

冷拔高强 00Cr18Ni10N 不锈钢丝显微组织与力学性能*

黄文克^{1,2)} 孔凡亚¹⁾

1) 中国科学院金属研究所, 沈阳 110016

2) 中国科学院研究生院, 北京 100049

摘要 对 00Cr18Ni10N(质量分数, %) 不锈钢丝进行室温拔制, 获得了不同面缩率的不锈钢丝。拉伸实验、磁性实验与显微组织观察表明, 面缩率小于 40% 的形变初期阶段, 滑移与孪生是主要的变形方式, 显微组织含大量孪生片层, 亚结构由形变孪晶和位错胞组成, 抗拉强度在 600—1200 MPa 范围内变化。面缩率大于 40% 的大变形阶段, 形变马氏体继孪生之后开始参与变形, 显微组织是纤维状的条带, 亚结构由位错胞与形状不规则、细碎的形变孪晶所组成, 抗拉强度在 1200 MPa 以上。

关键词 不锈钢丝, 冷拔, 孪生片层, 形变孪晶, 形变马氏体

中图分类号 TG142.7

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2009)03-0275-05

MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTY OF COLD DRAWN HIGH STRENGTH 00Cr18Ni10N STAINLESS STEEL WIRE

HUANG Wenke^{1,2)}, KONG Fanya¹⁾

1) Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016

2) Graduate University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049

Correspondent: HUANG Wenke, Tel: (024)23971633, E-mail: wkhuang@imr.ac.cn

Manuscript received 2008-07-30, in revised form 2008-11-27

ABSTRACT 00Cr18Ni10N (mass fraction, %) stainless steel wires with different reductions of area were obtained through cold drawing. Tensile test, magnetic test and microstructure observation show that at the initial stage of deformation ($\epsilon \leq 40\%$), slipping and twinning are the main deformation mechanism, more amounts of twin lamella and dislocation cell microstructure appear, and the tensile strength changes from 600 to 1200 MPa. At the large deformation stage ($\epsilon > 40\%$), strain induced martensites begin to take a part of deformation, the microstructure exhibits a fibrous band-like character, its substructure consists of dislocation cell and broken deformation twin with irregular shape, and the tensile strength is above 1200 MPa.

KEY WORDS stainless steel wire, cold drawing, twin lamella, deformation twin, strain induced martensite

奥氏体不锈钢具有强烈的加工硬化倾向与优良的耐腐蚀性能, 因此可被用来制作高强度不锈钢丝^[1,2]。在冷变形过程中, 金属材料宏观力学性能的变化主要源于微观组织的变化。位错胞状组织和形变孪晶等作为奥氏体不锈钢中比较常见的形变组织, 在冷变形过程中均使位错运动的障碍增加, 产生加工硬化。奥氏体不锈钢具有较低的层错能, 孪生是其常见的形变方式^[3,4]。该类不锈钢经冷变形还会诱发马氏体相变^[5-10], 对力学性能产生重要影响。

成分、变形方式以及温度等都会对不锈钢的微观组织比如亚结构、形变马氏体等产生影响, 进而影响到力学性能。关于奥氏体不锈钢板、带材微观组织与力学性能的研究有很多, 但对于不锈钢丝材的却不多见。此外, 由于宏观上的力学性能是综合作用结果, 很难将单一的强化因素单独分离开, 尤其是进行量化研究。本文主要对不锈钢丝显微组织在冷拔过程中的变化以及它们对力学性能的影响进行研究。采用超低碳奥氏体不锈钢 00Cr18Ni10N 作为研究对象, 一方面是因为较低的 C 含量避免了晶间腐蚀现象的发生^[11]; 另一方面, 由于间隙原子 C 的减少会弱化固溶强化效果, 因此在此钢中加入适量与 C 有类似强化效应的 N, 使强度维持在较高水平。

* 收到初稿日期: 2008-07-30, 收到修改稿日期: 2008-11-27

作者简介: 黄文克, 女, 1981 年生, 博士生

1 实验方法

00Cr18Ni10N 的成分 (质量分数, %) 为 C 0.010, Cr 18.24, Ni 9.68, N 0.099, Mn 1.23, Si 0.04, P 0.014, S 0.0056. 对热轧后直径为 10 mm 的盘条固溶处理后进行室温减径拔制, 再经固溶处理之后进行成品拔制, 获得面缩率分别为 10%, 36%, 45.1%, 67.3%, 75% 和 84% 的钢丝. 这里的面缩率是指变形前后丝材横截面面积的变化率 ($\psi=(S_0 - S_1)/S_0$). 为避免产生由于体积变化而引起的性能变化, 所有的丝材最终直径统一为 2 mm.

室温拉伸在 Z050 拉伸试验机上进行, 拉伸速率为 5 mm/min, 标距 100 mm. 金相样品在抛光机上抛光之后, 用 FeCl_3 盐酸水溶液进行浸蚀, 然后在 Leica 公司 MEF4 型光学显微镜下观察组织. 在钢丝纵向取样, 研磨至厚度约为 30 μm , 减薄之后在 JEOL2010 透射电子显

微镜 (TEM) 下进行观察.

对于形变马氏体的测定, 采用 X 射线衍射 (XRD) 法或磁性检测法^[12]. 采用 XRD 法时, 相的体积分数须大于 5%, 而且由于冷拔态丝材的织构比较严重, 会对 XRD 的定量结果造成影响; 磁性检测则不受此限制. 因此, 本实验通过磁性检测法对 α' 相进行检测: 由于奥氏体是非铁磁性, 形变马氏体 α' 相是铁磁性, 因此可通过测量样品的饱和磁化强度来检测 α' 相的含量^[13]. 饱和磁化强度的测量在超导量子磁强计 (SQUID, superconducting quantum interference device magnetometer) 上进行. 待测样品的外加磁场统一为 1 T.

2 实验结果

2.1 金相组织

图 1a 为 00Cr18Ni10N 钢丝固溶态的组织. 为典型

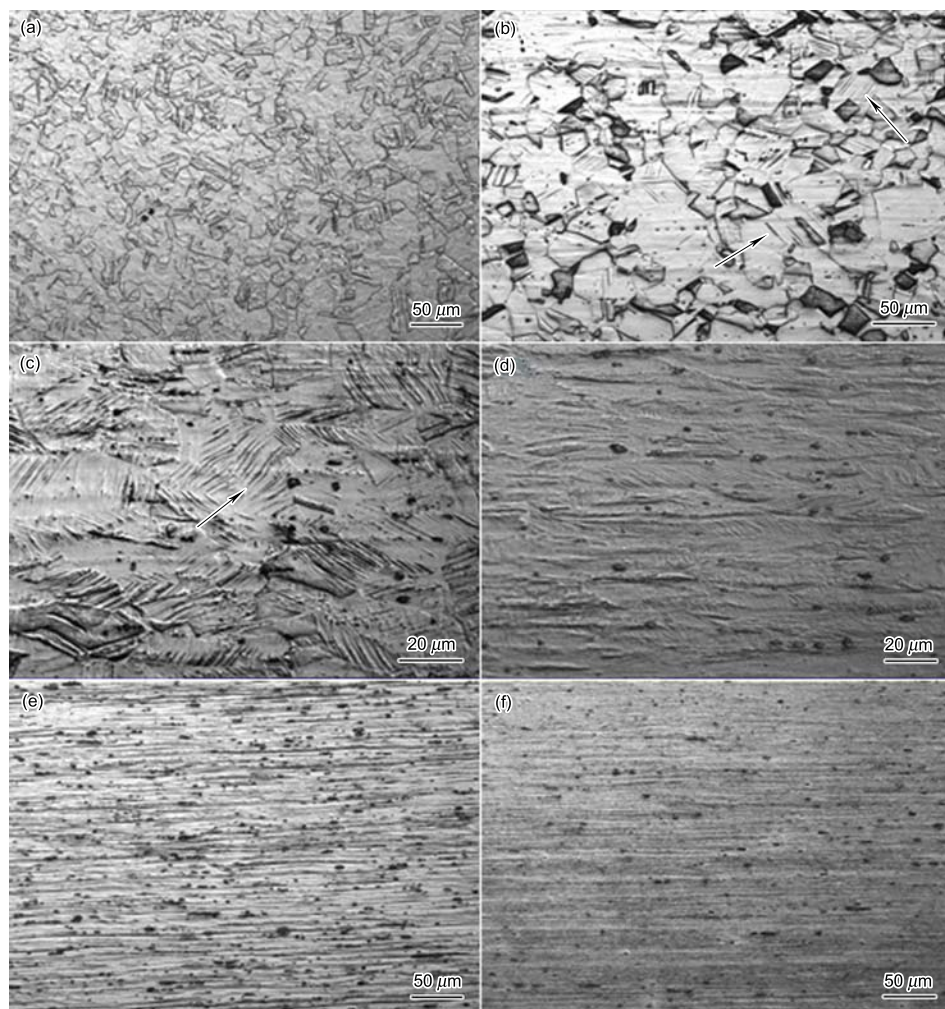


图 1 00Cr18Ni10N 钢丝在不同面缩率时的组织

Fig.1 Microstructures of 00Cr18Ni10N steel wire with different reductions of area (the cold drawing direction is horizontal)

(a) solid solution state, austenite and annealed twins (b) after 10% reduction of area, lamella structures appeared, as shown as arrows (c) after 36% reduction of area, lamella structure increased and bent, as shown as arrow (d) after 67.3% reduction of area, lamella structure decreased and grains elongated along drawing direction (e) after 75% reduction of area, fibrous band-like structure formed (f) after 84% reduction of area, fibrous band-like character

的奥氏体, 分布有退火孪晶. 用划线法求得平均晶粒尺寸为 $33.4 \mu\text{m}$. 面缩率为 10% 的 00Cr18Ni10N 钢丝中开始出现平行排列的片层组织, 如图 1b 中箭头所示, 这些片层比较分散. 面缩率为 36% 的金相照片上有大量的片层组织, 某些片层还发生了弯曲变形, 见图 1c. Tsakiris 和 Edmonds^[14] 在其它奥氏体钢的形变组织中也观察到类似的结构, 最后确认为是孪生组织.

在面缩率为 67.3% 的组织中 (图 1d) 很难观察到清晰的孪生片层, 只可看到漩涡状的孪生团簇以及少量的孪生片层. 此时晶粒已严重变形, 沿拔制方向 (横向) 被拉长, 晶界模糊不完整. 晶粒内部的孪生片层随着原晶粒的变形而向拔制方向转动. 图 1d 中的孪生片层看起来比较短小, 较长的片层与冷拔方向呈较小的角度, 较短的则与拔制方向接近垂直, 片层数量明显少于图 1c 所示组织中的片层数量.

面缩率为 75% 与 84% 时的组织是与拔制方向平行的条带状纤维流线组织, 如图 1e 和 f 所示. 图中已分辨不出晶粒边界. 图 1f 中条带的平均横截面直径为 $4.8 \mu\text{m}$.

2.2 TEM 观测

图 2 是 00Cr18Ni10N 钢丝冷拔态显微组织的 TEM 像. 亚结构主要是形变孪晶, 孪晶之间分布有位错胞. 不同面缩率下的孪晶形貌不同: 面缩率为 36% 时, 形变孪

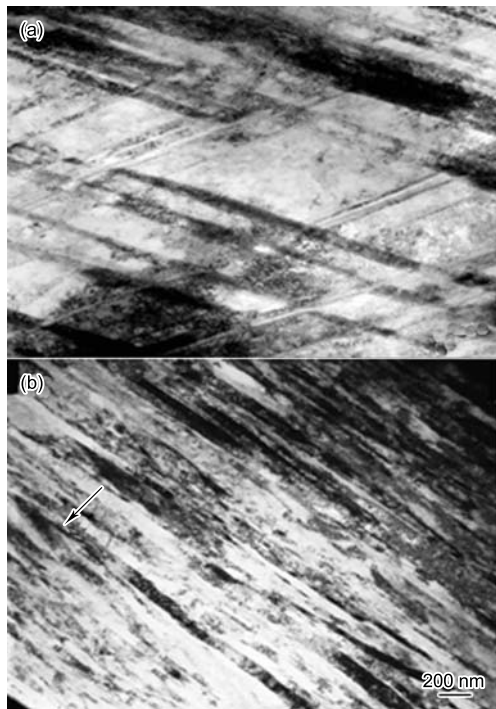


图 2 面缩率分别为 36% 与 84% 的 00Cr18Ni10N 钢丝的 TEM 像

Fig.2 TEM graphs of 00Cr18Ni10N steel wire with area reductions of 36% (a) and 84% (b), showing deformation induced twins and dislocation cells between twin plates, the arrow in Fig.2b showing the secondary twins

晶相互交错, 是比较平直的板条, 如图 2a 所示. 面缩率为 84% 时, 显微组织也是孪晶, 但形状不规则、细碎, 已接近平行状排列, 如图 2b 所示. 在图 2b 中还能观察到二次孪晶. Xue 等^[15] 对二次孪晶的形貌进行了详细的观察, 并对其形成机制进行了分析, 认为二次孪晶是在剪切力的作用下, 在已形成的孪晶内部所产生的新孪晶. 二次孪晶一般是在剧烈塑性变形之后产生的, 可进一步细化晶粒.

2.3 力学性能与形变马氏体

图 3 为 00Cr18Ni10N 钢丝的力学性能随面缩率的变化. 可见, 抗拉强度随面缩率的增大而增加, 由固溶态的 605 MPa 增至面缩率为 84% 时的 1700 MPa, 提高了约 2 倍. 实验结果还表明, 面缩率为 36%, 67.3% 和 84% 时, 屈服强度由固溶态的 270 MPa 分别增至 998.7, 1405.7 和 1505.8 MPa, 提高了 4 倍多. 断后伸长率随面缩率的增加而下降, 由固溶态的 67% 降至面缩率为 84% 时的 1.98%. 断后伸长率在面缩率小于 40% 的形变初期阶段下降较快, 在面缩率为 40% 以上时趋于平缓.

图 4 为 α' 相含量随应变的变化曲线. α' 相含量随应变的增加而增加, 面缩率在 40% 以后 (对应的应变为 0.51), α' 数量的增加开始加快.

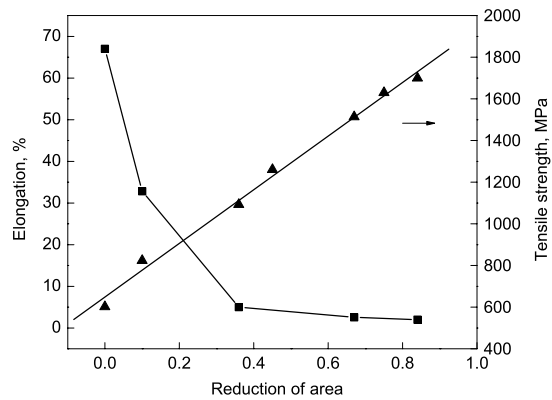


图 3 00Cr18Ni10N 钢丝力学性能随面缩率的变化

Fig.3 Dependences of tensile strength and elongation on reduction of area of 00Cr18Ni10N steel wire

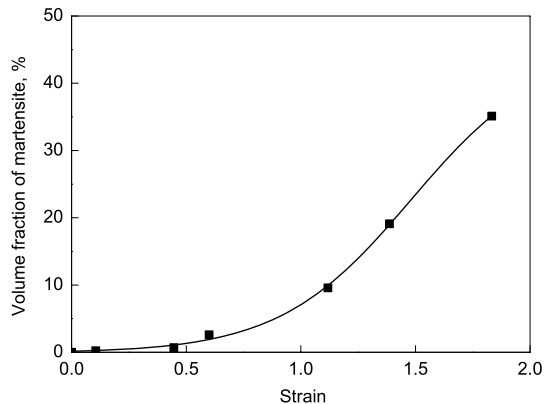


图 4 形变马氏体含量随应变的变化

Fig.4 Dependence of content of strain induced martensite on strain of 00Cr18Ni10N steel wire

3 讨论

3.1 冷拔组织与力学性能

在面缩率小于 40% 的初期变形阶段, 孪生片层是冷拔态 00Cr18Ni10N 钢丝的主要组织. 随面缩率的增加, 片层在更多的晶粒内部出现, 数量不断增加. 图 1c 中面缩率为 36% 时片层数量已达稳定并开始发生弯曲, 此时的组织主要是形变孪晶与位错胞 (图 2a). 因此, 在面缩率小于 40% 的初期变形阶段, 滑移与孪生是主要的形变方式.

在面缩率大于 40% 的大变形阶段, 孪生片层的数量开始减少, 此时已不能依靠数量的增加来抵抗变形. 从图 4 可以看出, 当面缩率大于 40% 时 (对应的应变为 0.51), 形变马氏体的含量开始有明显增加, 因此, 当孪生片层达稳定之后, 形变马氏体开始参与变形. 由于 α' 形变马氏体一般是在剪切带或 ε 马氏体片的交叉处产生^[16,17], 形状也是细板条状, 所以很难在图 1 的金相照片上分辨出来. 随面缩率进一步增大, 晶粒沿拔制方向被拉长的同时, 取向也发生转动. 不同取向的片层随着取向的变化而与拔制方向呈不同的角度. 因此, 在面缩率为 67.3% 的金相组织中有与拔制方向或接近于平行或接近于垂直的片层组织. 大变形下条带状的流线组织可能是由被拉长的原晶粒边界、新生孪生片层边界、形变马氏体以及其它被拉长的形变组织所组成. 形变马氏体的产生导致缺陷与畸变增多, 因此图 2b 中的孪晶板条显得不规则.

当面缩率为 36% 时, α' 含量仅为 0.7%, 处于刚开始产生的阶段, 此时的抗拉强度为 1100 MPa; 而面缩率为 45.1% 时的 α' 含量为 2.6%, 抗拉强度为 1260 MPa, 此时已不能忽略 α' 相对强度的贡献. 由于孪生片层还能依靠变形来抵抗弯曲, 而面缩率为 36% 时的片层只是刚开始发生弯曲, 对强度的贡献并未达到极限, 因此滑移与孪生强化的极限是在 1100 与 1260 MPa 之间, 即 1200 MPa 附近. 1200 MPa 的抗拉强度值正是在面缩率为 40% 的附近, 断后伸长率在该处的下降趋势开始趋于平缓, 而形变马氏体含量的增加速度也是在 40% 以上时开始加快. 因此, 形变马氏体是在孪生变形之后产生, 也就是说, 当孪生抵抗变形的能力达到一定程度之后, 形变马氏体开始参与变形, 使抗拉强度维持在 1200 MPa 以上.

综上所述, 00Cr18Ni10N 钢丝微观组织与宏观力学性能的变化可分为两个阶段: 第一阶段是面缩率小于 40% 的形变初期阶段, 滑移与孪生是主要的变形方式, 抗拉强度在 600—1200 MPa 范围内变化; 第二阶段是面缩率大于 40% 的大变形阶段, 形变马氏体继孪生之后参与变形, 可使强度维持在 1200 MPa 以上. 需要说明的是, 1200 MPa 并不是一个严格的分界值, 因为在此值的附近范围内, 孪生与相变处于相互交叉的阶段, 即孪生的强化

逐渐趋于极限, 而相变的强化则逐渐加强.

3.2 冷变形过程中的强化机制

00Cr18Ni10N 钢丝在冷拔过程中主要涉及三种变形方式: 位错的滑移、孪生与相变. 冷变形首先使位错密度增加, 位错之间的短程交互作用增强. 随变形量的增大, 滑移逐渐变得困难, 当变形到一定程度时, 位错以胞状组织形态存在. 此外, 较低的层错能使 00Cr18Ni10N 很容易以孪生方式抵抗变形. 孪生片层的产生与增多相当于使基体的晶界数量增加, 晶界面积极大, 在很大程度上限制了位错的运动, 产生加工硬化. 对于孪生机制是否在位错组态达稳定之后才开始启动尚不能确定. 当孪生对强度的贡献达到极限时, 形变马氏体开始产生, 这是使 00Cr18Ni10N 的强度能够继续上升到更高级别的主要原因. 形变马氏体的产生使材料的畸变应力场增加, 位错滑移更加困难, 塑性变得更差. 继承于孪生之后的相变为什么能够使抗拉强度与面缩率维持相同的线性关系, 相变与滑移、孪生等变形机制之间有何关系, 还有待进一步的研究.

在多道次的拉拔过程中, 00Cr18Ni10N 的组织由固溶态直径为 33.4 μm 的奥氏体晶粒变化为冷拔态面缩率为 84% 时直径为 4.8 μm 的条带状组织. 无论是孪生片层还是形变马氏体, 这些组织的产生都使 00Cr18Ni10N 的晶粒被细化. 晶粒细化是使 00Cr18Ni10N 强度得到提高的重要因素. 晶粒细化在提高强度的同时还能提高塑性, 但这种提高塑性的效应显然在剧烈冷拔变形过程中被淹没了.

在固溶态 600 MPa 的强度级别, 成分是决定强度的主要因素. C, N 间隙原子固溶于基体中, 维持基体的强度. 当 00Cr18Ni10N 的成分固定时, 固溶强化的效果也基本固定.

4 结论

(1) 通过冷拔可使 00Cr18Ni10N 的抗拉强度明显提高. 面缩率小于 40% 时, 断后伸长率的变化比较剧烈.

(2) 在面缩率小于 40% 的形变初期阶段, 00Cr18Ni10N 的组织以孪生片层为主, 孪生片层的数量随面缩率的增大而增加, 最后趋于稳定; 亚结构由形变孪晶和分布于孪晶之间的位错胞状组织所组成. 在面缩率大于 40% 的大变形阶段, 显微组织上的孪生片层数量减少, 亚结构由位错胞与形状不规则、细碎的板条状形变孪晶所组成. 形变马氏体承接于孪生之后而产生. 形变马氏体的含量在面缩率为 40% 以上时开始明显增加.

(3) 形变马氏体的存在能够使 00Cr18Ni10N 的抗拉强度维持在 1200 MPa 的水平级别以上, 但同时降低塑性; 在 600—1200 MPa 的强度级别, 滑移与孪生是引起强化的主要变形方式; 在 600 MPa 级别的抗拉强度则主要受成分控制.

参考文献

- [1] Tang G Y, Zhang J, Yan Y J, Zhou H H, Fang W. *J Mater Process Technol*, 2003; 137: 96
- [2] Skořyszewski A, Paćko M, Łuksza J, Rumiński M. *J Mater Process Technol*, 2002; 125–126: 326
- [3] Christian J W, Mahajan S. *Prog Mater Sci*, 1995; 39: 1
- [4] Huang C X, Yang G, Gao Y L, Wu S D, Zhang Z F. *Mater Sci Eng*, 2008; A485: 643
- [5] Topic M, Tait R B, Allen C. *Int J Fatigue*, 2007; 29: 656
- [6] Goodchild D, Roberts W T, Wilson D V. *Acta Metall*, 1970; 18: 1137
- [7] Fang X F, Dahl W. *Mater Sci Eng*, 1991; A141: 189
- [8] Milad M, Zreiba N, Elhalouani F, Baradai C. *J Mater Process Technol*, 2008; 203: 80
- [9] Nagy E, Mertinger V, Tranta F, Sólyom J. *Mater Sci Eng*, 2004; A378: 308
- [10] Lebedev A A, Kosarchuk V V. *Int J Plast*, 2000; 16: 749
- [11] Zhang S L, Li M J, Wang X B, Chen S B. *J Chin Soc Corrosi Prot*, 2007; 27: 124
(张述林, 李敏娇, 王晓波, 陈世波. 中国腐蚀与防护学报, 2007; 27: 124)
- [12] Tavares S S M, Fruchart D, Miraglia S. *J Alloys Compd*, 2000; 307: 311
- [13] Mangonon P L, Thomas G. *Metall Trans*, 1970; 1: 1587
- [14] Tsakiris V, Edmonds D V. *Mater Sci Eng*, 1999; A273–275: 430
- [15] Xue Q, Liao X Z, Zhu Y T, Gray III G T. *Mater Sci Eng*, 2005; A410–411: 252
- [16] Talonen J, Hänninen H. *Acta Mater*, 2007; 55: 6108
- [17] Spencer K. *PhD Thesis*, McMaster University, 2004