



2 100 MPa 级桥梁缆索用冷拔钢丝微观组织演变及强化机制

杨旭, 鲍思前, 康筱龙, 胡家瑞, 刘晨, 田仁敏

(武汉科技大学钢铁冶金及资源利用省部共建教育部重点实验室, 武汉 430081)

摘要: 利用万能拉伸试验机、透射电子显微镜(TEM)及X射线衍射仪(XRD)等仪器研究了2 100 MPa级桥梁缆索用高强度珠光体钢丝冷拔过程中的微观组织和强化机制,建立了适合中低拉拔应变下钢丝的强化模型。研究表明,当应变增加到1.45时,冷拔后钢丝的抗拉强度和屈服强度分别从热轧盘条的1 530、1 250 MPa增加到2 185、1 880 MPa,伸长率从6.5%降低到2.6%。冷拔后钢丝中铁素体位错密度增大并形成位错墙,珠光体团转向拉拔方向形成纤维状组织,与拉拔轴向呈大角度的渗碳体片层中出现剪切带(S带)。中低拉拔应变下,钢丝屈服强度的实测值符合界面强化及位错强化模型,其强化贡献分别为1 359、569 MPa;界面强化贡献的占比从88%减小到68%,而位错强化贡献的占比从6%增加到29%,界面强化的贡献占主导,但位错强化的增长速度大于界面强化。

关键词: 珠光体钢丝; 冷拔; 微观组织; 位错; 强化机制

DOI:10.20057/j.1003-8620.2024-00168 中图分类号:TG142.1+2

Microstructure Evolution and Strengthening Mechanism of 2 100 MPa Grade Cold-Drawn Steel Wires for Bridge Cables

Yang Xu, Bao Siqian, Kang Xiaolong, Hu Jiarui, Liu Chen, Tian Renming
(Key Laboratory for Ferrous Metallurgy and Resources Utilization of Ministry of Education, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081, China)

Abstract: The microstructure and strengthening mechanism of 2 100 MPa grade steel wires for bridge cables during cold drawing were studied using a universal tensile testing machine, transmission electron microscope (TEM), and X-ray diffractometer (XRD), and the strengthening model suitable for steel wires at low to medium drawing strain was established. The results show that when the stress variable increase to 1.45, the tensile strength and yield strength of cold-drawn steel wires increase from 1 530 MPa and 1 250 MPa of hot-rolled wire rods to 2 185 MPa and 1 880 MPa, respectively, while the elongation decreases from 6.5% to 2.6%. After cold drawing, the dislocation density of ferrite in the steel wires increases and forms dislocation walls. The pearlite colonies turn to the drawing direction to form a fiber texture, and shear bands (S-bands) appear in cementite lamellae with a large angle to the drawing axis. The measured yield strength of steel wires conforms to the interface strengthening and dislocation strengthening models at low and medium drawing strain, with the interface strengthening and dislocation strengthening being 1 359 MPa and 569 MPa, respectively. The contribution ratio of interface strengthening decreased from 88% to 68%, while the contribution ratio of dislocation strengthening increased from 6% to 29%. Although the interface strengthening plays a dominant role in the contribution to the yield strength, the growth rate of dislocation strengthening is greater than that of interface strengthening.

Key Words: Pearlitic Steel Wires; Cold-Drawn; Microstructure; Dislocation; Strengthening Mechanism

经过多道次冷拔的高碳珠光体钢丝因其高强度(最高强度可达7 GPa^[1])和一定的塑韧性,而被广泛应用于桥梁缆索、轮胎子午线和高层建筑等领域^[2-3]。珠光体钢丝成分主要是Fe和C,其中,含碳量为0.7%~1.0%^[4-5],合金元素含量极少,工艺上仅使用冷拔变形,但强度远高于利用多种强化方式及高合金含量的马氏体时效钢。因而,冷拔高碳珠光

体钢丝的变形行为及强化机制成为研究的热点^[6-9]。Embury等^[10]将珠光体钢丝的高强度与渗碳体片层之间的间距联系起来,认为渗碳体可以作为位错滑移的屏障,从而提出了界面强化机制,并引入了Hall-Petch关系式。但研究发现该关系只适用于冷拔应变较小的情况,在较大的冷拔应变时,计算值与实测值有较大的偏差,说明此时不单单是界

基金项目: 国家重点研发计划专项资助(2022YFB3706701)

作者简介: 杨旭(1998—),男,硕士; E-mail:17762834513@163.com; 收稿日期: 2024-07-03

通信作者: 鲍思前(1974—),男,博士,教授; E-mail:baosiqian@wust.edu.cn

面强化这一种机制,而是多种强化机制混合作用的结果。陈焕友等^[11]认为钢丝冷拔变形后,位错密度逐渐增大,导致钢丝强度快速上升,所以位错强化机制需要考虑。Li 等^[12]的研究发现,对于冷拔应变较大的珠光体钢丝,渗碳体层发生分解;当冷拔应变量为 3.67 时,碳原子引起的固溶强化约为 400 MPa。在上述基础上,Zhang 等^[13]研究了大应变下冷拔珠光体钢丝的微观组织演变及强化机理,并得出三种强化机制:界面强化、位错强化以及固溶强化。

对于桥梁缆索用高碳钢丝而言,一般冷拔应变相对较小,主要是考虑到冷拔应变较大时会降低钢丝的扭转、缠绕等塑性指标。因而,在这种中低冷拔应变下,除了界面强化外,还需要明确是否存在位错强化和固溶强化以及相应的强化增量。本文针对 2 100 MPa 级桥梁缆索用钢丝冷拔过程中的微观组织和力学性能进行研究,建立相关强化模型并计算不同强化机制的贡献值,为优化冷拔工艺及开发更高强度的桥梁缆索用高碳钢丝提供理论基础和技术支撑。

1 实验材料及方法

1.1 实验材料

实验材料取自国内某公司提供的 2 100 MPa 级桥梁缆索用冷拔钢丝,其主要化学成分见表 1。将直径为 15 mm 的热轧盘条酸洗、磷化后经七个道次连续拉拔至直径为 7.25 mm,随后经拉伸矫直至直径为 7 mm,目的是引入少量的塑性变形以改善钢丝内部的应力分布^[14]。为了防止冷拔过程中温升产生的时效硬化影响钢丝扭转性能,通过慢速冷拔控制钢丝表面温度小于 150 °C。冷拔后将直径为 7 mm 的光面钢丝置于 450 °C 左右的锌液中得到成品镀锌钢丝。冷拔钢丝的应变变量可以用式(1)表示。

$$\varepsilon = 2\ln\left(\frac{D_0}{D_i}\right) \quad (1)$$

式中, ε 为钢丝的应变变量; D_0 和 D_i 分别是盘条和冷拔钢丝的直径,mm。具体拉拔应变变量见表 2。

1.2 实验方法

采用 Instorn-3382 型万能拉伸试验机测得不同应变变量下钢丝的抗拉强度、屈服强度及伸长率,每

表 1 钢丝的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of steel wires %								
C	Si	Mn	Cr	V	Nb	Al	Ti	Fe
0.95	1.25	0.79	0.38	0.071	0.016	0.04	0.014	Bal.

表 2 冷拔钢丝各道次的直径及应变变量

Table 2 Diameter and strain variable of each pass of cold-drawn steel wires

直径/mm	15.00	13.50	12.00	10.62	9.45	8.59	7.76	7.25	7.00
应变变量	0	0.21	0.45	0.69	0.92	1.11	1.32	1.45	1.52

个应变变量重复三次测量并取平均值;使用 Apreo S HiVac 型场发射扫描电镜(SEM)观察拉伸断口的形貌变化。利用线切割在钢丝纵截面切取厚度约 300 μm 的薄片,分别使用 800#、1000#、1200#、1500# 和 2000# 砂纸减薄至 80 μm 后冲成直径为 $\phi 3$ mm 的圆片,随后在电解双喷减薄仪上减薄至 50 μm 左右制备透射电子显微镜(TEM)样品,采用 JEM-F200 型透射电子显微镜分析钢丝纵截面的微观组织及位错形貌。在 TEM 亮场显微照片中分别采用圆线法和垂线法测定不同应变变量钢丝珠光体片层间距和渗碳体片层厚度,对每个样品中至少 30 张显微照片进行测定并取平均值。使用 SmartLab SE 型 X 射线衍射仪(XRD)测定钢丝中的位错密度,采用的靶材为 Cu 靶,扫描步长为 0.0205°。

2 实验结果与分析

2.1 力学性能

图 1 是冷拔钢丝的力学性能变化图。由图 1 可知,冷拔后钢丝的强度快速上升,而伸长率逐渐下降;但经拉伸矫直后强度有所下降,而伸长率略有提高。不考虑拉伸矫直,冷拔后的钢丝($\varepsilon=1.45$)抗拉强度和屈服强度分别从热轧盘条的 1 530、1 250 MPa 增加到 2 185、1 880 MPa,伸长率从 6.5% 降低到 2.6%。

由图 2 钢丝的拉伸断口形貌可知,热轧盘条断口具有明显的颈缩现象,呈现典型的韧性断裂特

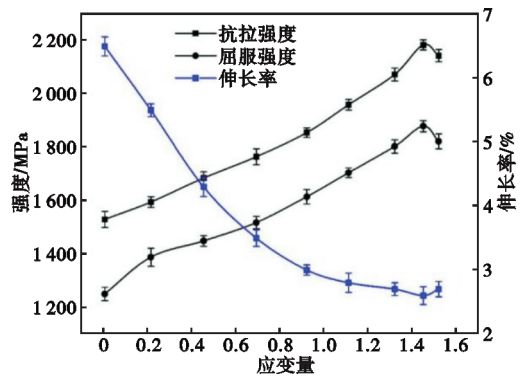


图 1 不同应变变量下钢丝的强度及伸长率

Fig. 1 Strength and elongation of steel wires at different strains

征;经过冷拔后,断裂面呈现出清晰可见的杯锥形形貌;当 $\epsilon=1.32$ 时,裂纹贯穿断口表面,呈现韧脆混合性断裂特征。

2.2 微观组织

图3是不同拉拔应变变量下钢丝纵截面珠光体片层的TEM形貌。由图可见,对于未经拉拔的热轧盘条而言,珠光体团边界清晰,未表现出明显的择优取向,珠光体片层间距约为90 nm,如图3(a)所示;铁素体中存在少量位错,位错线排列较为规则,如图3(b)所示。当拉拔应变变量 ϵ 为0.69时,珠光体片层向拉拔轴向偏转,片层间距逐渐减小,与拉拔轴向成大角度的片层发生弯曲形成S带,如图3(c)所

示;对图3(c)中白色方框中的S带进行放大观察发现位错密度显著增加,且位错线发生缠结,组态变得复杂,如图3(d)所示。当拉拔应变变量 ϵ 达到1.45时,大部分珠光体片层与拉拔轴向平行形成纤维状组织,片层间距减小至60 nm左右,同时铁素体中的位错密度进一步增加形成位错墙,如图3(e)(f)所示。

表3是不同拉拔应变变量下珠光体片层间距(*ILS*)、铁素体片层厚度(*F*)和渗碳体片层厚度(*T*)的测量值。由表3可见,热轧盘条中*ILS*、*F*和*T*分别为89、70、19 nm,随着拉拔应变变量增大至1.45时,*ILS*、*F*和*T*分别逐渐减小至59、50、9 nm。

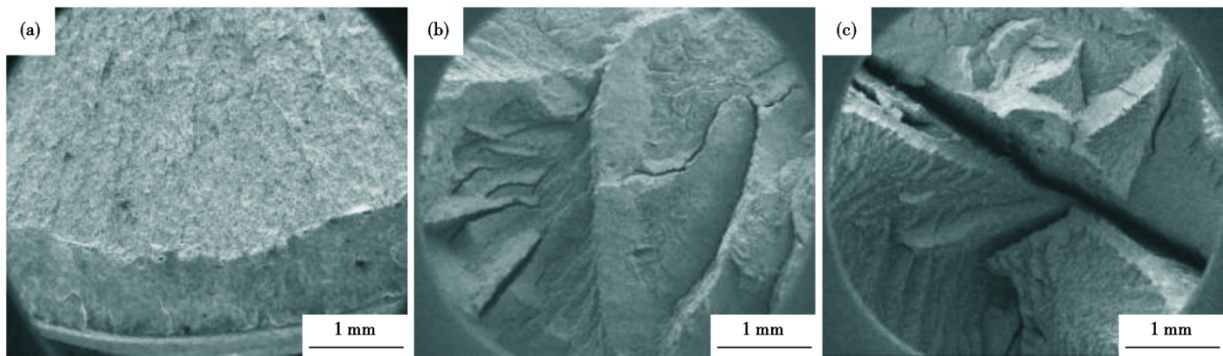


图2 不同应变变量下钢丝的拉伸断口形貌:(a) $\epsilon=0$, (b) $\epsilon=0.69$, (c) $\epsilon=1.32$

Fig. 2 Morphologies of tensile fracture of steel wires at different strains : (a) $\epsilon=0$, (b) $\epsilon=0.69$, (c) $\epsilon=1.32$

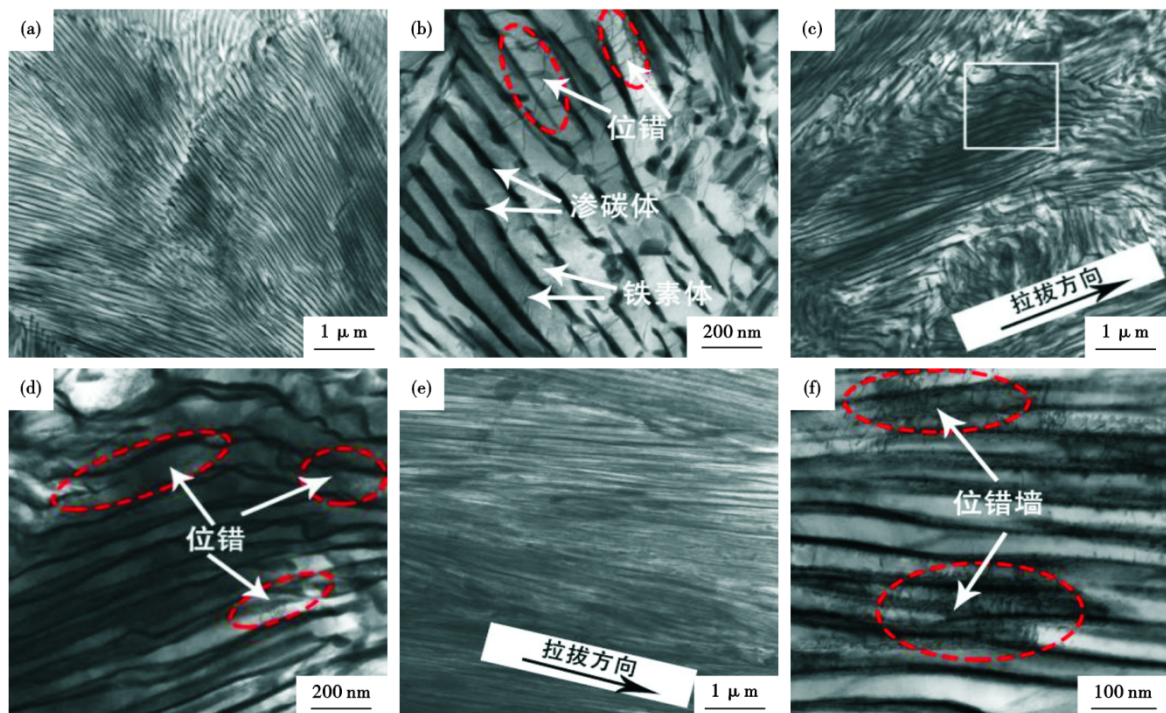


图3 不同应变变量下钢丝TEM形貌:(a)(b) $\epsilon=0$; (c)(d) $\epsilon=0.69$; (e)(f) $\epsilon=1.45$

Fig. 3 TEM morphologies of steel wires at different strains : (a) (b) $\epsilon=0$; (c) (d) $\epsilon=0.69$; (e) (f) $\epsilon=1.45$

表 3 不同应变下的珠光体片层间距、铁素体片层厚度和渗碳体片层厚度测量值
Table 3 The measured values of *ILS*, *F* and *T* at different strains

组织	应变							
	0	0.21	0.45	0.69	0.92	1.11	1.32	1.45
珠光体片层间距	89	80	75	70	66	63	61	59
铁素体片层厚度	70	63	60	56.5	54	52	51	50
渗碳体片层厚度	19	17	15	13.5	12	11	10	9

2.3 位错密度

金属材料内部位错密度的测量常采用 XRD 线性分析法和 TEM 观察法。TEM 观察法可直观的观察材料内部的位错密度,但制样复杂并且需考虑样品大小以及位错的分布情况;X 射线衍射分析法制样简单,但低密度位错时测量误差较大。

选用 XRD 线性分析法来测定位错密度。Williamson 和 Samllman 等^[15]认为可以用衍射峰宽化模型来分析计算材料中的位错密度(即 WH 方法),该方法具体表示如式(2):

$$\beta_s = 2e \tan \theta \tag{2}$$

式中, β_s 为位错造成的宽化; e 为微观畸变; θ 为衍射峰的位置(2θ)。

当晶格畸变只受到位错等缺陷的影响时,位错密度 ρ 和微观畸变 e 之间的关系可以表示如式(3):

$$\rho = 14.4 \frac{e^2}{b^2} \tag{3}$$

式中, b 为铁素体柏氏矢量,取值 0.248 nm。XRD 的测试结果如图 4 所示,冷拔后,铁素体不同衍射峰的宽度均有增加且强度减小。

采用半高宽 β 来表征宽化的物理量,在不同衍射峰位置利用 $\beta \cos \theta / \lambda \sim 2 \sin \theta / \lambda$ 作图得出斜率,即为微观畸变 e 。根据图 4 可以得到不同应变下铁素体各衍射峰的半高宽 β ,不同应变下钢丝 $2 \sin \theta / \lambda$ 和 $\beta \cos \theta / \lambda$ 的关系图及位错密度如图 5 所示。图中

直线的斜率(即微观畸变 e)随着拉拔应变量的增加而逐渐增大,如图 5(a)所示;同时,位错密度由 $8.9 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$ 逐渐增大至 $3.7 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$,如图 5(b)所示。

2.4 强化模型

高碳珠光体钢丝因为冷拔变形而产生了明显的加工硬化,从而获得了高强度。相关研究表明^[13],界面强化(σ_b)、位错强化(σ_p)和固溶强化(σ_{ss})是大应变下钢丝的三种主要强化机制,其关系式表示如式(4):

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma_p + \sigma_b + \sigma_{ss} \tag{4}$$

式中, σ 为给定拉拔应变下的流动应力,MPa; σ_0 为纯铁素体的晶格阻力,根据相关文献取值 60 MPa^[16]。

本文研究的桥梁缆索用高碳钢丝最大拉拔应变只有 1.45,根据前期的研究,在这种中低拉拔应变下,钢丝中渗碳体分解不明显,再结合(110)峰进行放大观察,拉拔过程中衍射峰的位置未发生明显偏移,如图 4(b)所示,由此推测渗碳体几乎没有溶解,因此,可以不考虑 C 的固溶强化效果。但冷拔后,位错密度增大,需要考虑位错对屈服强度的贡献。

2.4.1 界面强化

基于修正的 Hall-Petch 公式计算界面强化的贡献值,其关系式如式(5)所示^[10]。

$$\sigma_b = k(ILS)^{-0.5} \tag{5}$$

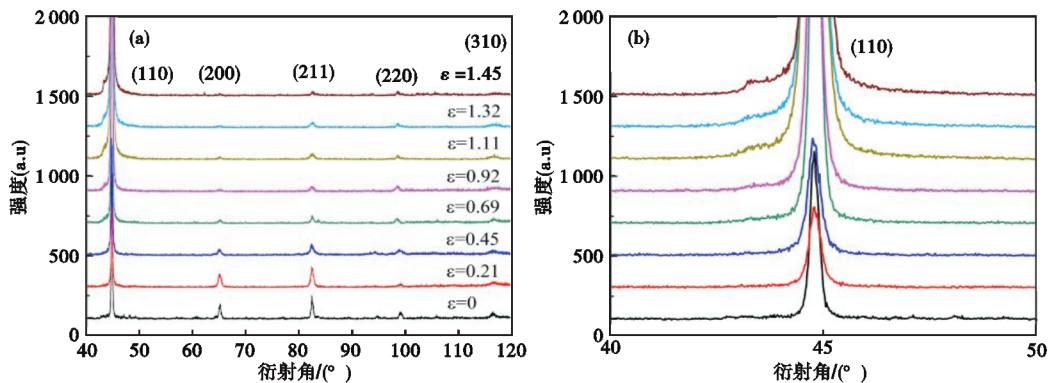


图 4 不同应变下钢丝的 XRD 图谱:(a)XRD 图谱,(b)(110)峰位的放大图

Fig. 4 XRD patterns of steel wires at different strains : (a)XRD pattern, (b)amplification diagram of (110) peak position

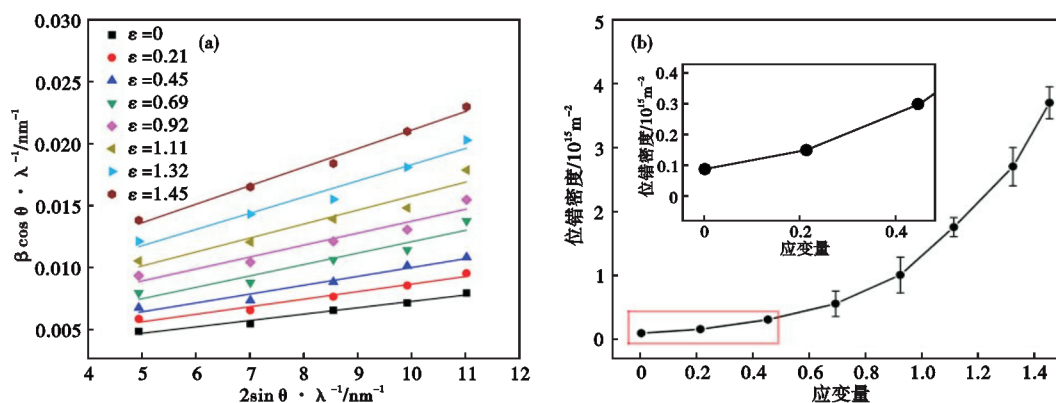


图5 不同应变变量下钢丝 $2 \sin\theta/\lambda$ 和 $\beta\cos\theta/\lambda$ 的关系图及位错密度:(a) $2 \sin\theta/\lambda$ 和 $\beta\cos\theta/\lambda$ 的关系图,(b)位错密度
Fig. 5 Plot of the relationship between $2 \sin\theta/\lambda$ and $\beta\cos\theta/\lambda$ and dislocation density of steel wires at different strains : (a) plot of $2 \sin\theta/\lambda$ and $\beta\cos\theta/\lambda$, (b) dislocation density

式中, k 为常数, 根据文献 [17] 取值 $0.33 \text{ MPa}^{0.5}$; ILS 为珠光体片层间距, nm 。根据表 3 不同应变变量下铁素体片层厚度测量值, 计算不同应变变量下界面强化的贡献值见表 4。由表 4 可见, 热轧盘条界面强化的贡献值为 1106 MPa , 拉拔后界面强化的贡献值为 1359 MPa , 拉拔过程中由于珠光体片间距细化的界面强化增量为 253 MPa 。

2.4.2 位错强化

钢丝拉拔过程中, 位错密度不断增加, 因而, 位错强化作用增强。位错强化可以表示如式(6):

$$\sigma_p = M\alpha Gb\sqrt{\rho} \quad (6)$$

式中, M 为取向因子, 取值 $2^{[13]}$; α 为常数, 取值 $0.24^{[13]}$; G 为铁素体剪切模量, 取值 77.5 GPa ; ρ 为铁素体片层中的位错密度, m^{-2} 。计算结果见表 4, 热轧盘条位错强化的贡献值为 87 MPa , 拉拔后位错强化的贡献值为 569 MPa , 拉拔过程中位错强化增量为 482 MPa , 远大于界面强化增量 253 MPa 。

由表 4 中不同应变变量下钢丝屈服强度计算值及测量值对比可见, 屈服强度计算值与测量值相差不大, 说明在中低应变下冷拔珠光体钢丝的强化机制符合界面强化和位错强化模型。

3 结果讨论

相关研究^[18-19]表明 Hall-Petch 参数 k 的微小变化将显著影响钢丝的强度。Mintz^[18]认为: k 受合金元素、冷却速率和晶粒尺寸等因素的影响, 在这些因素中, 晶界边缘密度可能是影响 k 的最大因素。Zhang 等^[13]则认为 k 受到初始盘条珠光体片层间距的影响。Choi 和 Park 等^[17]的研究发现 Hall-Petch 参数 k 与珠光体片层间间距和冷却速率无关, 与钢丝中的含碳量有关; 当含碳量在 $0.83\% \sim 1.12\%$ 时, k

表 4 不同应变变量下钢丝屈服强度计算值及测量值对比
Table 4 Comparison of the calculated and measured yield strength of steel wires at different strains MPa

强度	应变变量							
	0	0.21	0.45	0.69	0.92	1.11	1.32	1.45
晶格阻力	60	60	60	60	60	60	60	60
界面强化	1106	1167	1205	1247	1285	1315	1336	1359
位错强化	87	113	160	216	292	386	479	569
计算值	1253	1340	1425	1523	1637	1761	1898	1988
测量值	1250	1388	1449	1518	1615	1705	1804	1880
差值	3	-44	-24	5	22	56	94	108

值大约在 $0.28 \sim 0.37 \text{ MPa}^{0.5}$, 且 k 的大小随着含碳量的增加而增大。本文研究钢种含碳量为 0.95% , 因此, k 值取 $0.33 \text{ MPa}^{0.5}$ 。Zhang 等^[13]研究的共析钢的含碳量为 0.8% , 同时其模型中使用铁素体片层厚度的两倍 [$\sigma_b = k(2d)^{-0.5}$] 来计算界面强化, 所以, k 值取 $0.31 \text{ MPa}^{0.5}$ 。图 6 是在不同 Hall-Petch 参数 k 下获得的钢丝的计算值和测量值。图中可以看出, 当 $k=0.33 \text{ MPa}^{0.5}$ 时, 计算值与测量值更接近, 进一步说明 Hall-Petch 参数 k 的微小变化将显著影响钢丝强化模型的建立。

重度冷拔过程中, 渗碳体片层的溶解会造成铁素体晶格畸变, 并导致 XRD 图谱的峰位有所偏移^[20]。Zhang 等^[13]的研究指出: 当应变变量低于 2.7 时, 固溶强化的作用很小或者可以忽略不计。本文 XRD 衍射图谱上各峰位有一定的宽化, 但未发生明显偏移, 表明铁素体晶格并未发生畸变。因此, 固溶强化的作用可以忽略不计。衍射峰的宽化是由于纳米结构和高残余内应力引起的, 表明在冷拔过程中铁素体片层的细化和位错密度的增加^[21](见图 3)。图 7 是不同强化机制对钢丝屈服强度的贡献。

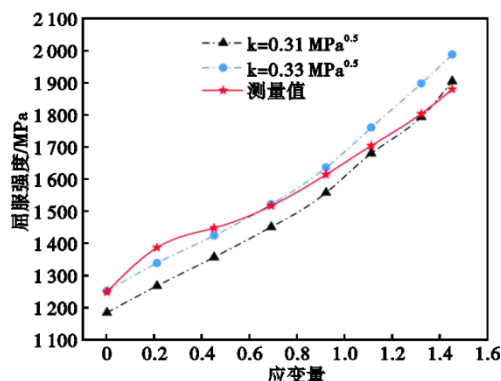


图6 不同Hall-Petch参数 k 下获得的钢丝屈服强度的计算值以及测量值

Fig. 6 The measured value and calculated value of yield strength of steel wires obtained under different Hall-Petch parameters k

由图7可见,各强化机制的贡献逐渐增大,当应变变量达到1.45时,界面强化和位错强化分别为1359、569 MPa。界面强化以及位错强化对屈服强度贡献的占比分别从88%减小到68%,以及6%增加到29%;界面强化对屈服强度的贡献占主导,但位错强化的增长速度大于界面强化。这主要是由于在冷拔初期,铁素体和渗碳体片层协同变形并减薄,导致界面增多,阻碍了位错的滑移,提高了钢丝强度;同时,铁素体内位错密度快速增大,导致位错强化增长速度较快。当 $\varepsilon > 1$ 时,铁素体中出现位错墙和位错胞等组织,位错密度进一步增加,使得位错强化效果更加显著。

4 结论

(1)冷拔后钢丝($\varepsilon=1.45$)的抗拉强度和屈服强度分别从热轧盘条的1530、1250 MPa增加到

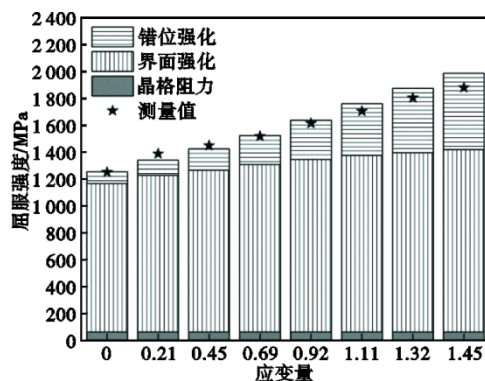


图7 各强化机制对钢丝屈服强度的贡献

Fig. 7 Contribution of various strengthening mechanisms to the yield strength of wires

2185、1880 MPa,伸长率从6.5%降低到2.6%;热轧盘条断口具有明显的颈缩现象,呈现典型的韧性断裂特征;经过冷拔后,呈现韧脆混合性断裂特征。

(2)随着应变量的增加,铁素体和渗碳体片层协同变形并转向拉拔方向形成纤维状组织,与拉拔方向呈大角度的渗碳体片层中形成S带。热轧盘条中存在少量位错,位错密度约为 $8.9 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$ 。冷拔后,铁素体中的位错发生缠结并形成位错墙,位错密度逐渐增大至 $3.7 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ 。

(3)中低拉拔应变下,钢丝屈服强度的实测值符合界面强化及位错强化模型,且强化贡献逐渐增大,当应变变量达到1.45时,界面强化和位错强化分别为1359、569 MPa。界面强化对屈服强度贡献的占比从88%减小到68%,而位错强化对屈服强度贡献的占比从6%增加到29%;界面强化对屈服强度的贡献占主导,但位错强化的增长速度大于界面强化。

参考文献

- [1] Zhou Y T, Shao X H, Zheng S J, et al. Structure evolution of the Fe₃C/Fe interface mediated by cementite decomposition in cold-deformed pearlitic steel wires [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 101: 28-36.
- [2] Zhang F, Mao X P, Bao S Q, et al. Microstructure evolution and its effects on the mechanical behavior of cold drawn pearlite steel wires for bridge cables [J]. Journal of Wuhan University of Technology-Mater Sci Ed, 2022, 37(1): 96-103.
- [3] Jafari M, Bang C W, Han J C, et al. Evolution of microstructure and tensile properties of cold-drawn hyper-eutectoid steel wires during post-deformation annealing [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 41: 1-11.
- [4] 宋延成, 张奇毅, 陈海燕, 等. Cr对超高强帘线钢LX82A工艺和力学性能的影响[J]. 特殊钢, 2023, 44(3): 20-23.
- [5] 李桂英, 李麦麦. 钢帘线用钢C82D2盘条拉拔断丝成因分析和工艺改进[J]. 特殊钢, 2021, 42(4): 30-34.
- [6] 瞿熙, 鲍思前, 赵刚, 等. 高碳钢丝拉拔过程中的组织性能演变[J]. 材料科学与工程学报, 2021, 39(6): 937-942.
- [7] 屈小波, 王森, 曹磊, 等. 桥梁缆索用87MnSi钢线材微观组织演变对力学性能的影响[J]. 特殊钢, 2024, 45(3): 114-118.
- [8] 苏红艳. 退火工艺对2000 MPa级冷拉钢丝组织和性能的影响[J]. 钢铁钒钛, 2022, 43(2): 172-177.
- [9] 贺萌, 鲍思前, 赵刚, 等. 退火对冷拔高碳钢丝组织及性能的影响[J]. 金属热处理, 2020, 45(11): 144-147.
- [10] Embury J D, Fisher R M. The structure and properties of drawn pearlite [J]. Acta Metallurgica, 1966, 14(2): 147-159.
- [11] 陈焕友, 李烈军, 邢献强, 等. 高碳钢丝冷拔中的组织演变和

- 强化机理研究[J]. 热加工工艺, 2019, 20: 19-48.
- [12] Li Y J, Kostka A, Choi P, et al. Mechanisms of subgrain coarsening and its effect on the mechanical properties of carbon-supersaturated nanocrystalline hypereutectoid steel [J]. *Acta Materialia*, 2015, 84: 110-123.
- [13] Zhang X D, Hansen N, Godfrey A, et al. Dislocation-based plasticity and strengthening mechanisms in sub-20 nm lamellar structures in pearlitic steel wire [J]. *Acta Materialia*, 2016, 114: 176-183.
- [14] 蔡 磊, 朱建国, 程 亮, 等. 高碳钢丝多道次拉拔及矫直对残余应力的影响[J]. *中国材料进展*, 2021, 40(6): 427-431.
- [15] Williamson G K, Smallman R E. III. Dislocation densities in some annealed and cold-worked metals from measurements on the X-ray debye-scherrer spectrum [J]. *Philosophical Magazine*, 1956, 1(1): 34-46.
- [16] Zhang X D, Godfrey A, Hansen N, et al. Evolution of cementite morphology in pearlitic steel wire during wet wire drawing [J]. *Materials Characterization*, 2010, 61(1): 65-72.
- [17] Choi H C, Park K T. The effect of carbon content on the hall-petch parameter in the cold drawn hypereutectoid steels [J]. *Scripta Materialia*, 1996, 34(6): 857-862.
- [18] Mintz B. Importance of k_y (Hall-Petch slope) in determining strength of steels [J]. *Metals Technology*, 1984, 11 (1) : 265-272.
- [19] O'Donnely B E, Baker T N. Strengthening in low carbon pearlitic steels [J]. *Materials Science and Engineering*, 1986, 84: 131-135.
- [20] Hono K, Ohnuma M, Murayama M, et al. Cementite decomposition in heavily drawn pearlite steel wire [J]. *Scripta Materialia*, 2001, 44(6): 977-983.
- [21] Wei D S, Li L, Min X G, et al. Microstructure and mechanical properties of heavily cold drawn pearlitic steel wires: Effects of low temperature annealing [J]. *Materials Characterization*, 2019, 153: 108-114.