

热处理对超硬高速钢 M42 冷拔材组织和塑性的影响

周雪峰^{1,2} 郑志霞¹ 李文滔¹

(1 东南大学材料科学与工程学院,南京 211189;2 江苏省先进金属材料高技术研究重点实验室,南京 211189)

摘 要 采用中间退火、炉冷退火及相变退火等工艺处理 W2Mo9Cr4VCo8 (AISI M42) 超硬高速钢冷拔钢丝 ($\Phi 5.2$ mm、 $\Phi 4.96$ mm), 研究分析了不同组织因素对 M42 材料形变硬化和塑性的影响规律。结果表明,位错密度、铁素体晶粒度及亚微米级碳化物,在不同程度上影响 M42 高速钢形变硬化和塑性失稳行为。800 °C 中间退火和 860 °C 炉冷退火能够显著降低铁素体位错密度,在一定程度上恢复加工硬化能力、改善 M42 高速钢加工塑性。860 °C 加热 + 750 °C 等温相变退火能够获得低位错密度、细小晶粒内部弥散分布亚微米碳化物颗粒的均匀复相组织,有利于提高材料加工硬化能力,使 M42 钢延伸率提升至 20%。

关键词 超硬高速钢 M42 塑性 碳化物 退火 晶粒度

Effect of Heat Treatment on Microstructure and Plasticity of Cold-drawn Finished Products of Super-Hard High-Speed Steel M42

Zhou Xuefeng^{1,2}, Zheng Zhixia¹ and Li Wentao¹

(1 School of Materials Science and Engineering, Southeast University, Nanjing 211189;
2 Jiangsu Key Laboratory of Advanced Metallic Materials, Southeast University, Nanjing 211189)

Abstract W2Mo9Cr4VCo8 (AISI M42) super-hard high-speed steel wires ($\Phi 5.2$ mm, $\Phi 4.96$ mm) are treated by intermediate annealing, furnace-cooling annealing and phase-transformation annealing, and the effect of different microstructure factors on work hardening and plasticity of M42 is studied. The result shows that dislocation density, submicron carbide and ferritic grain size play different roles in work hardening and plastic instability of M42 high-speed steel. Intermediate annealing at 800 °C and furnace-cooling annealing at 860 °C can significantly reduce the ferrite dislocation density, restore the work hardening ability to some extent, and improve the plasticity of M42 steel. By contrast, austenitizing at 860 °C followed by isothermal annealing at 750 °C can obtain a large number of submicron carbides embedded in fine ferritic grains with a very low dislocation density, which is available to enhance work hardening rate and increase elongation of steel M42 to 20%.

Material Index Super-Hard High-Speed Steel M42, Plasticity, Carbide, Annealing, Grain Size

高速钢具有硬度高、耐磨、红硬性优异等优点,广泛应用于制造各种精密切削工具、模具、航空高温轴承等。高速钢通过高碳、高合金的成分设计,形成大量弥散分布的硬质碳化物颗粒,使其在恶劣复杂的服役环境下仍可保持良好的力学性能。然而,大量碳化物硬质相的存在,导致高速钢塑性和韧性劣化。以 M42 为代表的超硬高速钢,经淬回火处理后 HRC 硬度值高达 67 以上,但其加工性能特别是冷加工性能较差,冷拔钢丝过程容易断裂。如何提高加工性能,一直以来是高速钢线材生产面临的重大挑战。

高速钢裂纹敏感性高,其塑性与纯净度、组织质量有很大关系。现有的高速钢塑性和韧性提升手段主要有:采用电渣重熔等特种精炼技术,降低气体含量,控制夹杂物水平^[1];采用变质处理^[2-3]、碳化物相变细化^[4-5]、形变破碎^[6]等方法,控制微米级初生碳化物尺寸及分布;优化成分设计或淬回火处理工

艺^[7-9],调控纳米级二次碳化物析出;通过退火^[9],消除加工应力或位错缺陷。现有技术手段可在一定程度上恢复或改善高速钢塑性水平,但距离高速钢高塑性加工目标仍有较大差距。

根据塑性失稳判据,材料塑性在很大程度上取决于加工硬化水平^[10]。由于高速钢含有数量众多、尺度不同(纳米、亚微米、微米级)、类型多样(M_6C 、 MC 、 $M_{23}C_6$ 等)的碳化物,组织十分复杂,目前尚不清楚影响高速钢加工硬化及塑性失稳的关键组织因素。前期围绕高性能高速钢和模具钢组织调控,开展了微米级一次碳化物、亚微米级及纳米级二次碳化物等不同尺度碳化物控制研究^[3-5,11-15]。研究发现,亚微米碳化物虽然尺寸小于一次碳化物,但其存在状态会对材料形变行为及塑性产生重要影响^[12]。本文以 M42 超硬高速钢为例,采用不同工艺调控组织状态,研究了位错密度、亚微米碳化物及晶粒尺寸

对高速钢塑性的影响规律,显著提升 M42 超硬高速钢冷拔材的塑性。

1 实验材料与方法

实验所用材料为 W2Mo9Cr4VCo8 (AISI M42), 其主要元素含量为 (%): 1.14C、0.35Si、0.36Mn、1.31W、9.39Mo、3.86Cr、1.19V、7.74Co。采用 3 t 中频炉冶炼得到电极坯, 经电渣重熔得到电渣锭, 其大头直径约 220 mm、小头直径约 180 mm、长度约 1140 mm。经开坯、锻造、热轧制成直径 5.5 mm 的 M42 高速钢线材, 在室温下拉拔得到直径 5.2 mm、4.96 mm 钢丝。冷拔钢丝经过中间退火、炉冷退火、相变退火等不同工艺处理; 其中, 中间退火为 800 °C 加热 1 h 空冷, 炉冷退火为 860 °C 加热 2 h 后随炉冷却, 相变退火为 860 °C 加热 2 h 炉冷至 750 °C 等温 4.5 h。采用电子万能拉伸试验机测量材料拉伸性能, 采用金相显微镜、扫描电子显微镜 (SEM)、背散射电子衍射 (EBSD) 等观察微观组织, 分析微观组织与拉伸性能之间的关系。

2 实验结果分析

图 1 为 M42 冷拔钢丝在经过不同工艺处理后的拉伸应力-应变曲线。冷拔态 M42 高速钢钢丝抗拉强度较高, 接近 1 GPa, 但由于形变后产生了大量的位错, 加工硬化率和塑性恶化, 延伸率不到 5%。经过不同工艺处理后, 材料抗拉强度下降, 塑性得到明显恢复。中间退火和炉冷退火后钢丝塑性相当, 最大拉伸应变均可达到 12% 左右。相比之下, 相变退火处理后, 钢丝塑性明显提升, 最大拉伸应变可达将近 20%, 较中间退火和炉冷退火提升了将近 50%。

图 2 为 M42 冷拔钢丝在经过不同工艺处理后的金相组织。不同状态钢丝组织均为退火索氏体中

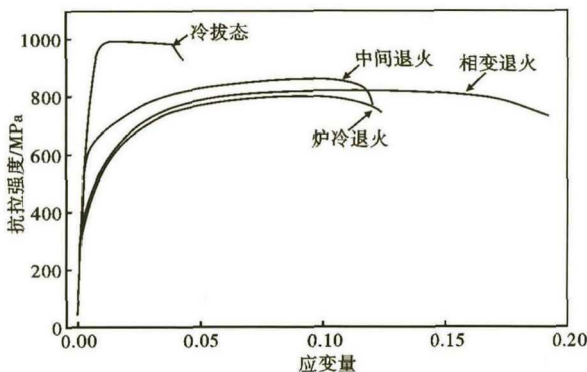


图 1 M42 高速钢拉伸应力-应变曲线

Fig. 1 Tensile stress-strain curves of high-speed steel M42

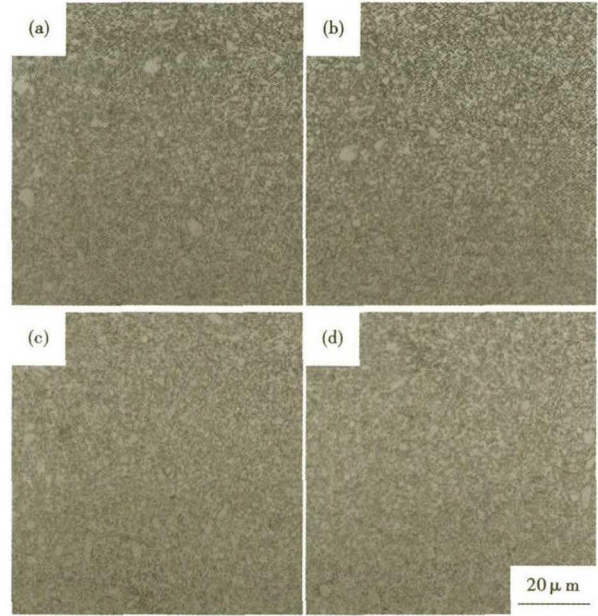


图 2 高速钢 M42 金相组织: (a) 冷拔态; (b) 中间退火 (800 °C/h, 空冷); (c) 炉冷退火 (860 °C 2h, 炉冷); (d) 相变退火 (860 °C 2h, 炉冷至 750 °C 4.5h)

Fig. 2 Optical microstructure of high-speed steel M42: (a) cold-drawn state; (b) intermediate annealing (800 °C/h, AC); (c) furnace cooling annealing (860 °C 2h, FC); (d) phase transformation annealing (860 °C 2h, FA to 750 °C 4.5h)

弥散分布微米级一次碳化物颗粒。与冷拔态相比, 经过不同工艺处理后, 高速钢组织中一次碳化物并未发生明显变化。这是由于一次碳化物源于凝固产生的共晶碳化物, 稳定性较高, 只有在较高的热处理温度下才会溶解或粗化^[12]。而本文中不同工艺处理加热温度比较低 (不超过 900 °C), 不足以使一次碳化物发生明显变化。

图 3 为 M42 冷拔钢丝经过不同工艺处理后的铁素体晶粒尺寸照片。中间退火后, 基体发生再结晶, 出现大量 1~2 μm 的再结晶晶粒, 晶粒尺寸不均匀。这是由于冷形变后不同组织区域位错密度及碳化物不同、导致再结晶不均匀引起的。炉冷退火后, 晶粒大小比较均匀, 平均尺寸约 5 μm 左右。经过相变退火处理, 晶粒平均尺寸与炉冷退火状态相近。

图 4 为 M42 冷拔钢丝在经过不同工艺处理后的透射电镜微观组织。钢丝冷拔后, 位错在碳化物周围塞积, 位错密度急剧增加, 导致钢丝强度升高。经过不同工艺处理后, 钢丝位错密度急剧降低, 钢丝发生软化。对比不同处理工艺的钢丝样品发现, 组织中位错密度并没有明显差别。其中, 炉冷退火与相变退火处理后位错密度相近, 略低于再结晶状态

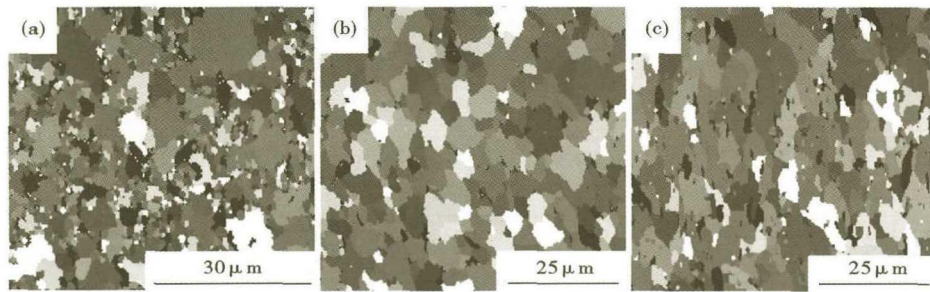


图 3 高速钢 M42 铁素体晶粒尺寸:(a) 中间退火;(b) 炉冷退火;(c) 相变退火
Fig. 3 Ferritic grain size of high-speed steel M42:(a) intermediate annealing;(b) furnace cooling annealing;(c) phase transformation annealing

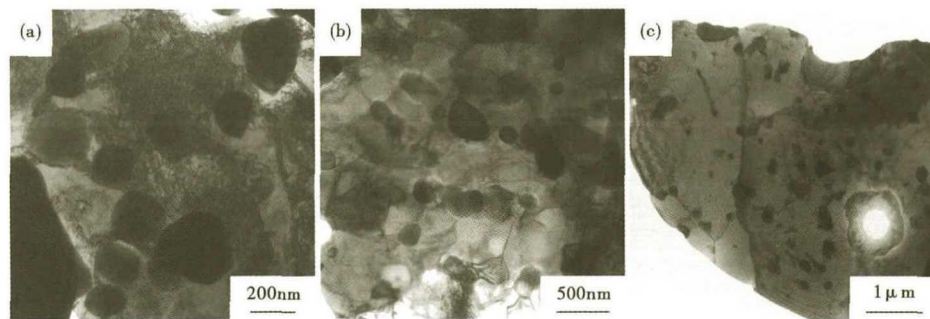


图 4 高速钢 M42 铁素体位错密度:(a) 冷拔态;(b) 中间退火;(c) 炉冷退火
Fig. 4 Dislocation density in ferritic grains of high-speed steel M42:(a) cold-drawn state;(b) intermediate annealing(c) ;furnace cooling annealing

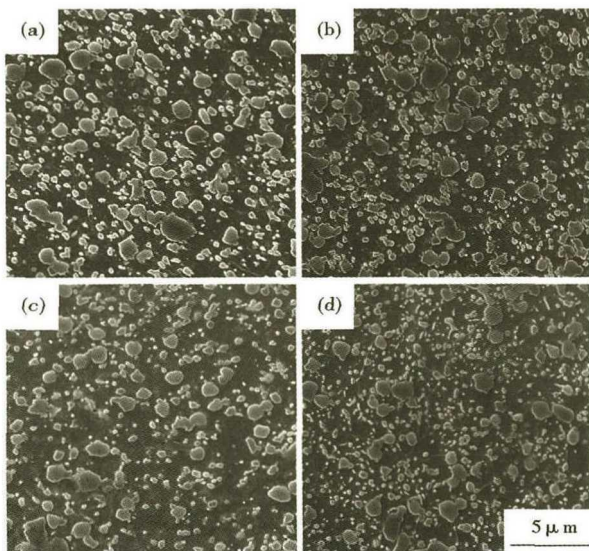


图 5 高速钢 M42 碳化物形貌:(a) 冷拔态;(b) 中间退火;(c) 炉冷退火;(d) 相变退火
Fig. 5 Morphology of carbide in high-speed steel M42:(a) cold-drawn state;(b) intermediate annealing;(c) furnace cooling annealing;(d) phase transformation annealing

样品位错密度。这表明,经过高温加热后,基体通过再结晶或重结晶,使位错缺陷大部分消除,材料加工

硬化能力得以恢复。

图 5 为 M42 冷拔钢丝在经过不同工艺处理后的扫描电镜微观组织。原始钢丝组织弥散分布着球状、亚微米级碳化物,其类型主要包括 M_6C 和 $M_{23}C_6$ 等^[12]。与冷拔态相比,中间退火或炉冷退火后,亚微米级碳化物数量变化不大。相比之下,经过相变退火处理后,亚微米级碳化物数量密度增加、尺寸减小,组织中亚微米级碳化物分布更为细小、弥散。

3 分析讨论

根据材料塑性失稳判据,提高塑性必须提高材料加工硬化水平^[10]。高速钢组织十分复杂,多种组织因素(位错密度、碳化物、晶粒尺寸等)均会不同程度

影响位错运动和加工硬化行为。尺寸粗大、外观不规则的一次碳化物形变时容易产生应力集中而开裂,损害材料塑性;通过变质处理、相变细化等手段,获得细小、球状、均匀分布的碳化物,是保证高速钢良好塑性的重要前提。在本实验条件下,不同处理状态下一次碳化物尺寸没有明显差异,不是引起塑性变化的主要原因。因此,高速钢塑性变化应当主要与位错密度、亚微米碳化物及晶粒尺寸变化有关。

材料形变硬化与位错产生及运动有很大关系。冷拉钢丝位错密度较高,不利于位错产生及滑移,材料几乎没有形变硬化能力,塑性很差。经过中间退火或炉冷退火后,位错缺陷大部分消除,形变硬化能力恢复、塑性提升。中间退火后产生大量细小的再结晶晶粒,有利于材料形变硬化,同样对塑性提升产生贡献。对比发现,采用相变退火处理后,虽然其位错密度及晶粒度水平相当,但组织中亚微米碳化物数量增加。相变退火处理通过获得低位错密度、晶粒尺寸细小的铁素体基体上弥散分布大量亚微米碳化物颗粒的复相组织,在形变过程中有利于位错塞积和加工硬化^[12],推迟塑性失稳发生,从而显著提升材料塑性。

4 结论

M42 超硬高速钢室温塑性不足、加工性能差,一直以来是高速钢线材生产中的技术难题。中间退火或炉冷退火工艺,能够大幅降低位错密度,在一定程度上恢复高速钢形变硬化能力和塑性。位错密度、亚微米级碳化物及晶粒度水平,在不同程度上影响高速钢形变硬化和塑性失稳行为。采用相变退火处

理,获得低位错密度、细小晶粒内部弥散分布亚微米颗粒状碳化物的均匀复相组织,可显著提升 M42 超硬高速钢冷拔材加工塑性。

国家自然科学基金项目(51301038)和江苏省重点研发计划(BE2016154)资助。

参考文献

[1] 罗乙娟,郭汉杰,孙晓林. M42 高速钢电渣重熔及锻造退火后碳化物的析出[J]. 钢铁,2017,52(7): 68-75.

[2] Wang M J, Chen L, Wang Z X, et al. Effect of Rare Earth Addition on Continuous Heating Transformation of a High Speed Steel for Rolls [J]. Journal of Rare Earths, 2012, 30(1): 84-89.

[3] Zhou X F, Zhu W L, Jiang H B, et al. A new Approach for Refining Carbide Dimensions in M42 Super Hard High-Speed Steel [J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2016, 23(8): 800-807.

[4] Zhou X F, Fang F, Jiang J Q, et al. Refining Carbide Dimensions in AISI M2 High Speed Steel by Increasing Solidification Rates and Spheroidizing Heat Treatment [J]. Materials Science and Technology, 2014, 30(1): 116-122.

[5] Zhou X F, Fang F, Li G, et al. Morphology and Properties of M₂C Eutectic Carbides in AISI M2 Steel [J]. ISIJ International, 2010, 50(8): 1151-1157.

[6] Cui H R, Lai J, Pan Q L, et al. Effect of N and Zr on As-Cast Microstructure and Properties After Annealing of a High-Speed Steel [J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2018, 25(4): 460-468.

[7] 梁晓阳,郭宏,闫献国,等. 回火温度对 W6Mo5Cr4V2 高速钢深冷处理后性能的影响[J]. 金属热处理, 2017, 42(1): 131-135.

[8] 李旭敏,方峰,涂益友,等. Mo 含量对 D2 钢组织与性能的影响[J]. 材料研究学报, 2018, 32(6): 432-431.

[9] 邓玉昆,陈景榕,王世章. 高速工具钢 [M]. 北京:冶金工业出版社, 2002.

[10] Kosco J B, Koss D A. Work Hardening of Mechanically Alloyed Fe-Y₂O₃ alloys [J]. Materials Science and Engineering A, 1993, 169(1-2): 1-7.

[11] Zhou X F, Liu D, Zhu W L, et al. Morphology, Microstructure and Decomposition Behavior of M₂C Carbides in High Speed Steel [J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2017, 24(1): 43-49.

[12] Zhou X F, Li W T, Jiang H B, et al. Correlation Between Secondary Precipitation and Tensile Ductility of High-Speed Steels [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2019, 50(4): 1682-1692.

[13] 周雪峰,方峰,涂益友,等. Al 对 M2 高速钢凝固组织的影响[J]. 金属学报, 2014, 50(7): 769-776.

[14] Zhou X F, Fang F, Fang F, et al. Study on Decomposition Behaviour of M₂C Eutectic Carbide in High Speed Steel [J]. Materials Science and Technology, 2012, 28(12): 1499-1504.

[15] Zhou X F, Fang F, Li F, et al. Morphology and Microstructure of M₂C Carbide Formed at Different Cooling Rates in AISI M2 High Speed Steel [J]. Journal of Materials Science, 2011, 46(5): 1196-1202.

周雪峰(1982-),男,博士(2011年东南大学),副教授,2005年东南大学(本科)毕业,高性能高速钢、模具钢、钛合金组织控制与高效加工技术研究。
E-mail: xuefengzhou@seu.edu.cn.

收稿日期:2019-05-29

欢迎订阅 2020 年《特殊钢》杂志

全国各地邮局均可订阅(可破订)

邮发代号:38-183

定价:16.00 元/期 96.00 元/年

邮编:435001

地址:湖北省黄石市黄石大道316号、新冶钢-大冶特殊钢股份有限公司《特殊钢》杂志社

电话:0714-6297386 6297313 0714-6297888-8010