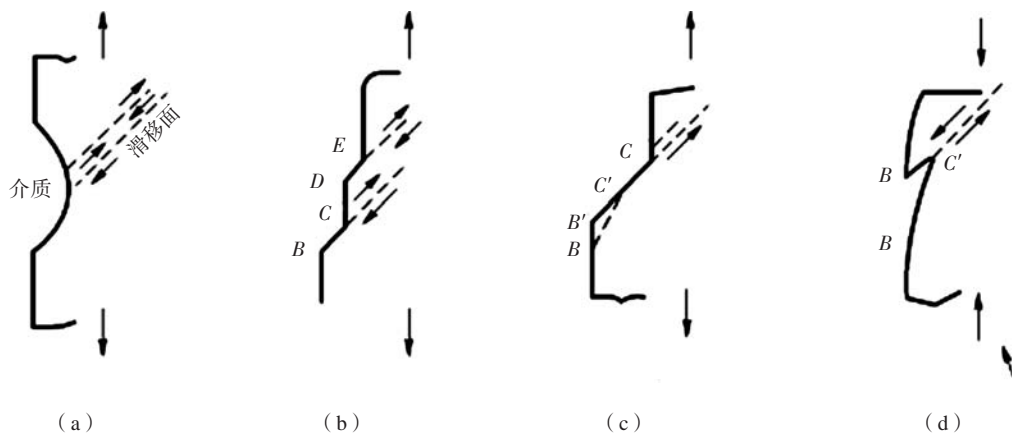


图3 点腐蚀与应力控制形成裂纹示意图

Fig. 3 Schematic diagram of crack formation by pitting corrosion and stress control

的热腐蚀-蠕变相互作用进行了讨论，当给腐蚀试样施加恒定载荷时，凹坑作为裂纹萌生点，开始向基体内扩展，随后，硫（S）和氧（O）元素可能进入裂纹区域，形成相应的硫化物和氧化物，裂纹周围的Ni₃Al析出物和Cr₂₃C₆（形成Cr₂O₃氧化物）会参与直接氧化形成氧化物，使晶界处Ni₃Al析出物和Cr₂₃C₆碳化物的体积分数下降。另一方面，蠕变也伴随着热腐蚀而发生。在蠕变过程中，由于合金元素向裂纹区域扩散，碳化物与晶界面处形成空洞，且基体和晶界处Ni₃Al和Cr₂₃C₆相体积分数减小，使阻碍位错运动的障碍物减少；经过一定时间，由于蠕变引起的表面裂纹和空洞的扩展结合在一起，导致裂纹扩展速度加快（图6）^[14]。

综合以上分析可知，高温合金蠕变性能的下降低

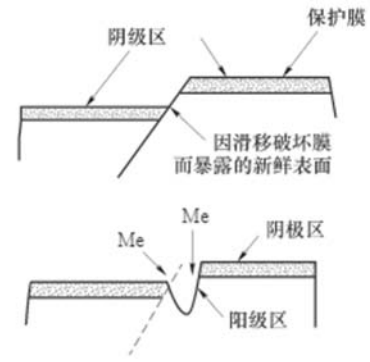


图4 保护膜破裂形成裂纹示意图
Fig. 4 Schematic diagram of crack formation by protective film cracking

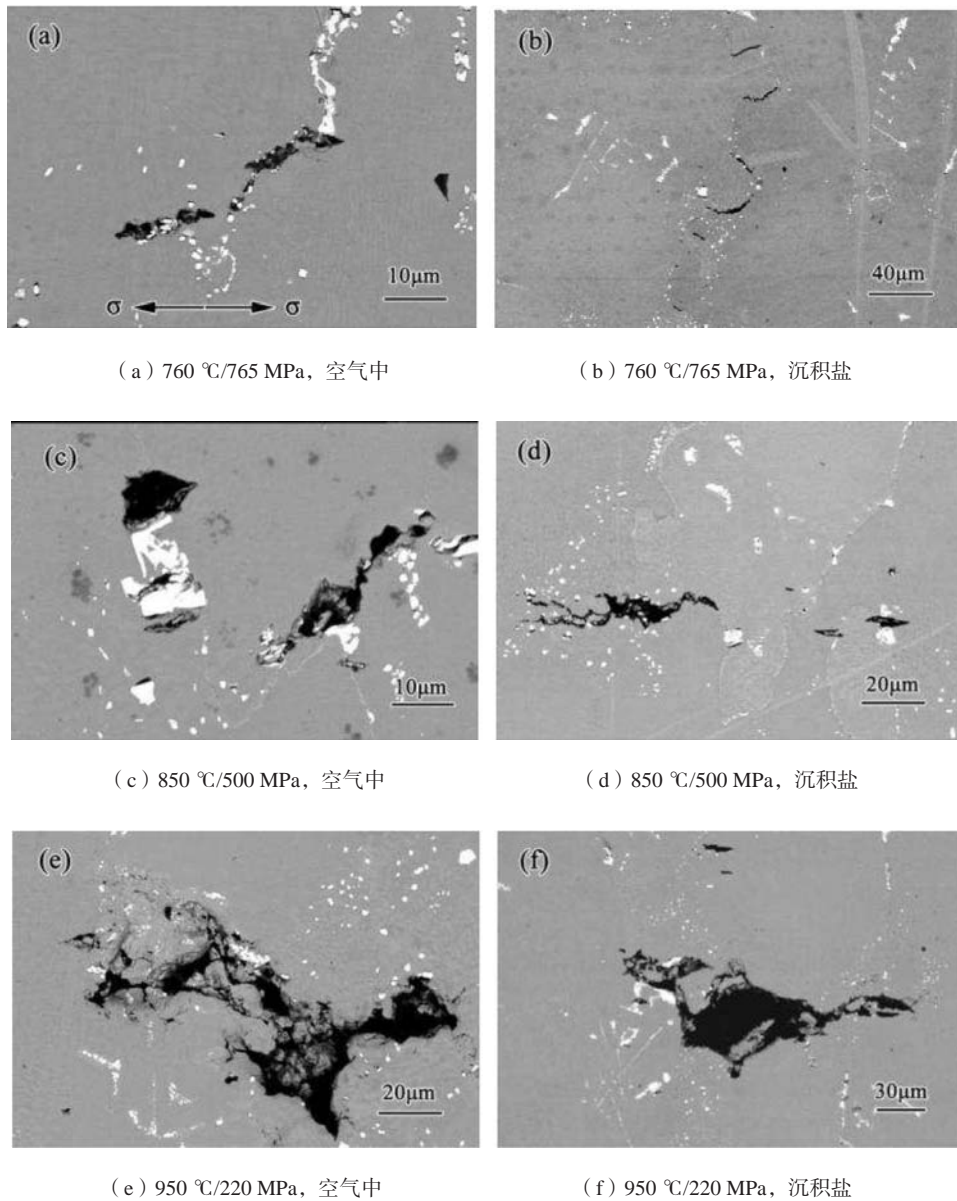


图5 持久试验后DZ466高温合金基体上的裂纹形貌

Fig. 5 Crack morphology in matrix of DZ466 superalloy after rupture tests at different temperatures and stresses

决于热腐蚀产生的腐蚀物、合金表面的微裂纹、以及晶界粘结强度下降等因素。高温合金的热腐蚀与蠕变是相互作用的，对裂纹的萌生与扩展有着重要的影响。

1.4 热腐蚀对合金其他力学性能的影响

姜学明^[15]等人对经过650 °C, 100 h热腐蚀处理的IN718合金进行拉伸试验, 结果发现合金经过热腐蚀会有Ni、S化物在晶界处优先形成, 高温拉伸塑性有所下降。Dong^[16]等人研究了熔盐对Ni-20%Cr-18%W(质量分数)基高温合金力学性能的影响, 结果发现热腐蚀过程中腐蚀产物Ni₃S₂是表面裂缝的来源, 腐蚀层外层由具有许多孔隙和裂缝的粗颗粒组成(如图7), 为裂纹的萌生与扩展提供场所, 分别经过5 h, 10 h, 20 h的热腐蚀, 合金表面变得更加粗糙且存在缺陷, 拉伸强度和伸长率从原始的1 023 MPa、15%降至771 MPa、7%, 814 MPa、9%, 539 MPa、3%。值得注意的是, 热腐蚀过程析出的碳化物会阻碍位错运动, 抑制晶界滑动, 进而形成锯齿状晶界, 这有助于防止空腔的形成与连接, 改善合金的力学性能。正因为熔盐破坏与热腐蚀过程中碳化物和锯齿状晶界的强化作用之间存在的竞争关系, 腐蚀10 h试样的拉伸强度和伸长率要比腐蚀5 h的高。

Jian Wang^[17]等人研究了镍基高温合金热腐蚀处理后合金的组织演变过程。结果发现, 在热腐蚀过程中, 合金晶界结构由不连续粗化结构发展到半连续最终变为连续结构, 包括M₂₃C₆, γ', η, M₆C和δ的各种衍生相的依次形成, 且由于三级γ'相的消失, 二级γ'相逐渐粗化并发生聚集, 导致合金在室温和900 °C时屈服强度下降。

2 热腐蚀防护措施

2.1 元素调控技术

对于高温合金来说, 不同的合金元素对合金的性能起着不同的作用, 所以最简单的热腐蚀防护措施即为合金元素的调控。在NaCl腐蚀溶液中金属的抗点蚀优越性能依次为: Ta>Nb> Ti>Cr> Zr> Al^[18]。Han^[3]研究发现腐蚀区域内富Ta的(Cr, Ti) TaO₄层会引起元素扩散的延迟, 降低热腐蚀动力学。张匀^[19]等人研究发现, Nb可以改变合金表面氧化层的组成, 含铬量较低时, 加Nb会损害其抗腐蚀性能, 含铬量中等, 合金表面形成Cr₂O₃氧化膜, 加入一定量的Nb又是有益的。管秀荣^[20-22]发现, 合金中加入Ti、Cr、Ru后, 均能促使合金表层形成致密、连续的Cr₂O₃, 改善氧化膜的附着性。然而邱杰^[23]等人研究表明, 合金的耐热腐蚀性能受Cr含量的影响较大, 当合金中Cr含量大于20%时会导致腐蚀过程的加剧进行。经国内外学者进一步研究, 发现15%的Cr含量是高温合金具有足够抗热腐蚀能力

的临界值^[24]。

李淑云^[25]等人研究发现, Co含量的增加有益于合金在热腐蚀孕育期形成连续的保护性氧化膜, 提高氧化膜的粘附性。然而胡本芙^[26]等人采用降Co加La的方法来改善合金的抗热腐蚀性能, 分析表明, 在高温熔盐环境中, 降低Co含量添加0.1%La可以显著减少合金的穿透腐蚀厚度, 其抗热腐蚀性能会提高两倍多。

W、Mo元素对合金基体有着很强的固溶强化作用。根据我国抗热腐蚀高温合金的实际生产经验, 提高合金抗热腐蚀性能的同时, 保证合金有足够固溶效果使其具有预期的力学性能, 应在提高W/Mo比的同时保证5%~15%总量的难熔金属元素(W、Mo、Ta等)。

近年来, 稀土元素在合金中的作用得到人们越来越多的关注。研究发现, 加入微量的铈、镨、镧(La)和钕等稀土元素的合金中, 可以减少合金有害元素(氧、氮、硫)的含量, 提高合金表层氧化膜的稳定性, 增强抗高温氧化及热腐蚀性能^[24]。

综合以上分析可知, 不同合金元素对合金热腐蚀性能的影响及其作用均有差异。为了同时兼顾合金的热腐蚀性能、力学性能与组织稳定性, 应多次试验, 选择最佳的合金元素及其含量。

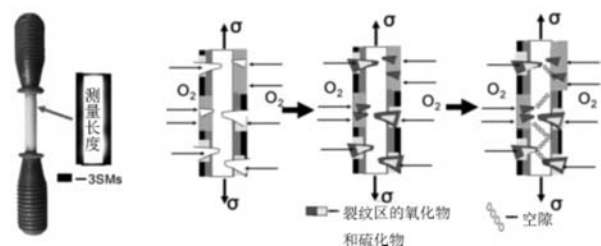


图6 Nimonic263在800 °C、3SMs下的热腐蚀-蠕变相互作用机理示意图

Fig. 6 Schematic diagram of plausible hot corrosion-creep interaction mechanism of Nimonic263 at 800 °C with 3SMs

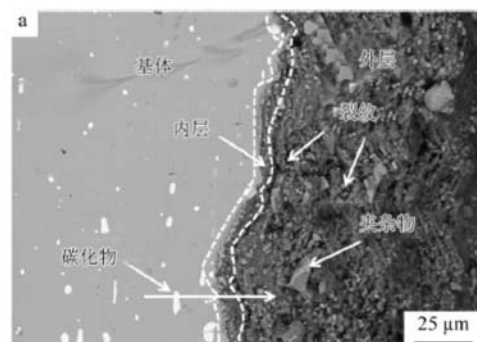


图7 合金在700 °C, 经过15 h热腐蚀后的横截面形貌图

Fig. 7 Cross-sectional SEM image of specimen after hot corrosion in a mixture melt at 700 °C for 15 h

2.2 表面防护涂层

合金在高温环境中容易发生高温氧化与热腐蚀^[27]。研究发现,通过调整合金成分、添加微量元素,高温合金的抗热腐蚀性能已经有了一定提高^[28],但合金化元素的添加易导致合金组织不稳定,因此又有学者提出在合金表面涂覆防护涂层来达到隔热、抗腐蚀效果。

简单铝化物涂层脆性大,抗疲劳蠕变性能差,在腐蚀环境中会由于氧化物的剥落导致涂层失效^[29]。已有学者将Si、Ti、Pd和Zr等元素引入到铝化物涂层中改善氧化层的附着力。Si改性铝化物涂层具有优异的抗热腐蚀性,主要由于Si与W元素形成的NiWSi相会阻止W元素在表层富集,减缓酸性腐蚀。吴多利^[30]研究发现Al-Ti涂层在腐蚀100 h后表面的腐蚀产物比较致密、连续,临近枝晶干处的腐蚀产物晶粒度普遍比较细小,也没有剥落现象,具有优异的抗热腐蚀性能。何大雄^[31]等人在研究中发现涂层中添加元素Pd,能减少基体元素W和Mo等向涂层扩散,延缓 β 相的退化,从而延长其高温腐蚀寿命。C. Y. Jiang^[32]等人研究发现,由于Zr与S、Cl的有利作用,Zr掺杂涂层比传统铝化物涂层以及(Ni, Pt) Al涂层均表现出更优异的耐热腐蚀性能。

热障涂层(TBC)是提高涡轮机工作温度最有效的方法之一^[33-34]。TBC由隔热性能优良的陶瓷面层和金属粘结层构成,在高温条件下,金属粘结层与陶瓷层间会生成热生长氧化膜(TGO),可以阻碍有害元素O、S等向粘结层和基体内扩散,对基体形成有效保护^[35]。任维鹏^[36]发现(6~8) wt.% $Y_2O_3/CoCrAlY$ 型双层结构的热障涂层可很大程度改善DZ466合金的抗熔盐热腐蚀性能。A. S. Parlakyigit^[37]等人研究发现,在高温烧结后陶瓷层的层密度增大,孔隙度降低,硬度随之增加,但在高温氧化中却降低了涂层的变形能力。

综合以上分析可知,防护涂层的提出解决了合金化元素的添加导致的合金组织不稳定问题,但每一种防护涂层在改善合金耐腐蚀性能的同时又存在其他不利影响,因此目前还未能形成一种通用性较强的热腐蚀防护涂层。

2.3 激光喷丸(LP)技术

激光喷丸(LP)是一种新型的表面强化技术,通过高压冲击波的作用使材料发生塑性变形,进而形成高的残余压应力,诱导材料表层的位错增殖和晶粒细化^[38],最终提高材料的表面性能。杨颖秋^[39]等人在Inconel X-750镍基合金抗热腐蚀研究中发现,经过能量为9 J的激光喷丸处理过的试样比未处理过的试样腐蚀速率降低53%,腐蚀层深度减小到原有的46%,表明LP诱导的晶粒细化与残余应力层能有效阻止S和O的浸透。D. Karthik^[40]等人用不同的激光参数对Inconel

600镍基高温合金进行喷丸实验,结果发现处理过的合金晶粒有明显细化,并且降低了材料的电化学腐蚀速率。Dhananjay Pradhan^[41]通过超声喷丸处理形成约82 nm的晶粒,改善了高温合金IN718在700 °C、60wt.% $Na_2SO_4+40wt.% V_2O_5$ 中的耐热腐蚀性,促进了 Cr_2O_3 的高保护层的形成。

综合以上分析可知,激光喷丸技术作为一种新的防护措施,可以通过细化晶粒、阻止S、O元素侵入基体以及在合金表面形成保护层等方式来有效改善合金的耐热腐蚀性能。

2.4 其他表面强化技术

孔涛^[42]等人研究发现镍包覆 Y_2O_3 颗粒为保护性氧化膜 Cr_2O_3 提供形核位置, Cr_2O_3 氧化膜可以有效阻止硫向基体内部扩散,延长了热腐蚀过程的孕育期,使合金具有优良的抗热腐蚀性。周新星^[43]等人发现高频感应熔覆方法得到的合金涂层无裂纹存在,且加热时间较长的合金涂层组织更均匀。杨盛志^[44]等人研究发现强流脉冲电子束辐照可以显著改善GH4169合金的耐腐蚀性能,但由于1次辐照会使样品上产生较大的熔坑密度,熔坑会破坏保护膜的连续性,因此需要多次辐照样品,表面熔坑密度降低,耐腐蚀性能才会得到明显改善。Jinlong Lü^[45]通过研究纳米/超细晶粒合金690在高温硼酸盐溶液中的耐蚀性,发现晶粒细化可促进合金表面 Cr_2O_3 的形成,同时抑制尖晶石型氧化物形成,可促进合金耐腐蚀性能。王盼航^[46]等人为了节约成本,采用预氧化处理使合金氧化形成优良致密的氧化膜,阻碍合金在工作期间的氧化和腐蚀。

综合以上分析可知,镍包覆 Y_2O_3 颗粒、高频感应熔覆方法制备涂层、强流脉冲电子束辐照等方法可以在外部改善合金耐热腐蚀性能,纳米/超细晶粒合金的制备、合金的预氧化处理等方法可以对合金自身进行改进来提高其耐热腐蚀性能。

3 结论与展望

随着我国航空航天及能源技术的发展,未来对高温合金的工作温度提出了更高的要求,必须对高温条件下的腐蚀现象加以解决。通过对热腐蚀后高温合金的力学性能以及防护措施进行综述,得出结论如下:

(1)在一定温度下,盐涂覆高温合金经过热腐蚀后的疲劳性能、持久性能、蠕变性能以及其他力学性能均存在下降趋势,合金受到严重损害。

(2)热腐蚀后高温合金疲劳寿命下降与凹坑、缺陷、化合物的形成、热腐蚀侵蚀引起的再结晶有关。持久性能下降与合金表面承载能力的下降,表面氧化膜的破坏以及合金晶界强度的降低有关。蠕变性能的

下降与热腐蚀产生的腐蚀物、合金表面的微裂纹、以及晶界粘结强度下降有关。

(3) 着重分析了高温合金热腐蚀防护措施,总结了元素优化技术、表面防护涂层、激光喷丸(LP)技术以及其他表面强化技术等防护措施,并比较了各措施的优缺点。

热腐蚀使高温合金力学性能受到严重损害,高温合金牌号不同,热腐蚀后其力学性能也有所差异。目前国内外学者对合金热腐蚀后的力学性能研究甚少,未能对其力学性能的影响得出统一规律,且影响机理仍需完善,因此热腐蚀对合金力学性能的影响还有待于研究。同时,国内外研究出的热腐蚀防护措施均有利弊,无法大幅度提高合金的耐热腐蚀性能,且由于热腐蚀影响因素十分复杂,在研究防护措施时更应考虑其多样化,有效减少高温合金因热腐蚀而产生的损失。

参考文献:

- [1] 李倩. 几种镍基合金的高温抗氧化和耐腐蚀性能研究 [D]. 长沙: 中南大学, 2009.
- [2] 隆小庆. 燃气涡轮发动机高温部件热腐蚀化学反应机理的探讨 [J]. 中国民航学院学报(综合版), 1994, 12(1): 45-53.
- [3] HAN F F, CHANG J X, LI H, et al. Influence of Ta content on hot corrosion behaviour of a directionally solidified nickel base superalloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 619: 102-108.
- [4] WANG W Z, JIN T, JIA J H, et al. Effects of cobalt on creep rupture properties and dislocation structures in nickel base superalloys [J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 624: 220-228.
- [5] PRADHAN D, MAHOBIA G S, CHATTOPADHYAY K, et al. Effect of pre hot corrosion on high cycle fatigue behavior of the superalloy IN718 at 600°C [J]. International Journal of Fatigue, 2018, 114: 120-129.
- [6] YANG X, LI S, QI H. Effect of high-temperature hot corrosion on the low cycle fatigue behavior of a directionally solidified nickel-base superalloy [J]. International Journal of Fatigue, 2015, 70: 106-113.
- [7] 沙桂英. 材料的力学性能 [M]. 北京: 北京理工大学出版社, 2015: 143-144.
- [8] QI H Y, YANG J S, YANG X G, et al. Low-cycle fatigue behavior of a directionally solidified Ni-based superalloy subjected to gas hot corrosion pre-exposure [J]. Rare Metals, 2019, 38(3): 227-232.
- [9] YOSHIBA M, MIYAGAWA O, MIZUNO H, et al. Effect of environmental factors on the creep rupture properties of a nickel-base superalloy subjected to hot corrosion [J]. Transactions of the Japan institute of metals, 1988, 29(1): 26-41.
- [10] SWAMINATHAN J, RAGHAVAN S. Effect of vanadic corrosion on creep-rupture properties of supermi-600 at 650-750°C [J]. Materials at High Temperatures, 2016, 10(4): 242-250.
- [11] DING X F, CHEN X D, LI Q, et al. Effect of salt-deposit hot corrosion on creep rupture behaviors of DZ466 superalloy [C]//Materials Science Forum. Trans Tech Publications, 2016, 850: 56-65.
- [12] 张源虎, 曹鹏, 方炜, 等. 单晶DD3合金在混合盐介质中的蠕变和断裂特性 [J]. 金属学报, 1994, 30(8): 368-373.
- [13] HOMAEIAN A, ALIZADEH M. Interaction of hot corrosion and creep in alloy 617 [J]. Engineering Failure Analysis, 2016, 66: 373-384.
- [14] MANNAVA V, SAMBASIVARAO A, PAULOSE N, et al. An investigation of oxidation/hot corrosion-creep interaction at 800°C in a Ni-base superalloy coated with salt mixture deposits of Na₂SO₄-NaCl-NaVO₃ [J]. Corrosion Science, 2019, 147: 283-298.
- [15] 姜学明, 孙文儒, 郭守仁, 等. IN718高温合金热腐蚀行为及其对力学性能的影响 [J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 37(2): 259-263.
- [16] DONG R F, ZHANG T B, HU R, et al. Hot corrosion behavior and mechanical properties degradation of a Ni-Cr-W-based superalloy [J]. Rare Metals, 2017, 36(1): 23-31.
- [17] WANG J, ZHOU L, SHENG L, et al. The microstructure evolution and its effect on the mechanical properties of a hot-corrosion resistant Ni-based superalloy during long-term thermal exposure [J]. Materials & Design, 2012, 39: 55-62.
- [18] 马敬翔, 刘光明, 曾潮流, 等. 镍基高温合金M17和M38G的电化学腐蚀行为研究 [J]. 表面技术, 2006, 35(4): 15-17, 33.
- [19] 张匀, 赵洪恩, 郭延芬, 等. 铈对镍基铸造高温合金抗热腐蚀性能的影响 [J]. 中国腐蚀与防护学报, 1983, 3(1): 46-52.
- [20] 管秀荣, 魏健, 刘恩泽, 等. Ti含量对镍基高温合金抗热腐蚀性能的影响 [J]. 稀有金属材料与工程, 2012, 41(11): 1990-1994.
- [21] 管秀荣, 关英双, 纪慧思, 等. 不同Cr含量对镍基高温合金抗热腐蚀性能的影响 [J]. 材料热处理学报, 2014, 35(s1): 58-61.
- [22] 管秀荣, 关英双, 纪慧思, 等. 不同Ru含量的镍基高温合金热腐蚀研究 [J]. 材料科学与工艺, 2013, 21(2): 108-112.
- [23] 邱杰, 邹扬, 李志军, 等. 不同Cr含量的镍基高温合金在LiF-NaF-KF熔盐中的腐蚀行为 [J]. 核技术, 2015, 38(7): 59-64.
- [24] 赵德孜. 海洋环境下燃气轮机涡轮叶片的热腐蚀与防护 [J]. 装备环境工程, 2011, 8(5): 100-103.
- [25] 李淑云, 关德林. 镍基高温合金中钴对抗热腐蚀性能的影响 [J]. 黑龙江冶金, 2000(1): 5-8, 39.
- [26] 胡本芙, 范垂孚, 宋绍琪. 加镧对减钴的镍基高温合金热腐蚀性能的影响 [J]. 北京钢铁学院学报, 1982(S1): 107-113.
- [27] 于萍, 王亚权. 稀土改性及渗铝处理对K38高温合金热腐蚀行为的影响 [J]. 腐蚀科学与防护技术, 2008, 20(1): 5-7.
- [28] KIM M T, JUNG J S. Codeposition of Al and Si onto a low carbon steel using silicon dioxide and aluminum and its hot temperature oxidation properties [J]. Surface and Coatings Technology, 2002, 161(2-3): 218-223.
- [29] FELTEN E J, PETTIT F S. Development, growth, and adhesion of Al₂O₃ on platinum-aluminum alloys [J]. Oxidation of Metals, 1976,

- 10 (3) : 189-223.
- [30] 吴多利, 张洪宇, 韦华, 等. 4种改性的铝化物涂层对DZ38G合金热腐蚀性能的影响 [J]. 中国腐蚀与防护学报, 2014, 34 (6) : 502-506.
- [31] 何大雄, 管恒荣, 姜晓霞, 等. 钎改性镍基高温合金铝化物涂层的组织和热腐蚀性能 [J]. 航空材料学报, 2000, 20 (1) : 27-32.
- [32] JIANG C Y, YANG Y F, ZHANG Z Y, et al. A Zr-doped single-phase Pt-modified aluminide coating and the enhanced hot corrosion resistance [J]. Corrosion Science, 2018, 133: 406-416.
- [33] LEVI C G. Emerging materials and processes for thermal barrier systems [J]. Current Opinion in Solid State and Materials Science, 2004, 8 (1) : 77-91.
- [34] Stöver D, Pracht G, Lehmann H, et al. New material concepts for the next generation of plasma-sprayed thermal barrier coatings [J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2004, 13 (1) : 76-83.
- [35] 石佳, 魏亮亮, 张宝鹏, 等. 等离子物理气相沉积热障涂层研究进展 [J]. 航空材料学报, 2018, 38 (2) : 1-9.
- [36] 任维鹏, 李青, 李相辉, 等. 定向镍基高温合金DZ466及其热障涂层的抗热腐蚀性能 [J]. 金属热处理, 2018, 43 (8) : 213-219.
- [37] PARLAKYIGIT A S, GULMEZ T, KARAOGLANLI A C. Evaluation of mixed oxide formation and sintering behavior in thermal barrier coatings on nickel-based superalloy [J]. Materials Science & Engineering Technology, 2018, 49 (6) : 822-833.
- [38] 杨颖秋. 激光喷丸强化镍基高温合金Inconel X-750抗热腐蚀性能研究 [D]. 镇江: 江苏大学, 2017.
- [39] 杨颖秋, 周建忠, 盛杰, 等. Inconel X-750镍基合金激光喷丸抗热腐蚀性能及机理 [J]. 光学学报, 2017, 37 (6) : 160-166.
- [40] KARTHIK D, SWAROOP S. Laser shock peening enhanced corrosion properties in a nickel based Inconel 600 superalloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 694: 1309-1319.
- [41] PRADHAN D, MAHOBIA G S, CHATTOPADHYAY K, et al. Severe hot corrosion of the superalloy IN718 in mixed salts of Na_2SO_4 and V_2O_5 at 700°C [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2018, 27 (8) : 4235-4243.
- [42] 孔涛, 熊惟皓, 张志力, 等. 镍包覆 Y_2O_3 颗粒弥散强化镍基高温合金的抗热腐蚀性能 [J]. 机械工程材料, 2013, 37 (11) : 43-48, 54.
- [43] 周新星, 林晨, 刘方强. 加热时间对高频感应熔覆镍基合金涂层耐腐蚀性能的影响 [J]. 金属热处理, 2014, 39 (4) : 101-103.
- [44] 杨盛志, 王晓彤, 李艳, 等. 强流脉冲电子束作用下镍基高温合金GH4169的微观结构及腐蚀性能 [J]. 机械工程学报, 2015, 51 (12) : 50-56.
- [45] LÜ J. Effect of grain size on mechanical property and corrosion resistance of the Ni-based alloy 690 [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2018, 34 (9) : 1685-1691.
- [46] 王盼航, 余竹焕, 张洋, 等. 预氧化对一种镍基单晶高温合金的热腐蚀影响 [J]. 材料科学与工艺, 2018 (6) : 1-8.

Research Progress on the Influence of Hot Corrosion on Mechanical Properties of Superalloys and Protective Measures

YU Zhu-huan, LIU Bei-lei, WANG Pan-hang, MEI Zi-han, FEI Zhen-bao

(College of Material Science and Engineering, Xi'an University of Science and Technology, Xi'an 710054, Shaanxi, China)

Abstract:

Superalloys have become the irreplaceable key materials for gas turbine engine hot end components due to their excellent high temperature strength, fatigue properties, fracture toughness, etc. Hot corrosion is one of the important mechanisms for the failure of high temperature alloy blades in turbine engines, therefore, it is of great engineering significance to clarify the influence of hot corrosion of superalloys on mechanical properties, and to develop hot corrosion protection measures under service conditions. This paper reviews the effects of hot corrosion on the fatigue properties, rupture properties, creep properties and other mechanical properties of superalloys, and summarizes various protective measures for elemental control technology, surface protective coatings and laser peening, which can provide development suggestions for the study of hot corrosion properties of superalloys.

Key words:

hot corrosion; superalloy; mechanical properties; corrosion protection