

固溶冷却方式对一种难变形镍基高温合金 显微组织和力学性能的影响

王广磊^{1, 2}, 段然^{1, 2}, 黄烁^{1, 2}, 曲敬龙^{1, 2}, 杜金辉^{1, 2}, 赵光普^{1, 2}

1. 北京钢研高纳科技股份有限公司 北京 100081

2. 四川钢研高纳锻造有限责任公司 四川德阳 618000

摘要: 研究了固溶冷却方式（水冷、油冷、空冷）对一种高 γ' 相含量约为55%（质量分数）镍基变形高温合金热处理组织和力学性能的影响。亚固溶（低于 γ' 相全溶温度）静态再结晶晶粒均匀细小（10~30 μm ）。固溶冷却方式对静态再结晶晶界和 γ' 相数量分布及尺寸产生重要的影响，随着固溶冷却速度降低（水冷>油冷>空冷），一次 γ' 相和二次 γ' 相尺寸增加，三次 γ' 相数量分布减少。室温（23℃）和850℃拉伸强度与二次 γ' 相分布紧密相关，二次 γ' 相尺寸越小，抗拉强度越高。再结晶晶界状态和晶粒尺寸在很大程度上决定了850℃拉伸塑性和850℃/350MPa持久性能。晶界一次 γ' 相和碳化物促使850℃拉伸和持久断口形貌获得沿晶塑性断裂特征。

关键词: 难变形镍基高温合金；固溶冷却方式；热处理组织；力学性能；沿晶塑性断裂

Effect of cooling method after solution treatment on heat-treated microstructure and mechanical properties of a novel hard-deform Ni-base superalloy

WANG Guanglei^{1, 2}, DUAN Ran^{1, 2}, HUANG Shuo^{1, 2}, QU Jinglong^{1, 2}, DU Jinhui^{1, 2}, ZHAO Guangpu^{1, 2}

1. Beijing CISRI-GAONA Materials and Technology Co., Ltd., Beijing 100081, China

2. Sichuan CISRI-GAONA Forging Co., Ltd., Deyang 618000, Sichuan, China

Abstract: It is investigated that the effect of solid-solution cooling methods on the heat-treated microstructure and resultant mechanical properties of a novel Ni-based wrought superalloy with a high content of (~55%, wt.) of γ' phase. The obtained microstructure after sub-solvus static recrystallization is uniform and fine with 10~30 μm . The solid-solution cooling method has a significant impact on the recrystallized grain boundary and the distribution and size of γ' precipitates. As the solid-solution cooling rate decreases (water cooling > oil cooling > air cooling), the sizes of primary and secondary γ' precipitates increase, while the number of tertiary γ' precipitates decreases. The tensile strengths at room temperature and 850℃ are closely related to the distribution of γ' precipitates, and the smaller the size of secondary γ' precipitates, the higher the tensile strength. Both the tensile plasticity at 850℃ and the stress-rupture property under 850℃/350MPa are largely determined by the recrystallized grain boundary (and the grain size). The intergranular plastic fracture modes can be obtained after tensile and stress-rupture experiments at

基金项目：中国钢研科技集团有限公司青年创新基金资助（KNJT03-JT0M-21023）。

第一作者：王广磊，博士，工程师，主要研究方向为高温合金新材料和新技术研发，E-mail: 1245182500@qq.com。

850℃ with the presence of primary γ' precipitates and carbides on grain boundaries.

Keywords: Ni-base hard-deformed superalloy; solid-solution cooling medium; heat-treated microstructure; mechanical property; intergranular plastic fracture

1 序言

高温合金因具有较高的高温强度、优异的抗疲劳与蠕变性能，以及良好的抗氧化和耐腐蚀性等优点，成为航空航天发动机四大热端（ $\geq 600^\circ\text{C}$ ）承力部件（导向器、涡轮叶片、涡轮盘及燃烧室）的关键材料。随着发动机推重比和热效率的不断提高，对析出强化型高温合金的服役温度、高温力学性能、高温组织稳定性和质量稳定性提出了更高的要求。析出强化型高温合金通过不断增加合金元素含量来提高其承温能力和高温力学性能。目前，新型镍基难变形高温合金的 γ' 相含量接近或超过55%（质量分数，下同），其性能主要依赖于晶粒尺寸、晶界形态、 γ' 相尺寸及分布等显微组织^[1]。热处理调控显微组织是高温合金获得优异力学性能的一种有效途径，其中，固溶温度、冷却速度对其性能的影响最为显著^[2-18]。固溶温度通过影响 γ 晶粒尺寸、 γ' 相溶解度及其冷却析出行为，从而对其力学性能产生关键作用^[5-7]。除 γ 基体中 γ' 相形成元素过饱和度外，固溶冷却 γ' 相的析出行为还与固溶冷却速度存在紧密关系^[3, 4, 8-18]。研究发现，固溶冷却析出 γ' 相含量超过其总量的60%^[19]。 γ' 相通过高温固相反应从过饱和 γ 基体中析出，具有析出速度快、温度范围宽和形态不稳定等特征，这导致最终 γ' 相尺寸及分布与固溶冷却速度之间存在明显的依赖性^[2]。例如，Rene88DT合金以较快速度冷却时，冷却 γ' 相的尺寸呈单峰分布；而缓冷（约为 $24^\circ\text{C}/\text{min}$ ）时，冷却 γ' 相呈现多峰分布的特征^[3]。另外，合适的固溶缓冷能使晶界呈锯齿状，提高晶界裂纹形核和扩展抗力，从而在一定程度上提高蠕变持久断裂寿命^[8]。因此，固溶冷速对显微组织及其力学性能的影响一直是研究重点，尤其是针对高 γ' 相含量的难变形高温合金。

难变形高温合金的力学性能严重依赖于 γ 晶粒尺寸及晶界形态和 γ' 相含量及分布之间的匹配程度。 γ 晶粒晶界形态和 γ' 相的析出及长大对固溶冷却速度极为敏感，而固溶冷却速度与固溶冷却方式

密切相关。本文研究了固溶冷却方式（水冷、油冷和空冷）对一种高 γ' 相含量（约为55%）镍基难变形高温合金热处理微观组织及其力学性能的影响，为热处理工艺优化提供参考。

2 试验材料及方法

新型镍基高温合金的化学成分见表1。采用真空感应熔炼和真空自耗重熔制备 $\phi 100\text{mm}$ 铸锭，经 $1190^\circ\text{C} \times 60\text{h}$ 均匀化热处理减轻枝晶偏析，采用镦粗、拔长的方式开坯成 $\phi 60\text{mm}$ 圆棒，再经 1150°C 多道次热轧使其成为 $\phi 20\text{mm}$ 的棒材。热变形组织因其内部应变储能能在固溶过程中发生完全静态再结晶，再结晶晶粒尺寸与固溶温度紧密相关，热轧棒材在 1130°C 固溶中发生亚固溶（ γ' 相全溶温度为 1137.3°C ）静态再结晶，从而获得均匀的再结晶晶组织。热轧棒材在 1130°C 保温2h后，分别进行固溶水冷（Water Quenching, WQ）、固溶油冷（Oil Quenching, OQ）和固溶空冷（Air Cooling, AC）至室温（ 23°C ），随后分别进行工艺相同的时效处理（ $1050^\circ\text{C} \times 4\text{h}$ ，空冷； $950^\circ\text{C} \times 2\text{h}$ ，空冷），具体的热处理制度见表2，最后进行组织分析和性能检测。

表1 新型难变形镍基高温合金化学成分（质量分数）（%）

Co	Cr	Al	Ti	Nb	W	Mo	V	C	B	Ni
15	10	4	2	1.5	7	3	0.5	0.005	0.005	余量

表2 试验热处理制度

编号	固溶处理	时效处理
S1	$1130^\circ\text{C} \times 2\text{h}$ ，水冷	$1050^\circ\text{C} \times 4\text{h}$ ，空冷； $950^\circ\text{C} \times 2\text{h}$ ，空冷
S2	$1130^\circ\text{C} \times 2\text{h}$ ，油冷	
S3	$1130^\circ\text{C} \times 2\text{h}$ ，空冷	

按照标准制样方法对热处理态试样进行机械研磨、抛光，将金相试样浸泡在 $3\text{gCuCl}_2 + 20\text{mLHCl} + 30\text{mLCH}_3\text{OH}$ 溶液中进行化学蚀刻10~15s，最后进行超声波酒精清洗。利用Olympus GX-81金相显微镜对热处理后试样进行金相观察，采用横线人工截

距法 (GB/T 6394—2017《金属平均晶粒度测定方法》) 测定再结晶晶粒的平均尺寸。再次经机械研磨、抛光后, 金相试样在20mLHCl+80mLCH₃OH溶液中进行电解抛光, 直流电压为15~25V, 时间为1~3s, 随后在170mLH₃PO₄+10mLH₂SO₄+15gCrO₃溶液中进行电解蚀刻, 直流电压为3~5V、时间为2~5s。利用SUPRA-55场发射扫描电子显微镜 (Field-Emission Scanning Electron Microscope, FE-SEM) 观察热处理后显微组织。使用 (Image-Pro Plus, IPP) 自动图像分析软件统计金相照片和SEM照片中碳化物和 γ' 相颗粒的尺寸和数量, 其中 γ' 相和碳化物颗粒的尺寸数值等效于其面积的平方根。

将热处理后试样加工成 $\phi 5\text{mm} \times 25\text{mm}$ (测试段) 的拉伸试样, 分别按照ASTM E8/E8M: 2021《金属材料拉伸试验方法》和ASTM E21: 2020《金属材料高温拉伸试验方法》, 在AG-X电子万能试验机上进行室温 (23℃) 和850℃拉伸试验 (实

验室空气), 直至拉断; 将热处理后试样加工成 $\phi 5\text{mm} \times 25\text{mm}$ (测试段) 的持久试样, 分别按照ASTM E139标准, 在FC-20悬臂式持久试验机上进行850℃/350MPa持久试验 (实验室空气环境), 直至拉断。每种性能试验分别测试三组试样, 计算平均值和误差。

断裂后的850℃拉伸试样在酒精溶液中进行超声波清洗。利用JSM-6480LV钨灯丝扫描电镜 (SEM) 的二次电子模式对断口形貌进行观察。

3 结果与分析

3.1 固溶冷却方式对显微组织的影响

不同固溶冷却热处理试样显微组织的SEM像如图1所示。再结晶晶粒呈等轴状且比较均匀 (见图1a~c), 晶粒尺寸集中在10~30 μm 。再结晶晶界上存在一定数量的块状碳化物和 γ' 相颗粒。碳化物颗粒尺寸为1~6 μm , 经电子探针 (Electron Probe

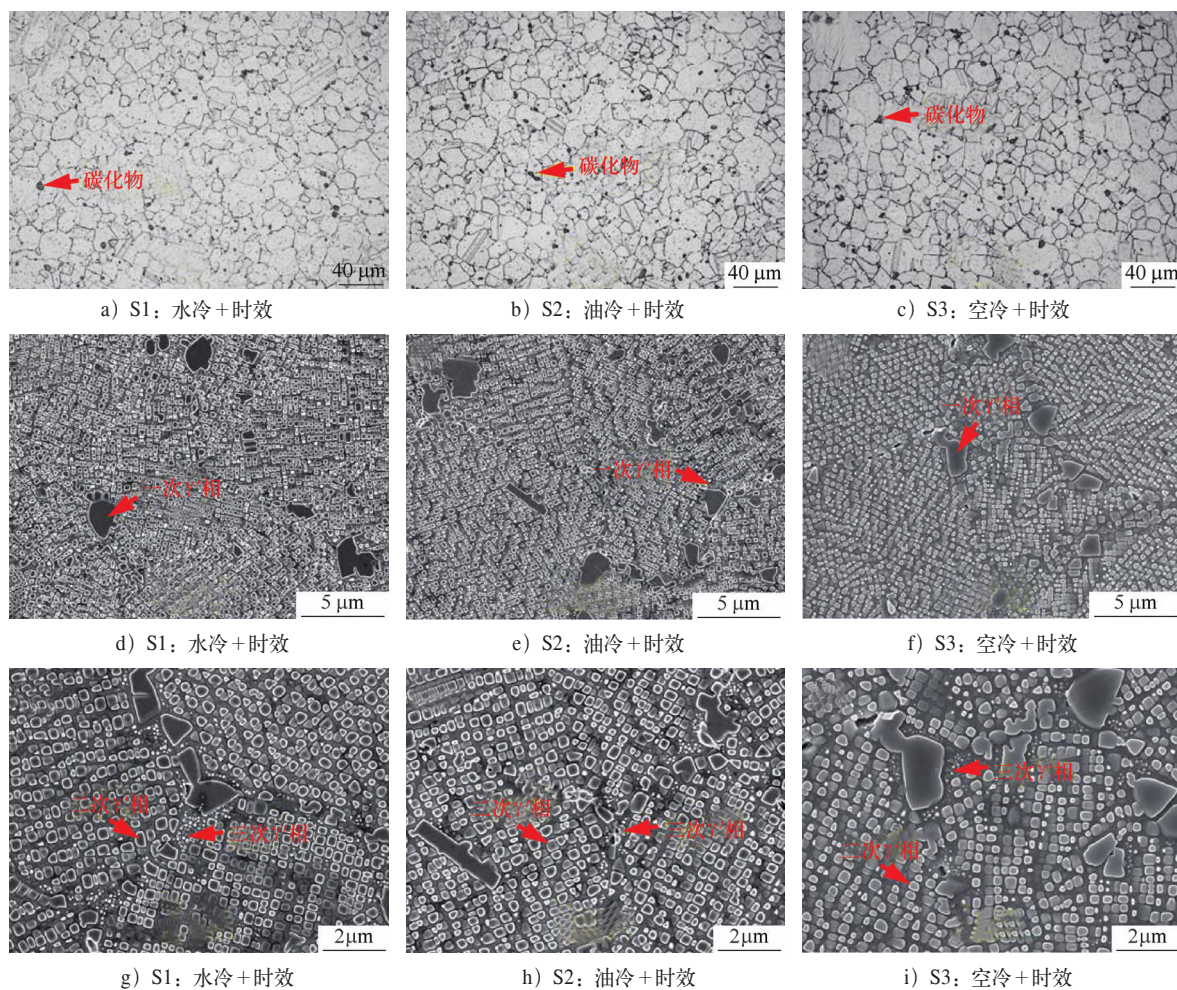


图1 不同固溶冷却热处理显微组织

Micro-Analyzer, EPMA) 分析, 这些碳化物为富 Ti、Nb 元素的 MC 碳化物。晶界上块状 γ' 相往往被称为一次 γ' 相, 尺寸集中在 $1 \sim 3 \mu\text{m}$ (见图 1d~f)。再结晶晶粒内部弥散分布着高密度的块状二次 γ' 相和球状三次 γ' 相颗粒 (见图 1g~i), 尺寸分别分布在 $0.2 \sim 0.7 \mu\text{m}$ 和 $< 0.1 \mu\text{m}$ 范围。

通过对比图 1a~c 发现, 固溶水冷的再结晶晶粒平均尺寸 ($21.3 \mu\text{m}$) 与固溶油冷 ($22.7 \mu\text{m}$) 和固溶空冷 ($20.9 \mu\text{m}$) 基本相同, 这表明再结晶晶粒尺寸几乎不受固溶冷却方式的影响。通过对比图 1d~i 发现, 固溶冷却方式对再结晶晶界和晶内的 γ' 相颗粒产生重要的影响。随着固溶冷却速度的降低 (水冷 > 油冷 > 空冷), 一次 γ' 相和二次 γ' 相颗粒尺寸呈现增加的趋势, 晶内三次 γ' 相颗粒数量呈现减少的趋势。综上所述, 除晶粒尺寸外, 固溶冷却方式对再结晶晶界、 γ' 相分布及尺寸都产生了重要的影响。

3.2 固溶冷却方式对力学性能的影响

不同固溶冷却热处理试样的室温拉伸性能如图 2 所示。从图 2 可看出, 固溶水冷、固溶油冷及固溶空

冷热处理试样的室温屈服强度都在 $930 \sim 1000 \text{MPa}$, 室温抗拉强度在 $1400 \sim 1440 \text{MPa}$ 。相比于固溶水冷、固溶油冷, 固溶空冷试样的室温屈服强度和抗拉强度较低, 分别降低了约 60MPa 、 30MPa 。三种固溶冷却试样的室温拉伸塑性基本相同, 伸长率和断面收缩率分别约为 30% 、 40% 。这表明固溶冷却方式对室温拉伸性能的影响主要集中在室温抗拉强度和屈服强度, 随着固溶冷却速度的降低, 热处理试样的室温抗拉强度和屈服强度逐渐降低。

不同固溶冷却热处理试样的 850°C 拉伸性能如图 3 所示。从图 3 可看出, 固溶水冷、固溶油冷及固溶空冷热处理试样的 850°C 屈服强度为 $750 \sim 780 \text{MPa}$, 抗拉强度为 $820 \sim 870 \text{MPa}$ 。随着固溶冷却速度的降低, 850°C 屈服强度和抗拉强度都逐渐降低, 固溶空冷的屈服强度和抗拉强度比固溶水冷分别低 30MPa 、 40MPa ; 另外, 850°C 拉伸塑性有一定的改善, 固溶空冷的伸长率达到 3.75% 。由此可知, 固溶冷却速度对热处理试样的 850°C 拉伸性能产生重要影响, 随着固溶冷却速度的降低, 850°C 屈服强度和抗拉强度逐渐降低, 而 850°C 拉伸塑性逐渐升高。

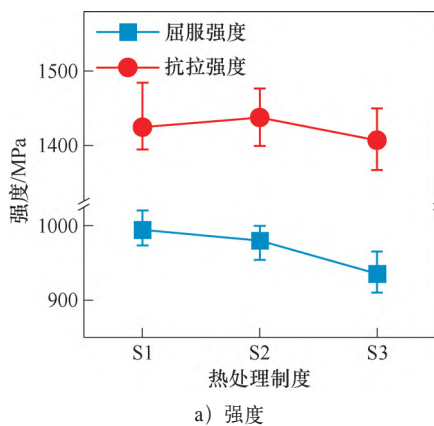
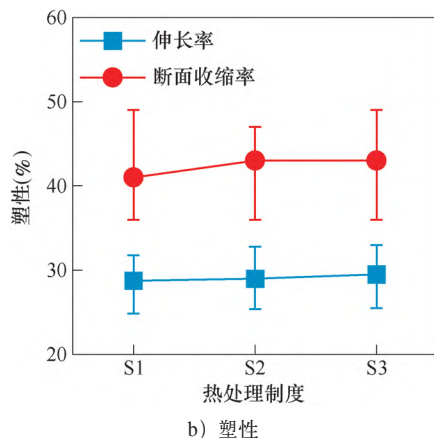


图2 不同固溶冷却热处理试样的室温拉伸性能

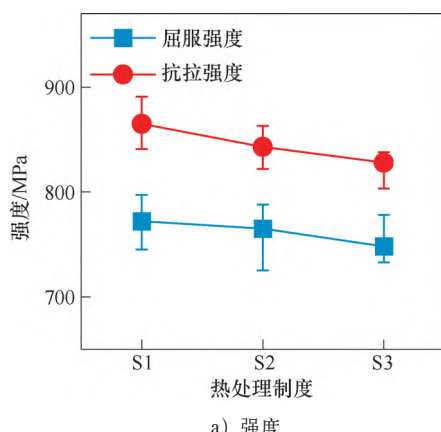
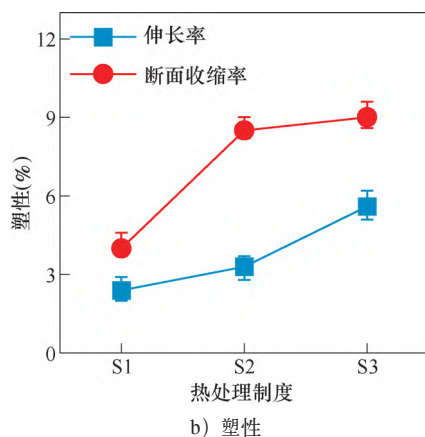


图3 不同固溶冷却热处理试样的 850°C 拉伸性能

不同固溶冷却热处理试样在850℃/350MPa条件下的持久性能如图4所示。从图4可看出,固溶水冷热处理试样的持久寿命仅为8.5h,远低于固溶油冷的持久寿命(约为83.7h)和固溶空冷的持久寿命(约为84.5h);固溶水冷热处理试样的持久伸长率为1.4%、固溶油冷的持久伸长率为10.1%、固溶空冷的持久伸长率为8.9%。由此可知,固溶冷却方式对热处理试样的850℃/350MPa持久性能也产生重要的影响,随着固溶冷却速度的降低,持久寿命和持久塑性先大幅度增加,随后保持不变,甚至下降。

不同固溶冷却热处理试样850℃拉伸断口形貌的SEM像如图5所示。

固溶水冷热处理试样的拉伸断口形貌基本呈“冰糖状”(见图5a、d),断裂晶界面平整,具有典型的沿晶脆断特征。固溶油冷热处理试样的拉伸断口形貌也呈“冰糖状”(见图5b),但断裂晶界面上存在一定数量的二次裂纹(见图5e),具有准解理断裂特征。固溶空冷热处理试样的拉伸断口表面起伏较大(见图5c),拉伸断口形貌具有韧窝(见图5f)和“冰糖状”(见图5g)混合断裂特征。因其硬脆特性,所以碳化物在拉伸过程中先发生断裂而称为裂纹源。另外,高温时微裂纹容易沿晶界发生扩展,因此850℃拉伸断口形貌具有沿晶断裂特征。由此可知,固溶冷却方式对850℃拉伸断

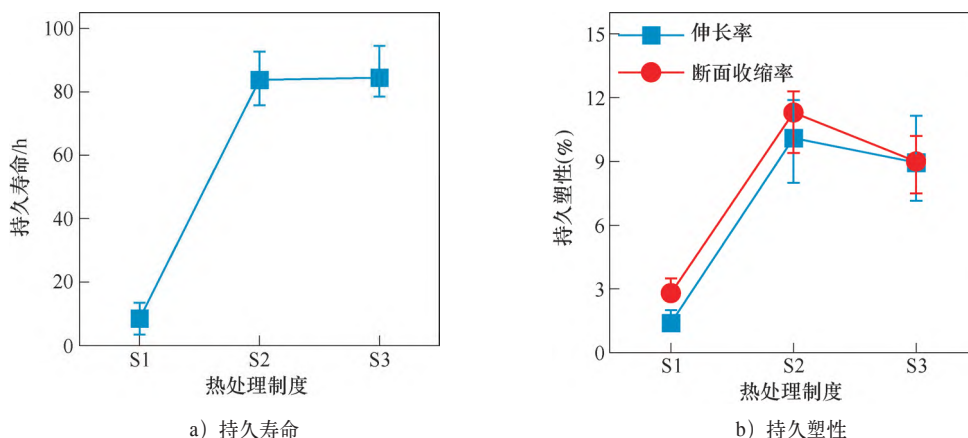


图4 不同固溶冷却热处理试样的850℃/350MPa持久性能

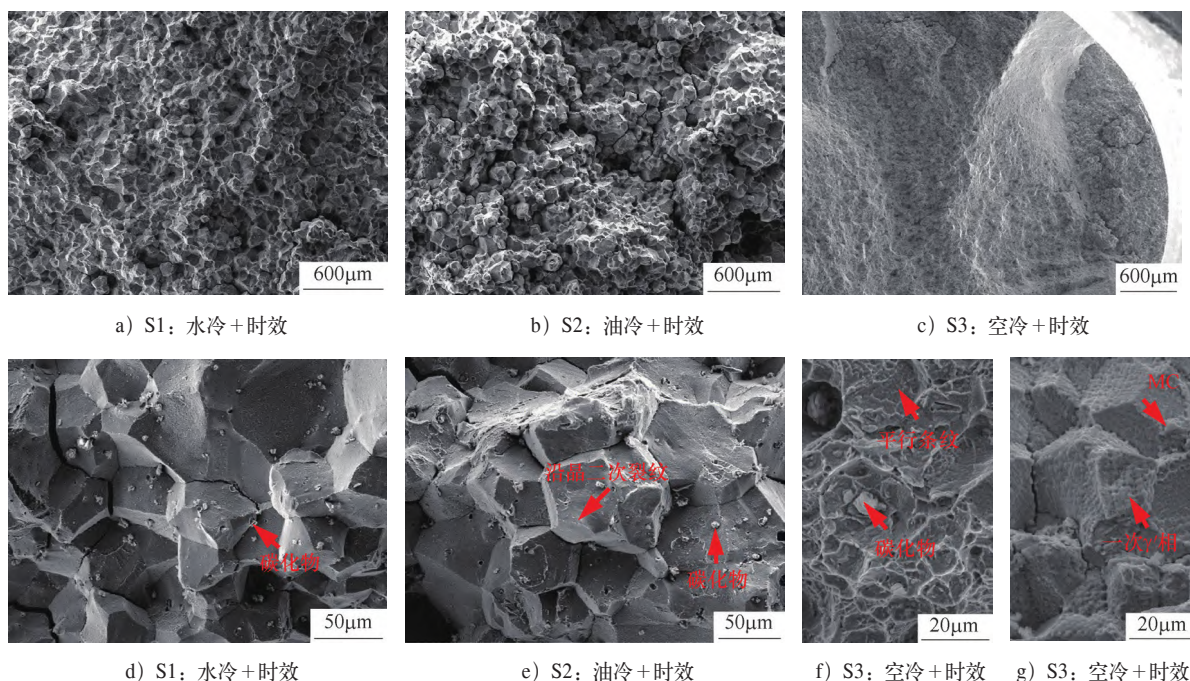


图5 不同热处理试样850℃拉伸断口形貌

裂过程产生重要的影响,随着固溶冷却速度降低,850℃拉伸断口由沿晶脆性断裂转变为沿晶塑性断裂,从而在一定程度上改善了850℃拉伸塑性。

综上所述,固溶水冷热处理试样的室温和850℃抗拉强度和屈服强度最高,但其850℃拉伸塑性和850℃/350MPa持久性能最差。尽管抗拉强度和屈服强度稍低,但固溶空冷热处理试样的850℃拉伸性能和850℃/350MPa持久性能较好。与固溶水冷和固溶油冷相比,固溶空冷热处理试样的850℃拉伸断口具有塑性沿晶断裂特征。

3.3 固溶冷却方式与显微组织和力学性能之间的相互关系

难变形高温合金的力学性能取决于其自身显微组织,包括 γ 晶粒尺寸、晶界形态和 γ' 相的形态及分布。其中, γ 晶粒尺寸及晶界形态对高温力学性能的影响更加突出。如前所述,固溶冷却方式对热处理组织的晶界形态、 γ' 相的形态及分布产生重要作用,这必然会影响力学性能。因此,探究固溶冷却方式与显微组织和力学性能之间的相互关系有助于挖掘合金力学性能潜能。

再结晶晶粒尺寸与再结晶晶界 γ' 相和碳化物的固溶紧密相关。热轧棒材在1130℃固溶过程中发生静态再结晶,再结晶晶界在应变能(梯度)牵引下发生迁移,移动的再结晶晶界能够溶解界面前沿的细小 γ' 相颗粒,随后 γ' 相在再结晶晶界发生再析出和粗化^[20]。值得说明的是,一次 γ' 相的析出和粗化往往伴随着晶界两侧的 γ' 相贫化区(见图1d~f)。一次 γ' 相的“钉扎”作用和基体中溶质的“拖曳”作用限制了再结晶晶粒的长大^[21](见图1d~f)。另外,因其较高的热稳定性,富Ti、Nb元素的MC碳化物也能够牵制再结晶晶粒的长大^[22](见图1a~c)。因此,再结晶晶粒尺寸受固溶温度和时间控制,而与固溶冷却方式无关。

高温合金中 γ' 相析出受 γ 基体中 γ' 相形成元素过饱和度和 γ' 相形核过冷度的控制。在稍低于 γ' 相全溶温度范围内,二次 γ' 相颗粒集中形核爆发析出,其形核密度强烈依赖于固溶冷却速度^[3, 4, 8-18]。一次 γ' 相颗粒和二次 γ' 相颗粒周围存在着 γ' 相形成元素贫化区,而其附近存在较高的 γ' 相形成元素浓度。当温度进一步降低或在时效过程中,三次 γ' 相颗粒也开始形核爆发析出,其形核密度与局部基

体 γ' 相形成元素过饱和度、固溶冷却路径、一次 γ' 相和二次 γ' 相粗化及时效温度等因素紧密相关^[3, 4, 8-18]。 γ' 相含量越高, γ' 相形核驱动力越高;固溶冷却速度越高,二次 γ' 相形核密度越大;固溶冷却速度越低,高温停留时间越长,一次 γ' 相粗化现象较明显。这些都降低了三次 γ' 相的析出行为。因此,随着固溶冷却速度的降低,一次 γ' 相和二次 γ' 相尺寸均增加,三次 γ' 相数量减少(见图1d~i)。

另外,碳化物对高温合金力学性能的影响一直是非常受关注的问题,影响程度与合金成分紧密相关。高温合金中碳化物主要包括富Ti、Nb等的MC碳化物,富Mo、W的 M_6C ,以及富Cr的 $M_{23}C_6$ 碳化物。其中,MC碳化物通常被认为是在凝固过程中从液相析出,其固溶程度主要由均匀化温度和时间来决定^[23]; M_6C 的析出温度范围较高,为850~1080℃; $M_{23}C_6$ 的析出温度范围较低,为750~950℃^[24]。因合金成分的影响,W、Mo含量之和为10%,Cr含量为10%, M_6C 和 $M_{23}C_6$ 碳化物很少存在于热处理晶界上,碳化物类型基本是MC碳化物。通过对比分析,固溶冷却方式对晶界MC碳化物尺寸的影响不明显,这与文献[25]结果一致。

高 γ' 相含量高温合金的沉淀强化效果源自一下几个方面。

- 1) 位错在 γ 基体通道中运动的Orowan阻力,与 γ' 相颗粒间距成反比^[26]。
- 2) 位错在 γ/γ' 界面发生滑移-攀移运动的Peach-Koehler (P-K) 阻力,由(变形)空位流扩散控制^[27]。
- 3) 位错切割 γ' 相的难易程度,与超晶格面缺陷能量紧密相关。研究发现,高 γ' 相含量高温合金在室温和高温($\geq 700^\circ\text{C}$)时主导变形机制是位错对(相同的两根 $a/2[101]$ 位错)切割 γ' 相^[28-30]。从原子层面来说,位错对切割 γ' 相过程包括:①前面 $a/2[101]$ 位错从无序 γ 相进入有序 γ' 相,同时引入能量很高的反相畴界(Anti-Phase Boundary, APB)。②后面 $a/2[101]$ 位错的进入以消除反相畴界,其中步骤①被认为是位错切割 γ' 相的速控步骤之一^[30]。概括来说,位错(对)切割 γ' 相难易程度在一定程度上取决于 γ/γ' 相界面比值, γ/γ' 相界面比值越高,位错(对)切割 γ' 相就越困难^[31]。

固溶冷却方式对高 γ' 相含量高温合金力学性能的影响主要通过 γ' 相形态及分布影响沉淀强化效果和再结晶晶界影响晶界强化效果的综合作用来体现。在 γ' 相含量相同时,细小 γ' 相颗粒导致狭窄 γ 基体通道和高的 γ/γ' 相界面比值,这使得位错在 γ/γ' 组织中运动变得困难。一般而言,晶界两侧 γ' 相贫化区的存在能一定程度上延迟晶界裂纹的形核;晶界上碳化物等第二相能一定程度上提高晶界裂纹扩展阻力,尤其是高温阶段^[28]。随着固溶冷却速度降低,占比很高的二次 γ' 相颗粒尺寸越小(见图1d~f),势必会增加位错在 γ/γ' 组织中运动的难度。合金的室温和850℃拉伸强度随固溶冷却速度降低而下降,包括屈服强度和抗拉强度(见图2a、图3a)。室温时再结晶晶界本身具有很高的晶界强度,这使得相邻晶粒的变形协调性与晶界第二相无关,因此室温拉伸塑性几乎不受固溶冷却速度的影响(见图2b)。然而,850℃时再结晶晶界强度明显下降,再加上晶界滑移也参与变形,此时再结晶晶界成为薄弱环节。再结晶晶界上粗化的一次 γ' 相和碳化物颗粒能够提高晶界裂纹形核和扩展的阻力,使850℃拉伸断口形貌从沿晶脆性断裂转变为沿晶塑性断裂特征(见图5),在一定程度上可改善850℃拉伸塑性。因此,850℃拉伸塑性随着固溶冷却速度降低而呈现上升趋势(见图3b)。

与850℃拉伸相比,与再结晶晶界相关的晶界滑移对850℃持久变形过程的影响程度更高。位错在 γ 通道中运动、位错在 γ/γ' 界面上滑移-攀移运动、位错切割 γ' 相与再结晶晶界滑移,是高温持久变形的主导机制^[27]。对于多晶组织来说,高温持久过程产生的变形空位优先向与载荷方向垂直的晶界扩散和聚集,最终形成蠕变空洞^[31]。尽管一次 γ' 相和碳化物在一定程度上能够阻碍晶界裂纹的扩展,但尺寸较小(20~23 μm)的再结晶晶粒终究限制了850℃/300MPa持久性能。因此,随着固溶冷却速度降低,850℃/300MPa持久寿命和持久塑性先大幅度增加、后保持不变(见图4)。

4 结束语

1) 固溶冷却方式对1130℃静态再结晶晶粒尺寸影响不明显。

2) 随固溶冷却速度降低,一次 γ' 相和二次 γ'

相尺寸增加,三次 γ' 相数量降低。

3) 室温和850℃抗拉强度和屈服强度与二次 γ' 相分布紧密相关,二次 γ' 相尺寸越小,抗拉强度和屈服强度越高。

4) 850℃拉伸塑性和850℃/350MPa持久性能由再结晶晶界状态和晶粒尺寸决定。

5) 晶界一次 γ' 相和碳化物促使850℃拉伸和持久断口形貌获得沿晶塑性断裂特征。

参考文献:

- [1] POLLOCK T M, TIN S. Nickel-based superalloys for advanced turbine engines: chemistry, microstructure and properties[J]. Journal of Propulsion Power, 2006, 22 (2) : 61-374.
- [2] BABU S S, MILLER M K, VITEK J M, et al. Characterization of the microstructure evolution in a nickel base superalloy during continuous cooling conditions[J]. Acta Materialia, 2001, 49 (20) : 4149-4160.
- [3] SINGH A R P, NAG S, CHATTOPADHYAY S, et al. Mechanisms related to different generations of γ' precipitation during continuous cooling of a nickel base superalloy[J]. Acta Materialia, 2013, 61 (1) : 280-293.
- [4] SAHU S K, MISHRA D K, BEHERA A, et al. An overview on the effect of heat-treatment and cooling rates on Ni-based superalloys[J]. Materials Today: Proceedings, 2021, 47: 3309-3312.
- [5] GAI Y, ZHANG R, YANG J, et al. Effects of heat treatment on γ' precipitates and tensile properties of a Ni-base superalloy[J]. Materials Science & Engineering: A, 2022, 842: 143079.
- [6] WAN Z, HU L, SUN Y, et al. Effect of solution treatment on microstructure and tensile properties of U720Li Ni-based superalloy[J]. Vacuum, 2018, 156: 248-255.
- [7] ATABAY S E, SANCHEZ-MATA O, MUNIZ-LERMA J A, et al. Effect of heat treatment on the microstructure and elevated temperature tensile properties of Rene 41 alloy produced by laser powder bed fusion[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 858: 157645.
- [8] 胥国华, 焦兰英, 张北江, 等. 固溶冷却速度对

- GH4586合金组织及850℃拉伸性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2006 (2) : 47-49.
- [9] GAO S, HOU J S, DONG K X, et al. Influences of cooling rate after solution treatment on microstructural evolution and mechanical properties of superalloy Rene 80[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters) , 2017, 30 (3) : 261-271.
- [10] FENG Y F, ZHOU X M, ZOU J W, et al. Effect of cooling rate during quenching on the microstructure and creep property of nickel-based superalloy FGH96[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2019, 26 (4) : 493-499.
- [11] JI Z, PAN X, JIA C, et al. Influence of cooling strategy on microstructure, deformation mechanism and mechanical properties of a nickel-based superalloy[J]. Materials Characterization, 2023, 202: 112994.
- [12] SAJJADI S A, ELAHIFAR H R, FARHANGI H. Effects of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of the Ni-base superalloy Udimet 500[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 455 (1) : 215-220.
- [13] WU H, LI J, LIU F, et al. A high-throughput methodology search for the optimum cooling rate in an advanced polycrystalline nickel base superalloy[J]. Materials & Design, 2017, 128: 176-181.
- [14] DING H H, HE G A, WANG X, et al. Effect of cooling rate on microstructure and tensile properties of powder metallurgy Ni-based superalloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2018, 28 (3) : 451-460.
- [15] MAO J, CHANG K M, YANG W, et al. Cooling precipitation and strengthening study in powder metallurgy superalloy U720LI[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2001, 32 (10) : 2441-2452.
- [16] LI P, CHEN L, BU H, et al. Effect of cooling rate on the Morphological changes in the secondary γ' precipitation in FGH97 nickel-based PM superalloy[J]. Intermetallics, 2024, 171: 108344.
- [17] KIM D H, PARK J Y, HONG S J, et al. Correlation between cooling rate and γ' precipitate size in Rene 95 alloy fabricated through a powder metallurgy process[J]. JOM, 2023, 75 (7) : 2489-2496.
- [18] GONG X, LIU G, GAO Z, et al. Influence of initial microstructure on the γ' coarsening behavior in a corrosion-resistant Ni-based superalloy[J]. Intermetallics, 2024, 172: 108396.
- [19] 李嘉荣, 熊继春, 唐定中. 先进高温结构材料与技术[M]. 北京: 国防工业出版社, 2012.
- [20] PORTER A, RALPH B. The recrystallization of nickel-base superalloys[J]. Journal of Materials Science, 1981, 16 (3) : 707-713.
- [21] DAHLEN M, WINBERG L. The influence of γ' precipitation on the recrystallization of a nickel base superalloy[J]. Acta Metallurgica, 1980, 28 (1) : 41-50.
- [22] WANG D, ZHANG J, LOU L H. Formation and stability of nano-scaled $M_{23}C_6$ carbide in a directionally solidified Ni-base superalloy[J]. Materials Characterization, 2009, 60 (12) : 1517-1521.
- [23] CHEN Q Z, JONES C N, KNOWLES D M. Effect of alloying chemistry on MC carbide morphology in modified RR2072 and RR2086 SX superalloys[J]. Scripta Materialia, 2002, 47 (10) : 669-675.
- [24] 胥国华. GH586合金热加工参数及热处理制度的研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2004.
- [25] WANG Y, HE J, HU P, et al. Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical property of nickel-based superalloy MAR-M247[J]. Materials, 2024, 17 (5) : 982.
- [26] MÜLLER L, GLATZEL U, FELLER-KNIEPMEIER M. Calculation of the internal stresses and strains in the microstructure of a single crystal nickel-base superalloy during creep[J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1993, 41 (12) : 3401-3411.
- [27] LOUCHET F, HAZOTTE A. A model for low stress cross-diffusional creep and directional coarsening of superalloys[J]. Scripta Materialia, 1997, 37 (5) : 589-597.

(下转第83页)



a) 截面中心位置



b) 截面边缘位置

图4 改进工艺后零件热处理金相组织

5 结束语

生产实践证明,对于局部最大厚度 $\leq 20\text{mm}$ 的GCr15钢随动活塞零件,采取合理选择装炉量,保证装炉零件间隔,真空淬火时采用回充惰性气体,分压 $\geq 10\text{kPa}$,以及使盲孔(有盲孔时)朝上装炉等措施,则活塞件表面硬度的均匀性分布较好,效果明显。

参考文献:

- [1] 赵振业. 工程材料实用手册(第一卷)[M]. 北京: 中国标准出版社, 2002.
- [2] 王林梅. 提高轴承钢性能的热处理工艺研究[D]. 成都: 西南交通大学, 2008.
- [3] 侯增寿, 樊东黎. 热处理手册[M]. 3版. 北京: 机械工业出版社, 2001.
- [4] 胡光立, 谢希文. 钢的热处理(原理和工艺)[M]. 西安: 西北工业大学出版社, 2010.
- [5] 尹德福, 汪开忠. 球化退火工艺对GCr15轴承钢组织和疲劳性能的影响[J]. 热处理, 2023, 38(1): 37-39.
- [6] 王锡樵, 邹磊, 陈坤. 轴承套圈的热处理[J]. 热处理, 2024(2): 7-14.
- [7] 吕永顺. 软点产生的原因和预防补救的办法[J]. 机械工人(热加工), 1998(6): 23.
- [8] 王锡樵. 轴承钢热处理应用技术[M]. 北京: 机械工业出版社, 2023.
- [9] 刘静, 李家栋, 王昭东, 等. 真空油淬过程中换热系数的测算[J]. 材料热处理学报, 2021(9): 159-164.
- [10] OREJON D, SEFINACE K, TAKATA Y. Effect of ambient pressure on Leidenfrost temperature[J]. Physical Review E, 2014, 90(5): 1-12.

MW 20240813

(上接第78页)

- [28] OSADA T, GU Y, NAGASHIMA N, et al. Optimum microstructure combination for maximizing tensile strength in a polycrystalline superalloy with a two-phase structure[J]. Acta Materialia, 2013, 61(5): 1820-1829.
- [29] WANG G L, LIU J L, LIU J D, et al. Temperature dependence of tensile behavior and deformation microstructure of a Re-containing Ni-base single crystal superalloy[J]. Materials & Design, 2017, 130: 131-139.

- [30] REED R C. Superalloys: Foundations and Applications[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2006.
- [31] WANG G L, SUN Y, WANG X, et al. Microstructure evolution and mechanical behavior of Ni-based single crystal superalloy joint brazed with mixed powder at elevated temperature[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2017, 33(10): 1219-1226.

MW 20241101