

激光温喷丸 IN718 镍基合金残余应力高温释放行为

周建忠, 韩煜航, 黄舒, 孟宪凯, 盛杰, 朱炜立, 徐苏强

(江苏大学, 江苏 镇江 212013)

摘要: 为了研究激光温喷丸对 IN718 镍基合金高温释放行为的影响, 以 20 °C 室温激光喷丸(LP)和 260 °C 激光温喷丸(WLP)处理的 IN718 镍基合金为研究对象, 从微观组织、残余应力等角度, 通过保温试验探索了温度、时间与残余应力释放的关系, 并从高温软化和蠕变理论角度对残余应力的高温释放规律进行分析。结果表明, WLP 较 LP 处理的 IN718 镍基合金具有更好表面高温稳定性和更高位错密度, 且晶粒细化更为明显; 随着保温温度的升高, LP 和 WLP 处理件残余应力释放幅度均明显增大, 但前者释放速度更快, 且位错密度有明显减小的趋势; 700 °C 保温 500 min 后, LP 和 WLP 处理件表面残余应力分别释放 68% 和 36.7%, 最大残余应力释放率出现在保温初始阶段, 且释放规律符合 Zener-Wert-Avrami 函数。

关键词: IN718; 激光温喷丸; 高温释放; 残余应力; 位错密度

中图分类号: TN249

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)06-1509-06

镍基高温合金 IN718 具有杰出的机械性能、高温耐腐蚀性能及铸造性能, 被广泛应用于制造航空、航天、能源、化工、机械等领域的热端部件^[1]。由于 IN718 合金中起主要强化作用的 γ'' 相属亚稳相, 在 650 °C 以上的高温环境下长期使用后 γ'' 相会逐渐粗化并转变为稳定 δ 相, 导致合金强度和蠕变性能迅速改变^[2]。因此, 如何最大限度地提高 γ'' 相的析出, 减缓其向 δ 相的转变, 从而提高 IN718 合金的高温使用性能及高温组织稳定性成为该领域的研究重点。

激光喷丸强化(LP, laser peening)是一种新型表面强化技术, 通过的高温合金表层诱导较深的残余压应力场, 从而提高材料的耐磨、耐腐蚀及疲劳性能^[3]。然而, 大量研究表明, 喷丸层残余应力在高温服役状态下会发生急剧释放, 严重降低材料强化效果^[4]。2010 年, Liao, Ye 等人^[5,6]首次提出了激光温喷丸技术(WLP, warm laser peening), 其结合了激光喷丸(LP)和动态应变时效(DSA)的双重优势, 将预热表面的热效应与反冲力的机械效应相结合, 致使表面微结构产生动态时效效应, 在致密位错周围形成高密度的析出物, 并对其进行钉扎, 从而显著提高材料的高温稳定性。该小组比较了 AISI4140 钢在 WLP(250 °C)和 LP 下残余应力高温释放及其疲劳行为, 发现钢经过 WLP 后, 在位错周围产生致密纳米级析出物, 阻碍了位错移动,

进而出现位错繁殖, 与 LP 相比, WLP 可得到更深的残余应力层以及更稳定的微观组织和残余应力。随后, 该研究小组^[7]又研究了 WLP 处理 6061-T6 铝合金的表面强度稳定性和微观组织, 结果表明, 与 LP 相比, WLP 可诱导纳米级析出物及高密度位错, 从而产生更高的表面强度及更低的粗糙度; 析出物对位错的钉扎效应促使高密度位错更为稳定, 从而使表面具有更好的高温稳定性。Tani 等^[8]针对 AISI 1045 材料进行 WLP 和 LP 建模, 并结合试验表明, 提出的模型成功预测 WLP 和 LP 的表面残余应力和显微硬度。国内本课题组^[9]针对 6061-T6 铝合金, 通过有限元方法, 成功模拟研究了不同脉冲压力对 WLP 诱导的表面残余压应力的影响。

上述研究表明, 与传统的 LP 工艺相比, WLP 可使位错周围产生高致密的纳米级析出物, 对位错进行钉扎, 阻碍位错滑动, 从而获得更稳定的位错组织, 在提高表面稳定性方面具有更优的效果。而当前的 WLP 强化研究主要集中在低温合金材料, 事实上, 在航天航空等领域, 有诸多零件均在高温下服役, 因此, 鉴于 WLP 在高温稳定方面的强化作用, 研究该工艺下高温合金材料的性能具有更实际的应用价值。对于 IN718 高温合金, 由于 γ'' 相的粗化与转变, 650 °C 成为限制 IN718 应用范围临界温度, 利用 WLP 提高

收稿日期: 2015-07-10

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (51405204、51175236); 中国博士后科学基金资助项目(2013M540417, 2014T70477); 高等学校博士学科点专项科研基金联合资助课题 (20123227110022); 江苏省科技支撑项目(工业)(BE2013097); 江苏省博士后科研资助计划项目 (1401065B); 江苏大学高级人才启动基金 (13JDG109)

作者简介: 周建忠, 男, 1964 年生, 博士, 教授, 江苏大学机械工程学院, 江苏 镇江 212013, E-mail: zhousjz@ujs.edu.cn

IN718 合金的高温组织稳定性,从而提高其高温使用性能的相关研究尚未见报道。本实验通过理论和试验相结合,从微观组织、残余应力等角度,探索 LP(20 °C)和 WLP(260 °C) 工艺下 IN718 镍基合金的高温释放机理。

1 实验

试验材料选用在中高温下具有较好综合力学性能的 IN718 镍基高温合金板材,其化学成分如下: Ni 为 52.50%, Cr 为 19.25%, C 为 0.058%, Si 为 0.149%, Mn 为 0.165%, S 为 0.001%, P 为 0.011%, Al 为 0.44%, Cu 为 0.044%, Ti 为 1.10%, Mo 为 2.98%, B 为 0.003%, Nb+Ta 为 4.93%, Co 为 0.135%, 其余为 Fe。

试样尺寸 50 mm×15 mm, 厚度 4 mm, 所有试样待喷丸表面均经过 240#~1000#的水砂纸打磨,采用颗粒直径 0.5 mm 的抛光剂在金相试样磨抛机上进行抛光处理。吸收层选用 50 μm 厚黑胶带,约束层选用 K9 光学玻璃。采用德国 Innolas 公司生产的 SpitLight 2000 型脉冲 Nd:YAG 固体激光器进行喷丸处理。光斑直径 2 mm, 搭接率 50%, 对试样中心 10 mm×8 mm 的矩形区域进行喷丸处理。

对于 IN718 镍基合金,可以选择 6~9 GW/cm² 的激光能量密度^[10], 根据激光能量密度计算公式

$$I = \frac{4E}{\pi \tau d^2} \quad (1)$$

可知相应激光能量可选 1.5~2.2 J, 考虑到能量范围及稳定性因素, 选取 1.8 J 作为试验所用能量。式中: E 为激光能量, τ 为脉宽, d 为激光光斑直径。

由于激光温喷丸强化技术结合了激光喷丸和动态应变时效的综合效果^[6], 因此确定合适的喷丸温度至关重要。钱匡武等^[11]关于动态应变时效温度的研究认为动态应变时效温度范围为(0.2~0.5 T_m)。此外, Gopinath 等^[12]对于应变率与动态应变时效温度关系进行的研究表明两者之间成负相关线性关系。WLP 属超高应变率范畴, 最佳 WLP 温度区间为 220~320 °C。另外根据本课题组针对 IN718 镍基合金 WLP 的研究, 选激光功率密度 9 GW/cm²、喷丸温度 260 °C 为最优工艺参数组合^[13]。综合考虑, 选取 260 °C 作为 LP(20 °C)的对比温度, 探索 WLP 对 IN718 镍基合金高温释放行为的影响。

选用 RX3-50-13 号箱式电阻炉, 将喷丸后试样分别加热至 500, 600, 700 °C 后保温 3 h, 研究不同温度下保温 3 h 后残余应力和半高宽值(FWHM)的分布以及显微组织。残余应力测试方法采用侧倾固定 Ψ 法, 交相关法定峰, 采用 Cr K α 辐射, (220)晶面衍射, 衍

射峰在 128 °左右, X 光管电压 22.0 kV, 管电流 6.0 mA, 应力常数-601 MPa/度, 倾斜角 Ψ 分别取 0 °、24 °、35 °、45 °; 扫描起始和终止角分别为 131 °和 125 °; 2θ 角扫描步距 0.10 °; 计数时间 0.50 s, 准直管直径 Φ 1 mm。半高宽值(FWHM)测定选用试样在 {220} 衍射峰, Bragg 角为 0 °。目前, 国内外很多文献均采用 FWHM 值作为位错密度的表征量^[9,10]。具体试验参数设置如表 1 所示。

为分析 WLP 的强化效果, 以 WLP 保温 700 °C 后 IN718 合金为例, 选用 EOLJSM-7001F 型扫描电子显微镜对其保温后的显微组织进行观察。此外, 为了研究 WLP 后表面性能的高温释放行为, 针对 WLP 和 LP 的试样, 分别在 700 °C 保温 100, 200, 300, 400, 500 min 后, 测试保温后的表面残余压应力, 试验参数如表 2 所示。

2 结果与讨论

2.1 激光温喷丸试验

2.1.1 试样形貌

在试样温度 20 和 260 °C 条件下分别进行激光喷丸试验, 典型的试样表面形貌如图 1 所示。

由图 1 可知, 由于喷丸区强烈的塑性变形产生了微凹坑, 微凹坑形貌均匀, 深度约为 50 μm, 搭接边界清晰, 表明所选激光参数能产生较好的喷丸效果。

表 1 不同温度特定时间(3 h)高温保持试验参数

Table 1 Experimental parameters of high-temperature exposure at different temperatures

No.	WLP temperature/°C	Aging temperature/°C
A1	20	500
A2	20	600
A3	20	700
B1	260	500
B2	260	600
B3	260	700

表 2 不同时间特定温度(700 °C)高温保持试验参数

Table 2 Experimental parameters of high-temperature exposure at different time

No.	WLP temperature/°C	Aging temperature/°C
C1	20	100
C2	20	200
C3	20	300
C4	20	400
C5	20	500
D1	260	100
D2	260	200
D3	260	300
D4	260	400

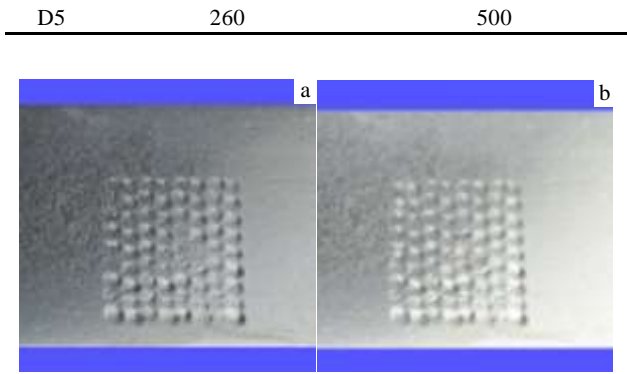


图 1 激光喷丸后形貌

Fig.1 Morphologies of laser peening: (a) 20 °C LP and (b) 260 °C WLP

2.1.2 表面残余应力与 FWHM 值

为了观测 WLP 对高温释放行为的影响，分别对 LP 和 WLP 后试样表层残余应力进行观测。由于采用 50% 的搭接率，在喷丸区可获得较为均匀的残余应力分布，仅选取其中 3 个测试点进行测试，如图 2 所示。

此外，为了进一步从微观角度对 WLP 强化效果进行解释，分别观测 LP 和 WLP 后试样的 FWHM 值。残余应力及 FWHM 值测试结果如表 3 所示。

由表 3 可知，LP 后平均表面残余应力为-683 MPa，而 WLP 后平均表面残余应力仅为-563 MPa，表面残余应力随着喷丸温度的升高而减小，此规律与 Ye 等^[6]的研究结论一致。这是由于高温软化效应导致残余应力随着温度的增大而减小。另外，与 WLP 相比，LP 试样表面 FWHM 值均较小，这表明 WLP 后试样表面位错密度比 LP 的大，这是由于 WLP 过程中的动态应变时效效应促使溶质原子迁移并聚集于位错线，从而钉扎位错，可动位错的减少促进了大量位错的增殖，最终使得位错密度 ρ 增加。

2.1.3 试样微观组织

图 3 所示为基体与 LP 和 WLP 强化区材料的金相图。可以看出，原始试样平均晶粒尺寸约 200 μm ，LP 后的试样平均晶粒尺寸约 150 μm ，而 WLP 后平均晶粒尺寸约 30 μm 。与 LP 相比，WLP 获得的晶粒更为细密。这主要是因为 WLP 导致的位错增殖，诱导产生了高密度网状位错，大量的位错在晶粒内部运动，为了保持其自身总能量最低，形成了位错墙，位错墙

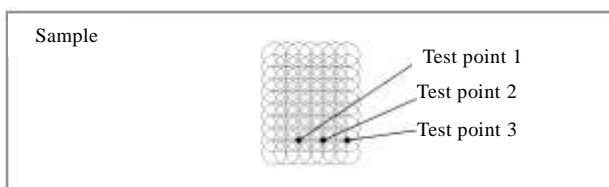


图 2 残余应力测试点
Fig.2 Testing points of residual stress

与亚位错墙的交互切割促使晶粒进一步细化^[14]。

2.2 高温保持试验

2.2.1 保温温度对高温释放的影响

图 4 为各试样在不同温度(500, 600, 700 °C)下保温 3 h 后测得的残余应力分布图。由图 4 可知，在低于 500 °C 时，各试样的残余应力相对较为稳定，约 40 MPa 的释放幅度；随着保温温度的升高，残余应力释放幅度明显增加。与 WLP 相比，LP 释放速度更快。在 600 °C 保温 3 h 后，WLP 和 LP 残余应力分别降至-483 MPa 和-505 MPa，结果相近；但是在 700 °C 保温 3 h 后，LP 试样表面残余应力继续大幅下降，最终达到-352 MPa，而 WLP 达到-400 MPa 左右，较室温而言下降幅度分别为 48.46% 和 26.28%。可见，WLP 试样残余应力高温释放后仍能保持在较高水平。

图 5 为各试样在不同温度(500, 600, 700 °C)下保温 3 h 后 FWHM 值的测试结果。当保温温度低于 600 °C 时，2 种情况下 FWHM 值几乎没有变化，试样表面位错密度均具有很好的稳定性；当保温温度升高至 700 °C 时，各试样 FWHM 值均有所减小，且 LP(20 °C)较 WLP(260 °C)有明显减小的趋势，下降幅度分别为 6.33% 和 3.03%，说明在 260 °C 下的激光喷丸后 FWHM 值在 700 °C 下仍具有很好的稳定性。

2.2.2 保温时间对高温释放的影响

为了进一步研究 WLP 后表面性能的高温稳定性，将 WLP 和 LP 后试样在 700 °C 保温不同时间，观测其残余应力释放规律，如图 6 所示。可以看出，在不同时间保温过程中，LP 和 WLP 后试样的表面残余应力都发生了释放，但 WLP 较 LP 释放幅度小得多：700 °C 保温 500 min 后的 LP 试样表面残余应力释放了 68%，而 WLP 试样只释放了 36.7%。此外，虽然室温下 WLP

图 3 基体与 LP 和 WLP 强化区材料的金相图
Fig.3 Micrographs of the matrix and LP and WLP strengthened regions

Process	Residual stress/MPa				FWHM value/(°)			
	Test point 1	Test point 2	Test point 3	Average value	Test point 1	Test point 2	Test point 3	Average value
LP(20 °C)	-695	-683	-670	-683	1.58	1.58	1.57	1.58
WLP(260 °C)	-548	-564	-580	-563	1.65	1.65	1.64	1.65

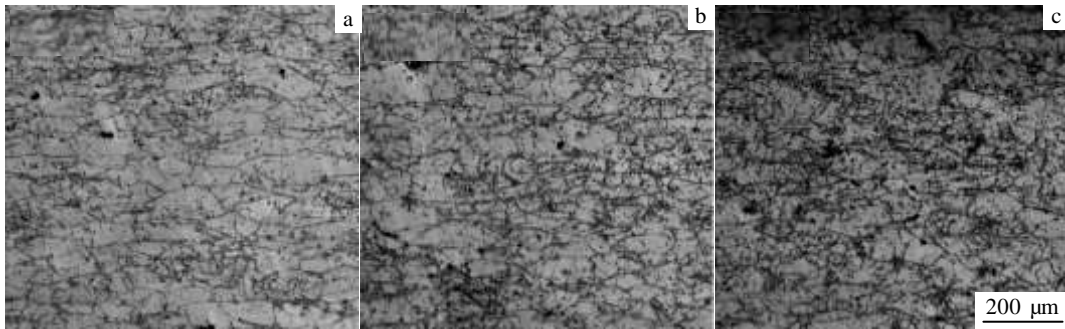


图 3 WLP(260 °C)、LP(20 °C)和基体的 OM 照片

Fig.3 OM images of base sample (a), LP(20 °C) (b), and WLP(260 °C) (c)

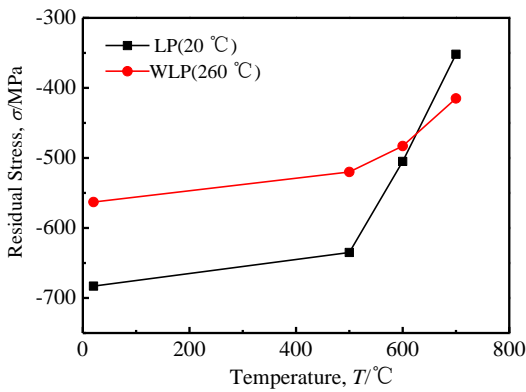


图 4 不同温度保温 3 h 后残余应力的分布

Fig.4 Surface residual stress after exposed for 3 h at different temperatures

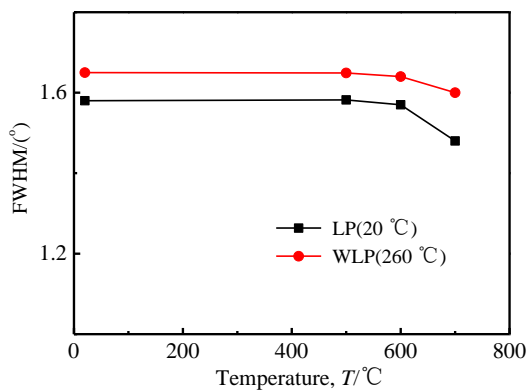


图 5 不同温度保温 3 h 后 FWHM 值

Fig.5 FWHM values after exposed for 3 h at different temperatures

试样的残余应力为-561 MPa，较 LP 试样的-686 MPa 小得多，但是 700 °C 保温 200 min 后，WLP 试样的表面残余应力始终大于 LP 试样。500 min 保温后，LP 试

样的表面残余应力仅剩-221 MPa，WLP 试样仍有-356 MPa。这说明 WLP 能得到更稳定的残余应力场，WLP 诱导的残余应力强化效果在高温中仍能长期有效。

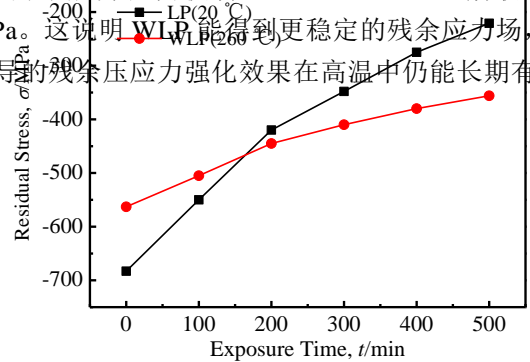


图 6 700 °C 保温不同时间的表面残余应力分布

Fig.6 Surface residual stress after exposure at 700 °C in different time

2.2.3 残余应力高温释放模型

为验证本试验的合理性，从激活焓角度，理论分析残余应力的高温释放行为。通过微观结构分析可知，温度、时间对于高温释放的影响主要是受热激活过程控制。Zener-Wert-Avrami 模型已经被广泛应用于分析各种材料的残余应力高温释放行为^[15,16]。模型的解析形式如下：

$$\frac{\sigma}{\sigma_0} = \exp[-(At)^m] \quad (2)$$

其中， m 为与主要释放机制相关的数值参数， t 为保温时间， A 为与材料和温度相关的参数，

$$A = B \exp\left(-\frac{\Delta H}{kT}\right) \quad (3)$$

其中, B 为常数, k 为玻尔兹曼常数, T 为保温温度, ΔH 是释放过程中的激活焓。

根据公式(2)可以得到在给定保温温度 T 下的 $\log \ln(\sigma_0^{RS} / \sigma^{RS}) - \log t$ 曲线, 如图 7 中所示。图中直线斜率为 m 值, 截距为 $m \log A$ 。IN718 镍基合金在经过 LP(20 °C)和 WLP(260 °C)处理后, 斜率 m 均为 0.9。另外, 由图 7 可知 $m \log A_{WLP} < m \log A_{LP}$, 由式(3)可知

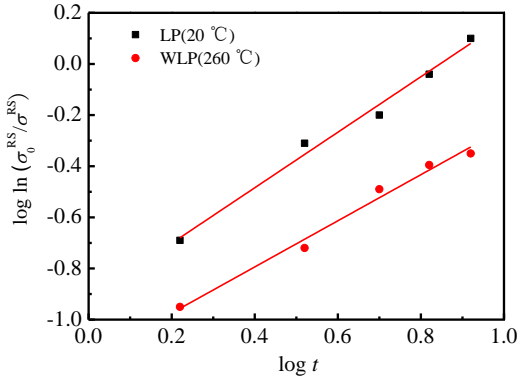


图 7 表面残余应力释放规律的 $\log \ln(\sigma_0^{RS} / \sigma^{RS}) - \log t$ 曲线
Fig.7 Surface residual stress relaxation of $\log \ln(\sigma_0^{RS} / \sigma^{RS}) - \log t$

$\Delta H_{WLP} > \Delta H_{LP}$, 这一结果表明较 LP(20 °C)而言, WLP(260 °C)处理后试样的残余应力释放慢。上述激活焓的不同主要归因于 2 种不同工艺诱导产生了不同的微观结构。理论与试验结果吻合较好。

2.3 激光温喷丸的微观强化机理

为了更好地解释 WLP 的强化效果, 以 WLP 保温 700 °C 后 IN718 合金为例, 选用 JEOLJSM-7001F 型扫描电子显微镜对其保温前后的显微组织进行观察, 如图 8 所示。

图 8 中可以看出, 经 WLP 和 700 °C 的高温保持处理后, 晶界处有大量的 δ 强化相析出^[17]。考虑到 700 °C 的保温温度未达到 δ 相的析出温度 (780 °C), 因此 δ 相完全来自于 $\gamma'' \rightarrow \delta$ 现象, 这一现象间接说明了 WLP 促使大量 γ'' 强化相析出。上述现象归结于 WLP 的 DSA 效应。根据 Hale^[14]等人的研究, IN718 合金在 173~473 °C 内, C 原子扩散将诱发动态时效效应。由于析出物对位错的钉扎效应以及位错增殖效应, 在此温度范围内进行 WLP 会产生更高的位错密度, 降低 γ'' 相的形核激活能; 同时, 由于 WLP 导致材料表层的塑性变形, 促使超空位的出现, 保温过程中空位与 Nb 原子结合形成空位-Nb 原子对, 空位-Nb 原子对

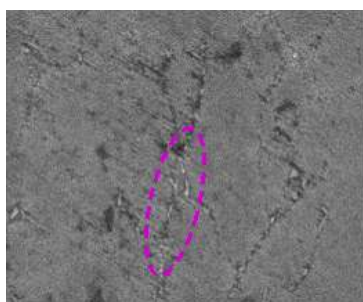


图 8 700 °C 保温后 WLP 试样的晶界析出相 SEM 照片

Fig.8 SEM images of WLP+700 °C exposure sample

陷处扩散从而降低系统能量, 进一步引起 Nb 的非平衡偏聚, 增加 γ'' 相的形核位置, 从而提高激光喷丸层内 γ'' 相的形核率。高位错密度以及 Nb 原子的非平衡偏聚促使 WLP 区域 γ'' 相的高密度析出^[18]。

此外, 根据 Loria 等人^[2]对 IN718 合金的研究, 保温中 γ'' 相的析出量可反映高温软化抗性和高温蠕变抗性的 大小。同时, Zhong 等人^[19]研究表明, 残余应力的高温释放行为主要归因于材料的高温软化和高温蠕变性能。因此, γ'' 相的多少与残余应力高温释放行为紧密相关。一方面, WLP 为高温 γ'' 相大量析出提供了条件, 根据 Orowan 位错机制, 对于一定尺寸的质点, γ'' 相体积分数的增加, 就意味着质点间距的减小, 同时 γ'' 相具有很大的晶格错配度, 从而位错运动导致阻力增加。因此, 第二相 γ'' 相大量存在使喷丸区在高温中具有高的软化抗性^[20,21]。另一方面, 根据蠕变理论, 稳态蠕变速率即最小蠕变速率是反映材料蠕变行为的特征量, 稳态蠕变速率由下式表示^[22,23]:

$$\dot{\epsilon}_s = c\sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (4)$$

式中: $\dot{\epsilon}_s$ 为稳态蠕变速率, c 为材料常数, σ 为外加蠕变应力, Q 为名义蠕变激活能, R 为普适气体恒量, ($R=8.314 \text{ J mol}^{-1} \text{ K}^{-1}$), T 为绝对温度, n 为应力指数 (stress exponent)。高温蠕变通常与材料中位错运动及攀移机制有关。WLP 引起了高密度网状位错结构, 同时增加了位错攀移的阻力, 位错状态更加稳定, 促使公式(4)中表现出高的应力指数 n 及应力释放激活能 Q 。

综上, 较常温喷丸而言, WLP 的 DSA 效应促进了保温过程中 γ'' 相的大量析出, 增强了位错运动的阻力, 使其在高温中具有高的软化抗性(Orowan 机制)和高的蠕变抗性, 降低了残余应力的释放速率。

3 结 论

1) WLP(260 °C)较 LP(20 °C)处理的 IN718 镍基合金具有更好的表面高温稳定性, 晶粒明显细化, 位错密度增大。

2) 在低于 500 °C 的保温温度范围内, 各试样的残余压应力相对较为稳定, 释放幅度约为 40 MPa, 随着保温

温度的升高,残余压应力释放量逐渐增加,且 LP 较 WLP 释放速度更快,同时位错密度呈现明显减小的趋势。

3) 在 700 °C 保温不同时间后, LP 和 WLP 处理后的表面残余压应力都发生了释放,但 WLP 的残余压应力释放量远小于 LP,两者的最大残余应力释放率均出现在保温初始阶段,且释放规律满足 Zener-Wert-Avrami 函数;700 °C 保温 500 min 后, LP 试样表面残余压应力释放了 68%,而 WLP 试样只释放了 36.7%,这说明在高温服役条件下, WLP 诱导的应力强化效应较 LP 更为稳定。

4) 从 γ'' 相的沉淀析出强化角度出发,理论解释了 WLP 的微观强化机制;进一步,结合高温软化和高温蠕变理论,从微观角度解释了 WLP 下 IN718 合金残余力高温释放行为。

参考文献 References

- [1] Pereira J M, Lerch B A. *International Journal of Impact Engineering*[J], 2001, 25: 715
- [2] Loria E A. *Journal of Metals*[J], 1988, 40(7): 36
- [3] He Weifeng(何卫锋), Li Yinghong(李应红), Li Qipeng(李启鹏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(8): 1643
- [4] Altenberger I, Stach E A, Liu G *et al. Scripta Materialia*[J], 2003, 48(12): 1593
- [5] Liao Y L, Ye C, Kim B J *et al. Journal of Applied Physics*[J], 2010, 108(6): 063 518
- [6] Ye C, Suslov S, Kim B J *et al. Acta Materialia*[J], 2011, 59(3): 1014
- [7] Ye C, Liao Y L, Gary J *et al. Advance Engineering Material*[J], 2010, 12(4): 291
- [8] Tani G, Orazi. L, Fortunato A *et al. Manufacturing Technology*[J], 2011, 60(1): 219
- [9] Meng Xiankai, Huang Shu, An Zhongwei *et al. Acta Optica Sinica*[J], 2013, 33(1): 1899
- [10] Zhong Z, Amrinder S G, Dong Q *et al. International Journal of Impact Engineering*[J], 2011, 38(7): 590
- [11] Qian Kuangwu(钱匡武), Li Xiaoqi(李效琦), Xiao Lingang(萧林钢) *et al. Journal of Fuzhou University, Natural Sciences Edition*(福州大学学报, 自然科学版)[J], 2001, 29(6): 8
- [12] Gopinath K, Gogia A K, Kamat S V *et al. Acta Materialia*[J], 2009, 57(4): 1243
- [13] Ji Xinglu, Zhou Jianzhong, Huang Shu *et al. Applied Laser*[J], 2013, 33(2): 139
- [14] Hale C L, Rollins W S, Weaver M L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 300(1-2): 153
- [15] Berger M C, Gregory J K. *Materials Science and Engineering A*[J], 1999, 263: 200
- [16] Nikitin I, Besel M. *Scripta Materialia*[J], 2008, 58: 239
- [17] Zhao Shuangqun, Xie Xishan, Gaykord D *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 255(1-2): 96
- [18] Cai Dayong(蔡大勇), Nie Pulin(聂璞林), Shan Jia(单佳) *et al. Nonferrous Metals*(有色金属)[J], 2003, 55(3): 19
- [19] Zhong Z, Sagar B, Gokul R *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2012, 206(22): 4619
- [20] Manriquez J A, Bretz P L, Rabenberg L *et al. Proceedings of International Symposium on Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*[C]. Warrendale: The Minerals, Metals & Materials Society, 1992: 507
- [21] Xie X, Liang Q, Dong J *et al. Proceedings of International Symposium on Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*[C]. Warrendale: The Minerals, Metals & Materials Society, 1994: 711
- [22] Shi Changxu(师昌绪). *Materials Comprehensive Dictionary*(材料大词典)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 1994
- [23] Mukherjee A K. *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 322: 1

Thermal Relaxation Behavior of Residual Stress in Warm Laser Peened Inconel718 Superalloy

Zhou Jianzhong, Han Yuhang, Huang Shu, Meng Xiankai, Sheng Jie, Zhu Weili, Xu Suqiang
(Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

Abstract: In order to study the influence of Warm Laser Peening on the thermal relaxation behavior of Inconel718 superalloy, the LP (20 °C) IN718 and WLP (260 °C) IN718 were used as the research objects. From the view points of microstructure and residual stress, the relationship between temperature, time and residual stress were explored by experiments. The thermal relaxation behavior of residual stress was analyzed from the perspective of material softening and creep-controlled behavior at elevated temperature. The results show that the WLP (260 °C) IN718 superalloy has a better performance in residual stress stability, grain size and dislocation density compared with LP (20 °C) IN718; the relaxation amplitude increases with the increase of applied temperature, and the thermal stability and

dislocation density of residual stress in LP(20 °C) IN718 is better than that in WLP (260 °C) IN718; the maximum rate of stress relaxation appears at the initial stage of peening process in all conditions, and the LP(20 °C) and WLP (260 °C) surface residual stress have released 68% and 36.7%, respectively, after exposed for 500 min at 700 °C. Thermal relaxation behavior can be described by Zener-Wert-Avrami function.

Key words: IN718; Warm Laser Peening; thermal relaxation; residual stress; dislocation density

Corresponding author: Zhou Jianzhong, Ph. D., Professor, School of Mechanical Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, P. R. China, E-mail: zhoujz@ujs.edu.cn