

初始载荷-温度耦合作用对弹簧应力松弛的影响

金应荣, 苏 懿, 王心雨, 冉 渭, 贺 毅*

(西华大学材料科学与工程学院, 四川 成都 610039)

摘 要: 研究弹簧应力松弛过程中的微结构变化对于揭示应力松弛机制、改善弹簧服役条件、研发新型弹簧材料具有重要意义。本文借助初始载荷-温度耦合作用, 探讨位错脱钉、位错回复两个过程对弹簧应力松弛的影响, 并分析弹簧应力松弛后的微观组织。结果表明: 当初始载荷为设计载荷的 70% 和 80% 且试验温度低于 393 K 时弹簧的载荷损失较大, 这是 Cottrell 气团对位错运动的阻碍作用较弱所致; 当初始载荷为设计载荷的 90% 和 100% 时, 试验温度越高弹簧的载荷损失越大; 初始载荷超过设计载荷后, 会出现间歇松弛现象, 这是位错脱钉与回复协同作用引起的。位错运动引起的应力松弛主要包含位错脱钉与位错回复两个过程, 位错脱钉引起弹性应变到塑性应变的转化, 回复耗散塑性变形能, 随着脱钉与回复过程的进行, 材料微结构不断发生变化。

关键词: 弹簧应力松弛; 微细结构演变; 位错运动; 间歇松弛; 初始载荷; Cottrell 气团

中图分类号: V221.3

文献标志码: A

文章微信二维码:



文章编号: 1673-159X(2025)05-0008-09

doi:10.12198/j.issn.1673-159X.5059

Effect of Initial Load-temperature Cooperation on Spring Stress Relaxation

JIN Yingrong, SU Yi, WANG Xinyu, RAN Wei, HE Yi*

(School of Materials Science and Engineering, Xihua University, Chengdu 610039 China)

Abstract: Investigating the microstructure evolution during stress relaxation in springs is of great significance for revealing the underlying relaxation mechanisms, optimizing service conditions, and developing novel spring materials. In this study, the effects of dislocation unpinning and recovery on spring stress relaxation were systematically examined under coupled initial load-temperature conditions, and the post-relaxation microstructure was analyzed. The results indicate that when the initial load is 70% and 80% of the design load and the test temperature is below 393 K, the spring exhibits significant load loss, which is attributed to the weakened pinning effect of Cottrell atmospheres on dislocation motion. When the initial load

收稿日期: 2024-04-25

基金项目: 西南技术工程研究所合作基金项目(HDHDW5902020301)。

第一作者: 金应荣(1965—), 男, 研究员, 博士, 主要研究方向为高性能结构材料。

ORCID: 0009-0008-8377-8294

E-mail: Jinry@mail.xhu.edu.cn

* 通信作者: 贺毅(1969—), 女, 教授, 博士, 主要研究方向为高性能结构材料、光电子材料及表面工程。

ORCID: 0009-0004-2190-4647

E-mail: 859025155@qq.com

引用格式: 金应荣, 苏懿, 王心雨, 等. 初始载荷-温度耦合作用对弹簧应力松弛的影响[J]. 西华大学学报(自然科学版), 2025, 44(5): 8-16.

JIN Yingrong, SU Yi, WANG Xinyu, et al. Effect of Initial Load-temperature Cooperation on Spring Stress Relaxation[J]. Journal of Xihua University(Natural Science Edition), 2025, 44(5): 8-16.

reaches 90% and 100% of the design load, the load loss of the spring increases with higher test temperatures. Once the initial load exceeds the design load, intermittent relaxation phenomena occur due to the synergistic interaction between dislocation unpinning and recovery. The stress relaxation caused by dislocation motion primarily involves two processes: unpinning and recovery. Dislocation unpinning triggers the transformation from elastic strain to plastic strain, while recovery facilitates the dissipation of plastic strain energy. As the unpinning and recovery processes proceed, the material's microstructure undergoes continuous evolution.

Keywords: spring stress relaxation; microstructure evolution; dislocation movement; intermittent relaxation; initial load; Cottrell atmosphere

弹簧应力松弛(SSR)是总应变恒定的条件下,随着储存时间的增加,弹簧的弹性应变转化为塑性应变的过程^[1]。应力松弛过程中伴随有微细结构变化,例如奥氏体不锈钢弹簧在较高温度下发生应力松弛时,伴随有孪生变形,在较低温度下松弛时伴随有马氏体相变^[2],高温合金弹簧松弛过程中甚至会出现晶界滑动^[3-5]。其中孪生变形^[6]、马氏体相变、晶界滑移等引起的微结构变化都会留下明显的痕迹,在试验结束后的电镜分析中容易观察到。在较低温度下应力松弛主要由位错运动引起,伴随的微结构变化难以留下可观测的痕迹,以至于早期有人认为应力松弛过程中没有微结构变化。

位错运动引起应力松弛后,弹簧组织中通常会出现黑白相间的条带状微细结构,在弹簧钢^[7]、弹性合金^[8]、钛合金^[9-10]甚至高温合金^[11-12]等材质的弹簧中,都观察到了黑白相间的条带状微细结构,该微结构被认为是弹簧应力松弛后组织中普遍存在的结构^[7]。文献^[13]分析了弹簧钢中的条带状微细结构,认为低温下应力松弛首先发生在晶粒内部,不是在所有晶粒内部均匀地产生,而是在某些晶粒中强度较低的微区内首先发生位错的滑移、攀移和缠结。这清晰地描述了应力松弛的初始过程和初始位置,但没有说明条带状微细结构的形成过程,也没有说明条带状微细结构与宏观应力松弛的联系。为了揭示应力松弛的机理,有必要对此进行深入研究。

应力松弛是一个动态过程,采用透射电镜仅能观察到某一时刻或某些时刻的微观组织,是一种静态分析方法,难以描述应力松弛的动态过程。文献^[2]通过测量磁滞回线研究了 AISI304 奥氏体不

锈钢弹簧的应力松弛过程,发现蠕变温度(514 K)以下的应力松弛是应力诱发马氏体相变所致,但没有对应力松弛过程进行动态研究。位错运动引起的应力松弛包含位错的运动、脱钉与回复3个过程。其中,位错的运动较快,不会成为应力松弛的控制过程,位错脱钉与回复都可能成为应力松弛的控制过程,在应力松弛过程中可能同时发挥重要作用。为了深入揭示应力松弛的微观过程,本文分别研究位错脱钉与位错回复对应力松弛的影响,阐明条带状微细结构与宏观应力松弛过程之间的联系。

1 试验过程

试验选用圆柱螺旋压缩弹簧和直臂圆柱螺旋扭转弹簧,其中压缩弹簧中径 66 mm,长度 105 mm,钢丝直径 5 mm,有效圈数 2,总圈数 4,两端并紧磨平,采用 60Si2Mn 油淬火回火钢丝制造,绕制后经过 533 K×3 h 退火和 473 K×3 h 强压处理。扭转弹簧分别用 T9A 冷拉弹簧钢丝和 55SiCr 油淬火回火钢丝制造,绕制后经过 533 K×3 h 退火处理,并扭转至-45°进行室温 24 h 强扭处理。两种材料制作的扭转弹簧尺寸相同,外径 13.5 mm,钢丝直径 2.5 mm,圈数 4.5,长度 15 mm,直臂长度 16 mm,直臂初始夹角 55°。

位错脱钉和回复都是热激活过程,单纯地调控试验温度很难区分二者的作用。本文通过调整初始载荷和试验温度来调控二者的作用。试验中对压缩弹簧施加了 4 个水平的初始载荷,依次为 100%、90%、80% 和 70% 载荷,其中 100% 载荷是将弹簧压缩到 23.5 mm(实际工作长度)时的设计

载荷。由于并紧长度的限制,难以对压缩弹簧施加超过设计载荷的外载荷,故选用扭转弹簧进行超载试验。试验中将扭转弹簧扭转到 -19° ,此时施加的扭矩为 $3.28\text{ N}\cdot\text{m}$ 。结果表明,扭转弹簧允许承载的最大扭矩为 $2.02\text{ N}\cdot\text{m}$,施加载荷约为设计载荷的1.6倍。试验选择了5个试验温度,依次为333、363、393、423、453 K。

试验中采用周期试验法和连续试验法两种方法,对压缩弹簧在每个载荷和每个试验温度下都取2件弹簧用周期试验法进行试验,每间隔7天取出弹簧,测量弹簧压缩到 23.5 mm 时的载荷。对于扭转弹簧在每个试验温度下每种材质的弹簧各取1件用连续试验法进行试验,每间隔 20 min 测量一次扭矩。每个温度下的试验时间为63天,扭转弹簧在453 K时的试验时间则延长到了126天。数据处理过程中,按 $\delta = \frac{p_0 - p}{p_0} \times 100\%$ 计算弹簧的载荷损失率。试验结束后,在垂直于弹簧轴线的平面内截取试样,经磨削电解双喷后制成透射电镜试样,用JEOL-2100F透射电镜观察样品的显微组织。

2 试验结果与分析

2.1 圆柱螺旋压缩弹簧试验结果与分析

压缩弹簧的试验结果如图1所示。由图可知:在90%和100%两种初始载荷作用下,试验温度越高弹簧载荷损失越大;在70%和80%初始载荷作用下温度低于393 K时载荷损失较大,温度达到393 K后载荷损失降低。试验中在每个试验条件下都投放了两个弹簧,两个弹簧的载荷损失变化基本一致,表明试验数据具有较好的重现效果。

2.2 圆柱螺旋扭转弹簧试验结果与分析

扭转弹簧的应力松弛曲线如图2所示。由图可知:在423 K及以下温度试验时应力松弛较慢,在453 K试验时应力松弛较快;在每条应力松弛曲线上都能观察到应力的多次阶跃下降现象(本文称之为间歇松弛),且随着试验温度升高,阶跃下降量有增加的趋势。将453 K的试验延长到4个月,试验曲线如图3中的实线所示,可见间歇松弛在90 000 min(约2个月)之后才结束。

通常用Arrhenius方程描述弹簧的应力松弛过程^[14],此处将Arrhenius方程改写为

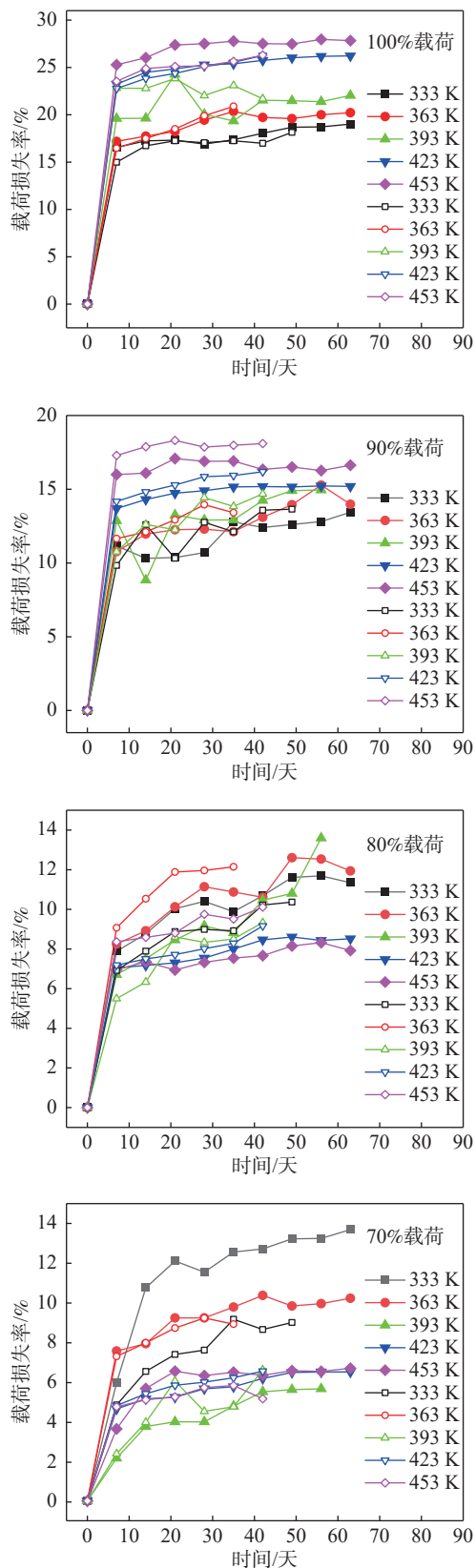


图1 初始载荷和温度对弹簧载荷损失率的影响^[8]

Fig. 1 Effects of initial load and temperature on load loss ratio of spring^[8]

$$P = A + B \ln t \quad (1)$$

式中: P 为作用在扭转弹簧直臂上的载荷(由于直

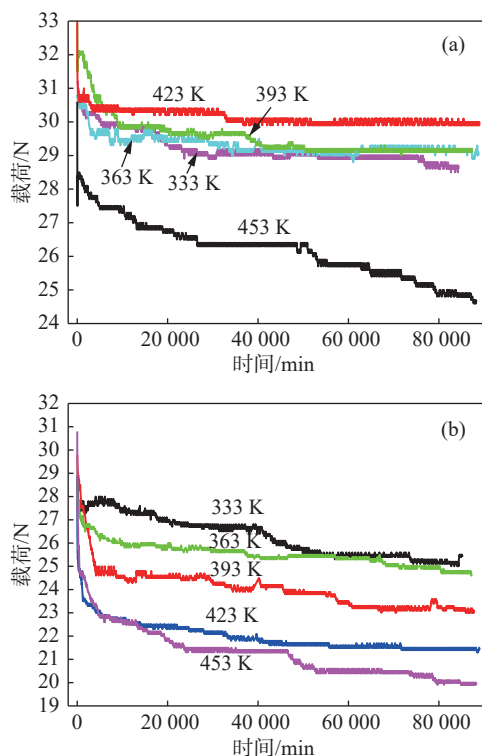


图2 不同温度下55SiCr弹簧(a)和T9A弹簧(b)的应力松弛试验曲线

Fig. 2 Stress relaxation test curves of 55SiCr springs (a) and T9A springs (b) at different temperatures

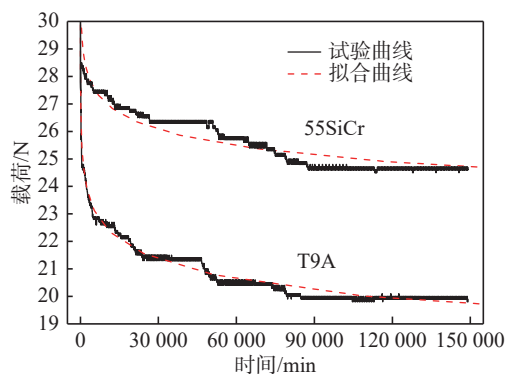


图3 453 K温度下55SiCr弹簧和T9A弹簧的应力松弛试验曲线及拟合曲线

Fig. 3 Stress relaxation curve and fitting curve of 55SiCr torsion spring and T9A torsion spring at 453 K

臂长度相同,分析过程中没有将该载荷换算成扭矩); A 、 B 为常数; t 为时间。用方程(1)对试验数据进行拟合分析,结果如表1所示。453 K时的拟合曲线如图3中虚线所示。表1中 R 为相关系数,SD为拟合的标准差, N 为拟合过程中采用的试验数据组数, P 为 t 检验概率。试验中对每一条曲线都采集了约1500组数据,每条曲线拟合的相关系数绝对值都在0.85以上,最大标准差为0.46, t 检

验概率均小于0.0001。这表明用Arrhenius方程能够较好地描述扭转弹簧的应力松弛过程,说明扭转弹簧的应力松弛过程主要是热激活过程,受到原子扩散过程的控制。但在应力阶跃下降处,试验曲线与拟合曲线有明显的偏离(如图3所示),表明应力松弛除了受到主要因素温度的影响外,次要因素的影响已不可忽略,有必要深入探索。

表1 扭簧应力松弛曲线按 $P = A + B \ln t$ 拟合结果

Tab. 1 Fitting results of the torsion spring stress relaxation curve according to $P = A + B \ln t$

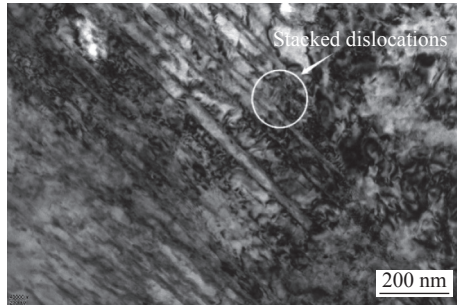
扭簧材料	试验温度/K	A	B	R	SD	N	P
T9A	333	32.97	-0.65	-0.85	0.46	1454	<0.0001
	363	32.79	-0.84	-0.94	0.32	1475	<0.0001
	393	30.33	-0.46	-0.96	0.16	1502	<0.0001
	423	28.23	-0.60	-0.99	0.11	1494	<0.0001
	453	31.98	-1.03	-0.99	0.19	2499	<0.0001
55SiCr	333	33.40	-0.41	-0.94	0.16	1454	<0.0001
	363	31.99	-0.26	-0.90	0.13	1475	<0.0001
	393	35.26	-0.55	-0.96	0.20	1517	<0.0001
	423	32.03	-0.18	-0.89	0.10	1494	<0.0001
	453	34.89	-0.86	-0.92	0.43	2498	<0.0001

2.3 弹簧组织观察与分析

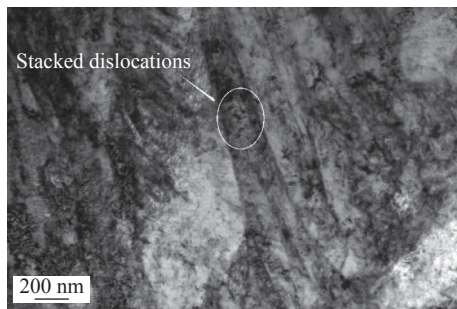
为了探明圆柱螺旋压缩弹簧载荷损失率变化的原因,分析了弹簧在应力松弛试验前后的组织。图4(a)为试验前弹簧材料的组织,是回火屈氏体组织,其中铁素体保留了马氏体的形态,铁素体条内有黑白相间的条带状微细结构区域,是由位错富集区与贫瘠区组成^[8],与文献[7]报道的组织一致。图4(b)还示出了70%初始载荷作用下393 K松弛试验后的组织。由图可见材料的基体组织依然是回火屈氏体,其中铁素体内依然有黑白相间的微细结构。试验中观察了应力松弛试验后的25件弹簧的组织,彼此间没有显著的差异。

为了探明扭转弹簧间歇应力松弛的原因,本文分析了扭转弹簧松弛试验前后的组织。图5(a)是T9A扭转弹簧试验前的组织,是冷拉后的索氏体组织,拉伸过程中铁素体变成了细条状,铁素体内位错密度很高,且分布不均匀,形成了黑白相间的微细结构(也是由位错富集区与贫瘠区组成),条状铁素体之间有渗碳体,与文献[13]报道的组织相同。

松弛试验后的典型组织如图 5(b)所示,这是经 393 K $\times$ 60 天应力松弛试验后的组织。由图可知微细结构的基本特征没有改变,依然有黑白相间的微细结构



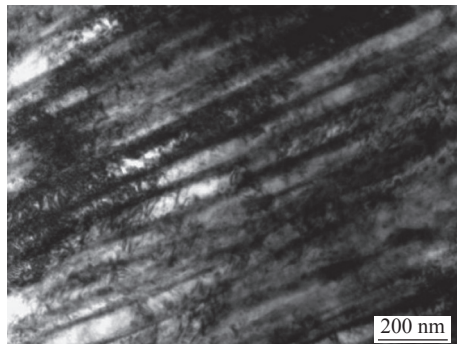
(a)



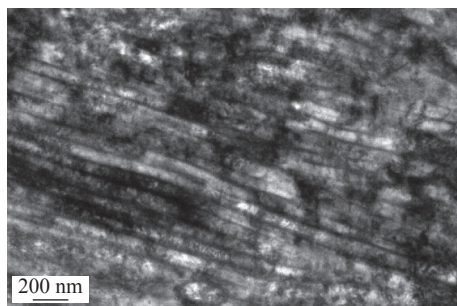
(b)

图 4 60Si2Mn 压缩弹簧应力松弛前 (a) 和 70% 载荷 393K 松弛试验后(b)的组织^[8]

Fig. 4 Microstructure of 60Si2Mn compression spring before (a) and after 70% initial load test at 393K (b)^[8]



(a)



(b)

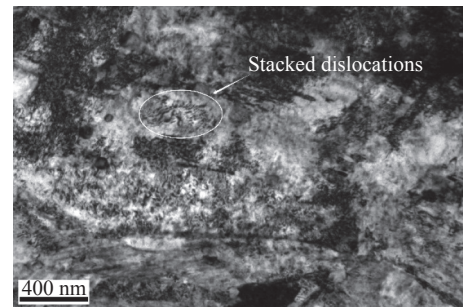
图 5 T9A 扭转弹簧试验前(a)和 393 K 试验后(b)的组织

Fig. 5 Microstructure of T9A torsion spring before (a) and after test at 393 K(b)

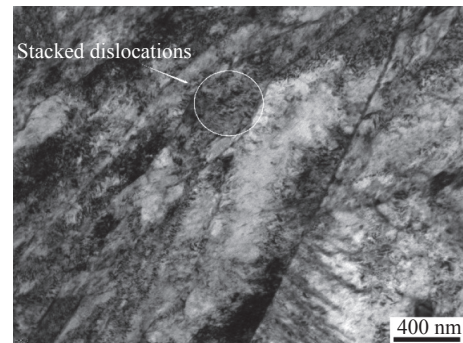
构。冷拉碳素钢丝中铁素体内的位错并非均匀分布^[15],应力松弛试验后位错非均匀分布的特征没有改变。

图 6 是 55SiCr 扭转弹簧试验前后的组织,均为回火屈氏体组织,其中铁素体相保留了马氏体的形态。由图 6 可知:试验前(强压处理结束时)在铁素体条内形成了黑白相间的微细结构区域(也是由位错富集区与贫瘠区组成);应力松弛试验后依然有黑白相间的微细结构,弹簧的组织特征未见显著变化,这与文献 [7] 的观察结果一致。

对比 T9A、55SiCr 和 60Si2Mn 这 3 种弹簧的组织可见,无论是冷拉钢丝中的条状铁素体,还是淬火回火钢丝中的铁素体,弹簧强压处理结束时,铁素体内部都形成了由位错富集区域与位错贫瘠区域组成的微细结构区域,在后续的松弛试验过程中,这些微细结构未发生可观测的变化。



(a)



(b)

图 6 55SiCr 扭转弹簧试验前(a)和 393 K 试验后(b)的组织

Fig. 6 Microstructure of 55SiCr torsion spring before (a) and after test at 393 K (b)

3 讨论

应力松弛过程是能量降低的自发过程,是材料内部的弹性变形能逐渐转变为塑性变形能并逐渐耗散的过程。在位错运动引起的应力松弛中,从弹性变形到塑性变形的转变主要是通过位错运动实

现的。

弹簧钢丝中有高密度的位错,在局部区域会形成位错富集区(dislocation enrichment area, DEA),DEA之外有位错贫瘠区(dislocation barren area, DBA)。在冷拉碳素弹簧钢丝制造的弹簧中,DEA与DBA主要聚集在同一条状铁素体条中,如图5所示。在淬火回火的弹簧中,铁素体保留了马氏体的形态,DEA与DBA也聚集在同一铁素体条中,如图4和图6所示。

按照文献[16]的观点,可以将弹簧钢丝视为由DEA和DBA组成的复合材料,钢丝中的应力 τ 按体积分数分配到两个组元中,即

$$\tau = f_w \tau_w + (1 - f_w) \tau_c \quad (2)$$

式中: f_w 为DEA的体积分数; τ_w 为DEA内的应力; τ_c 为DBA内的应力,且有 $\tau_c < \tau < \tau_w$ 。由此可以较好地解释65Mn钢弹簧的应力松弛现象[7],并建立基于位错运动的应力松弛方程[8]。本文由此出发阐明应力松弛过程中微细结构的演变过程。

3.1 弯曲位错储存的弹性变形能

应力松弛试验过程中弹簧处于荷载状态,储存了一定的弹性变形能。从微观角度看,材料中原子间距变化[17]、点缺陷分布状态变化[18]、位错弯曲[19]、孪生变形[20]等都能够储存弹性变形能。原子间距变化储存的弹性变形能虽多,但它仅能促进位错运动,不能直接转变为塑性变形能。本文试验所用弹簧材料的层错能较高,可忽略孪生变形储存的能量,材料中的点缺陷分布变化储存的弹性变形能也很有限,可以忽略。位错储存有较多的晶格畸变能,其中直位错消失后不会引起显著的变形,因此主要释放塑性变形能,释放的弹性变形能很少。弯曲位错变直时能够引起变形,主要释放弹性变形能。由此可见在位错运动引起的应力松弛过程中,释放的弹性变形能主要是弯曲位错储存的能量。

3.2 位错的释放——脱钉

弹簧钢中位错密度很高,位错割阶很多,位错挣脱割阶的钉扎应是主要的脱钉方式。通常认为,材料中的位错链段长度呈现一定的统计分布[21],在一定的外力作用下存在一个临界位错链段长度 l_c ,长度大于 l_c 的可动位错数量极少,可以忽略。对于长度 $l < l_c$ 、张力为 f 的不动位错,按照位

错在外力 τ 作用下弯曲成半径为 r 、弧度为 θ 、弧长为 s 的圆弧形位错后被热激活的可能性,可以进一步划分为可激活位错和不可激活位错[8],如图7所示。可激活位错在外力作用下能够弯曲到接近半圆弧的程度,如果有热激活作用,就能按Frank-Reed源模型产生位错增殖。不可激活位错虽然有一定的弯曲,但在热激活作用下不能产生位错增殖。图1所示100%和90%载荷作用下的应力松弛试验中,初始载荷较大,有较多的位错链段弯曲到接近半圆弧的程度,可激活位错数量充足,此时热激活是应力松弛的控制过程,试验温度越高载荷损失就越大[8]。

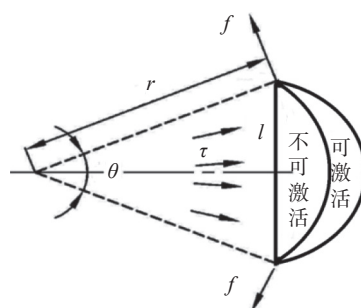


图7 可激活位错与不可激活位错的区分示意图
Fig. 7 Difference between activatable and non-activatable dislocations

不可激活位错可以转变为可激活位错,如图8所示,当钉扎位错链段的割阶CD被拽动到GH时,不可激活位错链段BC增长到BG,DE增长到HE,此时BG和HE的长度都可能接近 l_c ,从而成为可激活位错。图1所示80%和70%初始载荷的应力松弛试验中,初始载荷较低,弯曲到接近半圆弧程度的位错链段很少,可激活位错数量不足,不可激活位错向可激活位错的转化是应力松弛的控制过程。由于温度低于393K时Cottrell气团对位错的钉扎较弱[22],割阶CD容易被拽动到GH,使不可激活位错链段BC或DE转化为可激活位错,所以试验温度低于393K时弹簧的载荷损失较大[8],这

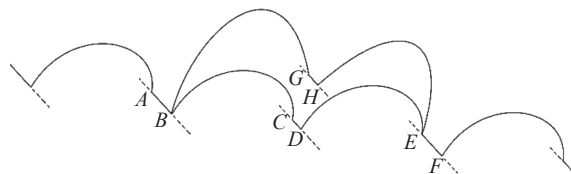


图8 位错割阶运动引起应力松弛
Fig. 8 Stress relaxation caused by the motion of dislocation jogs

与 Cu-Cr 合金中 Cottrell 气团阻碍应力松弛的现象相似^[23]。

结合图 1 的试验结果和上述分析可知,位错脱钉控制着压缩弹簧的应力松弛过程。位错脱钉的本质是位错增殖,伴随位错数量增加,使位错密度提高,但与弹簧材料中的高密度位错相比,这种增加所占比例较低,计入连续进行的回复作用后,材料的位错密度不会显著增加,所以应力松弛过程中的位错脱钉很难改变位错密度降低的大趋势。

3.3 位错的消失——回复

如前所述, DBA 内的位错密度较低,回复作用相对较弱,可以忽略。DEA 中的位错密度较高,回复的驱动力较大^[24],因此回复主要在 DEA 内进行。由于 DEA 内的位错链段较短,位错弯曲的程度有限,所以 DEA 内的回复不会直接引起显著的应力松弛。

在扭转弹簧的应力松弛试验中施加的载荷超过了设计载荷(本文试验采用的初始载荷是最大载荷的 1.6 倍),此时可激活位错充足,回复成为应力松弛的控制过程,DEA 的体积分数 f_w 和 DBA 内的应力 τ_c 将经历一段时间的振荡后才能趋于平衡:在外载荷作用初始, DBA 承受的应力较大, DBA 中位错快速脱钉, DEA 中聚集的位错增多, f_w 增加。 f_w 将一直增加,直到 DBA 承受的应力 τ_c 下降到不再引发位错脱钉为止,如图 9 中阶段 I 所示。当 f_w 达到极大值, DBA 内的位错脱钉过程进入暂停状态时,应力松弛曲线进入到平台阶段, Cottrell 气团开始钉扎 DBA 内的位错,但 DEA 中的回复仍在持续进行。

DEA 中的回复使 f_w 降低,为了维持方程(2)的平衡, τ_c 必然增加。由于 DBA 中位错已被 Cottrell 气团钉扎,所以 τ_c 增大不会立即引发 DBA 中的位错脱钉,应力松弛曲线上的平台得以维持,如图 9 中阶段 II 所示。随着 DEA 中回复的持续进行, τ_c 持续增大,当 τ_c 增大到一定程度时 DBA 内的位错便挣脱 Cottrell 气团的钉扎而运动,引起应力快速松弛,此时应力松弛曲线出现阶跃下降, DEA 中聚集的位错再次增多, f_w 再次增加,如图 9 中阶段 III 所示,此时便进入到下一轮循环。

f_w 和 τ_c 振荡变化的阶段即为间歇应力松弛阶

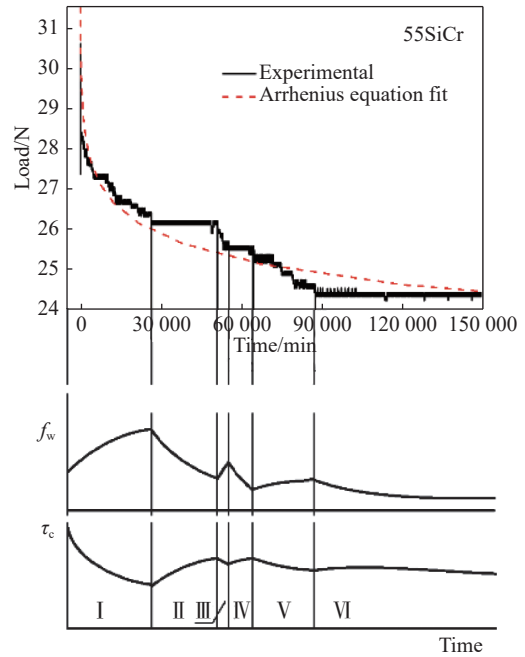


图 9 扭转弹簧应力松弛过程中 f_w 和 τ_c 的变化

Fig. 9 Evolution of f_w and τ_c during stress relaxation of torsional spring

段。在间歇松弛阶段, f_w 经历增大、降低、再增大、再降低的循环, DBA 内的位错经历脱钉、钉扎、再脱钉、再钉扎的循环。此处的钉扎包含了位错割阶和 Cottrell 气团的双重钉扎,位错需要挣脱位错割阶和 Cottrell 气团的双重钉扎才能脱钉。当 DBA 内的位错处于钉扎状态时,弹性变形能不能转变为塑性变形能,此时应力松弛曲线上出现平台。当 DBA 内的位错脱钉时,弹性变形能快速转变为塑性变形能,应力快速降低,应力松弛曲线上出现阶跃降低。

当初初始载荷较大时,需要经过多次循环才能使外载荷的作用显著减弱, f_w 不再显著增加。当 f_w 增加不再引起 DBA 内的位错脱钉时,间歇松弛阶段结束。

由此可见, DEA 中的回复是扭转弹簧应力松弛的控制过程,该回复会抑制 DBA 内的位错脱钉从而间接地控制了应力松弛过程。当回复与 Cottrell 气团协同作用时,就会出现间歇松弛现象。

在通常的应力松弛过程中,弹簧承受的载荷没有超过设计载荷,其应力松弛过程仅相当于图 9 所示的 V 和 VI 两个阶段,此时位错的脱钉与回复达成动态平衡,脱钉与回复的独立作用效果难以在应力松弛曲线上表现出来,不便于试验观察。

显然,对于试验中得到的 T9A 扭转弹簧的应力松弛曲线,也可以绘制类似于图 9 中的 f_w 和 τ_c 变化趋势图,不再赘述。综合两种弹簧的试验与分析结果可见,在位错运动引起的应力松弛过程中,DBA 内的位错脱钉将弹性变形能转变为塑性变形能,引起应力松弛和位错密度增加。DEA 内的回复使位错密度降低,并耗散塑性变形能,显然脱钉和回复过程中都伴随有材料微细结构的变化。

4 结论

本文借助初始载荷-温度耦合作用分别观察了位错脱钉和回复对应力松弛过程的影响,分析了松弛过程中的微细结构变化过程,得到以下结论。

1) 初始载荷与温度的耦合作用表现为:当初始载荷较低,不可激活位错到可激活位错的转化是应力松弛的控制过程时,在 393 K 以下应力松弛较快;当初始载荷较大但未超过设计载荷时,可激活位错充足,热激活是应力松弛的控制过程,此时温度越高应力松弛越快;当初始载荷超过设计载荷时,位错富集区内的回复是应力松弛的控制过程,该回复会引起位错贫瘠区的应力增加,并间歇地引发位错脱钉,进而引起间歇应力松弛现象。

2) 在位错运动引起的应力松弛过程中,位错贫瘠区逐渐释放位错,将弹性变形转变为塑性变形,位错富集区不断回复,使材料中的位错密度降低,并耗散塑性变形能。

3) 在间歇应力松弛阶段,应力松弛曲线的平台阶段与位错富集区的体积分数减少阶段有良好的对应关系。

4) 在位错运动引起的应力松弛过程中伴随有微细结构的变化,在应力松弛的初始阶段形成位错富集区与位错贫瘠区组成的微细结构区域,在后续的应力松弛过程中,该微细结构会弱化,但不会消失。

参 考 文 献

[1] SINHA N K, SINHA S. Stress relaxation at high temperatures and the role of delayed elasticity[J]. *Mater Sci Eng A*, 2005, 393: 179–190.

[2] LI J K, WANG Y S, CHEN X, et al. Microstructure evolution in stress relaxation behavior of austenite AISI 304 stainless

steel spring[J]. *Materials Characterization*, 2019, 148: 266–271.

[3] HA J W, SEONG B S, JEONG H W, et al. Effect of cold drawing ratio on γ' precipitation in Inconel X-750[J]. *Materials Characterization*, 2014, 96: 1–5.

[4] HA J W, SEONG B S, JEONG H W, et al. Effects of the aging temperature and stress relaxation conditions on γ' precipitation in Inconel X-750[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2015, 457: 362–368.

[5] HA J W, SEONG B S, WOO W, et al. Effects of γ' precipitation, dislocation density, and grain size on stress-relaxation properties of INCONEL X-750 helical springs[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2017, 48(8): 3665–3674.

[6] LUO J, XIONG W, LI X, et al. Investigation on high-temperature stress relaxation behavior of Ti-6Al-4V sheet[J]. *Materials Science & Engineering*, 2019, A743: 755–763.

[7] 李建明, 赵乃勤, 李群英, 等. 65Mn 弹簧钢在弯曲应力下的松弛行为[J]. *金属热处理*, 2007, 32(5): 90–94.

LI J M, ZHAO N Q, LI Q Y, et al. Bending relaxation behavior of 65Mn spring steel[J]. *Metal heat treatment*, 2007, 32(5): 90–94.

[8] 吴护林, 李忠盛, 金应荣, 等. 弹簧应力松弛反常载荷损失及原因分析[J]. *材料导报*, 2023, 37(23): 22090089.

WU H L, LI Z S, JIN Y R, et al. Abnormal load loss and cause analysis of spring stress relaxation[J]. *Materials Reports*, 2023, 37(23): 22090089.

[9] PENG H L, HOU Z Q, CHEN X, et al. Effect of temperature and cyclic loading on stress relaxation behavior of Ti-6Al-4V titanium alloy[J]. *Materials Science & Engineering*, 2021, A 824: 141789.

[10] ZHANG Y, LI D, LI X, et al. Creep deformation and strength evolution mechanisms of a Ti-6Al-4V alloy during stress relaxation at elevated temperatures from elastic to plastic loading[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 126: 93–105.

[11] 江河, 董建新, 张麦仓, 等. 服役条件下镍基高温合金应力松弛微观机制[J]. *金属学报*, 2019, 55(9): 1211–1220.

JIANG H, DONG J X, ZHANG M C, et al. Stress relaxation mechanism for typical nickel-based superalloy under service condition[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2019, 55(9): 1211–1220.

[12] YANG J, JIANG H, YAO Z, et al. Limitations of calculating stress relaxation limit by function-fitting of Inconel718 superalloy[J]. *Materials Letters*, 2018, 221: 89–92.

[13] 苏德达, 李忆莲, 张捷平. 压缩螺旋弹簧应力松弛性能和组织结构的研究[J]. *金属热处理学报*, 1990, 11(3): 1–12.

SU D D, LI Y L, ZHANG J P. Research on stress relaxation

ability and sub-structure of compressed helical springs[J]. *Journal of Heat Treatment of Metals*, 1990, 11(3): 1–12.

[14] 苏德达. 弹簧(材料)应力松弛及预防[M]. 天津: 天津大学出版社, 2002.

SU D D. Stress relaxation and prevention of springs(materials)[M]. Tianjin: Tianjin University Press, 2002.

[15] 周立初, 胡显军, 马驰, 等. 珠光体层片取向对冷拔珠光体钢丝形变的影响[J]. *金属学报*, 2015, 51(8): 897–903.

ZHOU L C, HU X J, MA C, et al. Effect of pearlitic lamella orientation on deformation of pearlite steel wire during cold drawing[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2015, 51(8): 897–903.

[16] LI P, LI S X, WANG Z G, et al. Basic criterion for the formation of self-organized dislocation patterns in fatigued FCC pure metals[J]. *Sci China Mater*, 2015, 58: 921–928.

[17] 孙茂才. 金属材料力学性能[M]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 2003.

SUN M C. Mechanical properties of metals[M]. Harbin: Harbin Institute of Technology Press, 2003.

[18] MAUGIS P. Thermo-kinetic modelling of the giant snoek effect in carbon-supersaturated iron[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 877: 160236.

[19] 毛卫民. 材料的晶体结构原理[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2007: 144.

MAO W M. Principles of crystal structure of materials [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2007.

[20] 汪复兴. 金属物理[M]. 北京: 机械工业出版社, 1978: 135.

WANG F X. Metal physics [M]. Beijing: Machinery Industry Press, 1978: 135.

[21] 王勃生, 孙福玉, 孟庆恩, 等. 晶体位错链长统计分布理论公式初探[J]. *金属学报*, 1992(3): 6–9.

WANG B S, SUN F Y, MENG Q E, et al. An approach to mathematical modeling of dislocation link length distribution in metal[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 1992(3): 6–9.

[22] 葛庭燧, 容保粹, 王业宁. 钢铁中碳、氮的脱溶、扩散和沉淀[J]. *物理学报*, 1955, 11(1): 91–106.

GE T S, RONG P C, WANG Y N. Diffusion and precipitation of carbon and nitrogen from solid solution in iron and Steel[J]. *Acta Physica Sinica*, 1955, 11(1): 91–106.

[23] SUN Y Q, PENG L J, HUANG G J, et al. Effect of Mg on the stress relaxation resistance of Cu–Cr alloys[J]. *Materials Science & Engineering*, 2021, A799: 140144.

[24] VARMA A, GOKHALE A, JAIN J. et al. Investigation of stress relaxation mechanisms for ductility improvement in SS316L[J]. *Philosophical Magazine*, 2018, 98(3): 165–181.

(责任编辑: 夏书林)