

调质/复合感应淬火对40CrNiMo钢淬硬层组织及硬度的影响

宋绍峰*, 张涛, 李亚玲, 马朝平, 袁秋

重庆机电职业技术大学机械工程学院, 重庆

收稿日期: 2026年5月13日; 录用日期: 2026年6月9日; 发布日期: 2026年6月18日

摘要

为探究调质预处理与感应淬火工艺匹配对40CrNiMo钢淬硬层组织及硬度分布的影响, 设计了三种回火温度(550, 600, 650°C)与两种感应工作电流(1.3, 1.5 kA)组合下的复合热处理试验。利用光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)及维氏硬度计分析了淬硬层的组织演化与硬度梯度特征。结果表明: 调质回火温度决定了原始回火索氏体中碳化物的尺寸与分布状态, 其中600°C回火可获得碳化物均匀细小的组织, 为后续感应加热提供了理想的奥氏体化起点。感应工作电流从1.3 kA增至1.5 kA后, 硬化层深增加, 硬度梯度减缓, 表面硬度的变化受控调质温度的影响显著。当调质回火温度为600°C、工作感应电流为1.5 kA时, 复合淬火后表层硬度达60.2 HRC, 硬化层深度0.96 mm, 硬度梯度32.4 HRC/mm, 为组织、硬度及梯度的最优匹配。

关键词

40CrNiMo钢, 调质预处理, 感应淬火, 硬度梯度, 显微组织

The Influence of Tempering/Composite Induction Hardening on the Microstructure and Hardness of the Hardened Layer of 40CrNiMo Steel

Shaofeng Song*, Tao Zhang, Yaling Li, Zhaoping Ma, Qiu Yuan

College of Mechanical Engineering, Chongqing Vocational and Technical University of Mechatronics, Chongqing

*通讯作者。

文章引用: 宋绍峰, 张涛, 李亚玲, 马朝平, 袁秋. 调质/复合感应淬火对40CrNiMo钢淬硬层组织及硬度的影响[J]. 材料科学, 2026, 16(6): 87-96. DOI: 10.12677/ms.2026.166141

Abstract

To investigate the influence of the matching between tempering pretreatment and induction hardening processes on the microstructure and hardness distribution of the hardened layer in 40CrNiMo steel, a composite heat treatment experiment was designed under combinations of three tempering temperatures (550, 600, 650°C) and two induction working currents (1.3, 1.5 kA). Optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), and a Vickers hardness tester were utilized to analyze the microstructural evolution and hardness gradient characteristics of the hardened layer. The results indicate that the tempering temperature determines the size and distribution state of carbides in the original tempered sorbite. Tempering at 600°C results in a uniform and fine carbide structure, providing an ideal starting point for subsequent induction heating. When the induction working current is increased from 1.3 kA to 1.5 kA, the depth of the hardened layer increases, the hardness gradient slows down, and the change in surface hardness is significantly influenced by the tempering temperature. When the tempering temperature is 600°C and the working induction current is 1.5 kA, the surface hardness after composite quenching reaches 60.2 HRC, with a hardened layer depth of 0.96 mm and a hardness gradient of 32.4 HRC/mm, representing the optimal matching of microstructure, hardness, and gradient.

Keywords

40CrNiMo Steel, Tempering and Quenching Pretreatment, Induction Hardening, Hardness Gradient, Microstructure

Copyright © 2026 by author(s) and Hans Publishers Inc.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY 4.0).

<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



Open Access

1. 引言

在重载、冲击及磨损等工况下，工程关键零部件往往要求表面具备高硬度、高耐磨性，同时兼具心部保持良好韧性，40CrNiMo 钢因其优异的淬透性与良好的强韧性匹配，被广泛应用于关键零部件制造 [1]-[3]。为进一步提升其服役的可靠性，学者们围绕材料合金化[4]-[6]、表面改性技术[7]-[9]及热处理工艺优化[10]-[12]等方向展开了大量研究，取得了显著进展。对于承受重载冲击的零件，表面硬化层与基体间的硬度梯度尤为关键，过陡易导致表层剥落，过缓则难以满足需求，这一矛盾在感应淬火表面强化工艺中较为突出。传统单一感应淬火虽能有效提高表面硬度，但存在硬化层与基体之间性能突变、有效层深可控性差等问题。调质处理(淬火 + 高温回火)可获得均匀的回火索氏体组织，是改善基体韧性的有效途径。将调质作为感应淬火的预处理工序，有望构建“强韧心部 + 耐磨表层”的理想梯度结构。然而，当前关于调质预处理状态如何通过组织效应影响后续感应加热、奥氏体化行为及感应工作电流与原始组织如何协同调控淬硬层组织与硬度分布仍缺乏系统研究。

为此，本文设计双因素(调质温度、工作电流)多水平工艺试验，重点从显微组织演化和硬度分布特征两个维度，阐明调质/复合感应淬火对 40CrNiMo 钢淬硬层组织及硬度的影响规律并探讨其协同强化机制，期为该复合热处理工艺的优化提供理论依据。

2. 试验材料与方法

2.1. 试验材料

试验材料为 40CrNiMo 合金钢，来料试样化学成分如表 1 所示，将原材料加工成 $\Phi 20 \text{ mm} \times 150 \text{ mm}$ 的圆柱形试样。

Table 1. Chemical composition of 40CrNiMo steel (wt.%)

表 1. 40CrNiMo 钢的化学成分(wt.%)

元素	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Ti	Fe
含量	0.40	0.24	0.67	0.015	0.002	0.74	1.37	0.04	0.18	0.025	余量

2.2. 热处理工艺

本次实验共设计 6 种复合热处理工艺，参数如表 2 所示。具体工艺路线如下：

- 1) 调质预处理：将试样加热 850℃保温 1 h，油淬，随后分别在 550℃、600℃、650℃回火 2 h，空冷。
- 2) 感应淬火：采用 GP-40A 高频感应加热设备，加热时间 5 s，输出工作电流分别为 1.3 kA 和 1.5 kA，加热结束后立即以室温自来水冷喷。
- 3) 低温回火：感应淬火后在 200℃下低温回火 1 h，空冷。

Table 2. Design of quenching and tempering/induction compound hardening process

表 2. 调质/感应复合淬火工艺设计

工艺编号	淬火温度/℃	调质回火温度/℃	工作电流/kA
1	850	550	1.3
2	850	550	1.5
3	850	600	1.3
4	850	600	1.5
5	850	650	1.3
6	850	650	1.5

2.3. 分析与测试

1) 金相组织分析：试样经研磨、抛光后，用 4%硝酸酒精溶液侵蚀，采用光学显微镜(OM)观察淬硬层组织，辅以扫描电镜(SEM)分析微观特征。

2) 硬度测试：使用维氏硬度计，试验载荷为 0.5 kg，距试样表面 0.05 mm 处开始沿径向向内以 0.05 mm 步长逐点测量，绘制硬度随深度分布曲线。

3) 有效硬化层深度测定：以从表面至技术要求硬度值的 80%处的垂直距离(后续以 SHD 表示)作为有效硬化层深度。

3. 组织结果与分析

3.1. 调质预处理后显微组织

图 1 为试样在不同温度下调质预处理的显微组织：

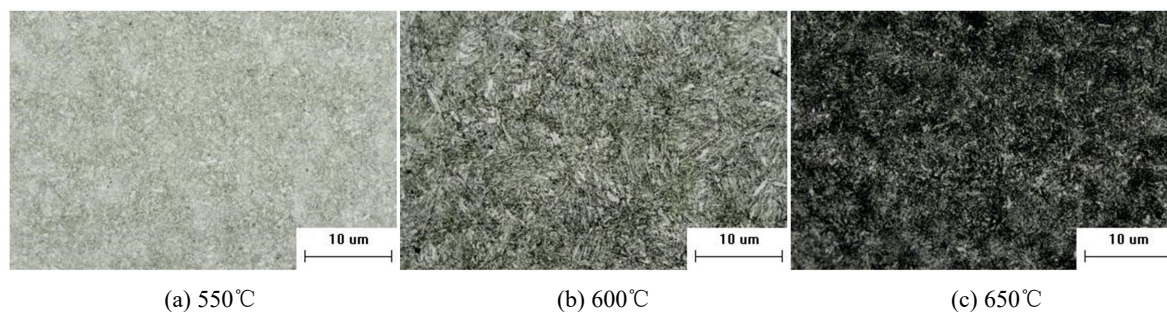


Figure 1. Microstructure of different quenching and tempering pretreatments
图 1. 不同调质预处理的显微组织

经 850°C 油淬 + 不同调质回火温度处理后, 40CrNiMo 钢原始组织为典型的回火索氏体。随回火温度的提升(550°C → 650°C), 试样基体组织存在显著差异, 碳化物聚集粗化。550°C 回火时, 细小碳化物颗粒弥散分布在铁素体基体上; 600°C 回火时, 元素迁移扩散增加, 碳化物尺寸略显增大, 分布仍较均匀; 650°C 回火时, 碳化物加速形核团聚, 与基体铁素体逐渐脱离晶格共格/半共格关系, 铁素体基体产生一定程度的回复, 降低位错密度。这一系列的组织转变将影响后续感应加热过程中奥氏体的形核与长大, 为后续表层感应淬火提供不同的组织起点, 对奥氏体化过程产生重要影响。

3.2. 复合感应淬火后显微组织

试样经调质预处理后, 按照表 2 工艺条件进行表面感应淬火, 并及时低温回火处理。不同工艺参数下的表层至芯部组织呈现显著差异, 如图 2~图 7 所示。

(1) 550°C 调质预处理

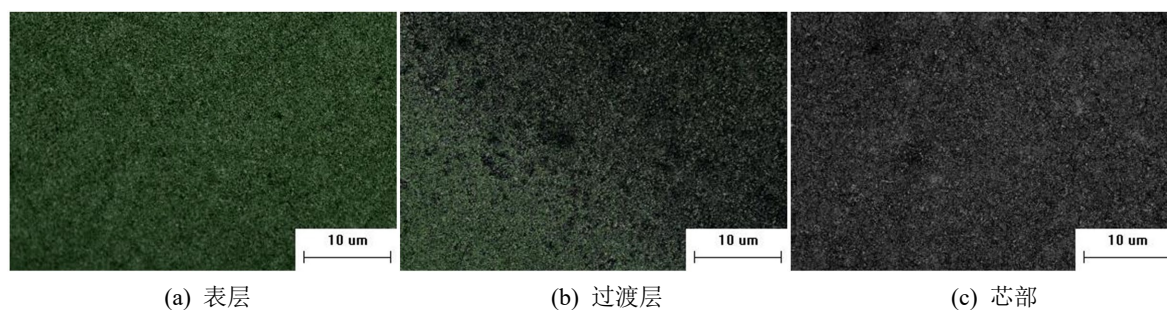


Figure 2. Microstructure of 550°C tempering + 1.3 kA induction hardening
图 2. 550°C 回火 + 1.3 kA 感应淬火显微组织

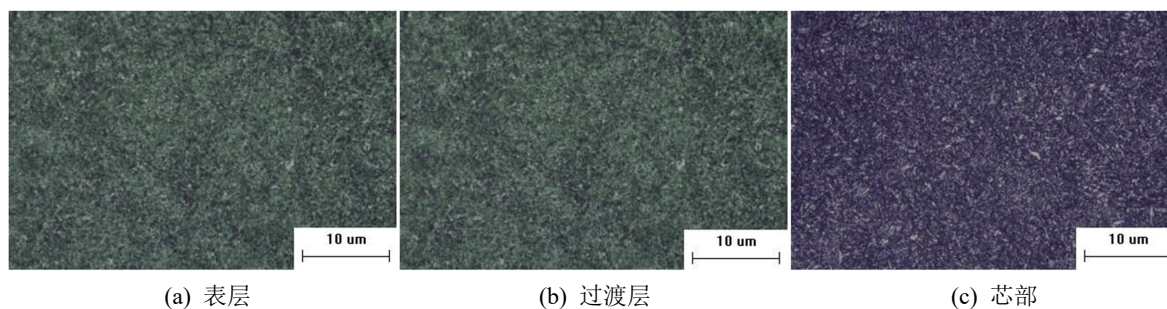


Figure 3. Microstructure of 550°C tempering + 1.5 kA induction hardening
图 3. 550°C 回火 + 1.5 kA 感应淬火显微组织

(2) 600°C调质预处理

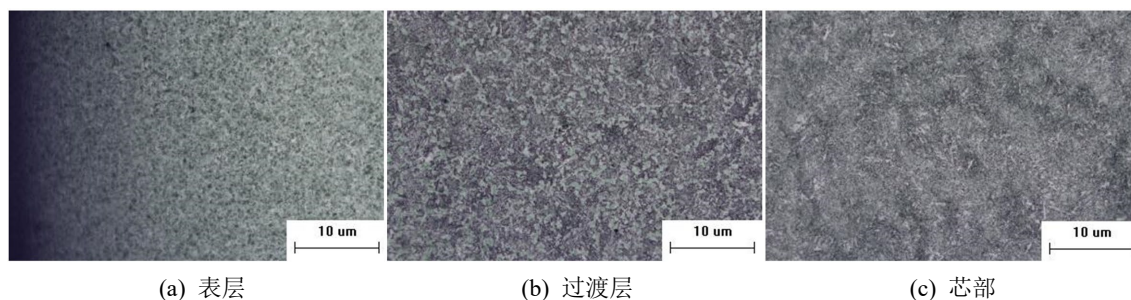


Figure 4. Microstructure of 600°C tempering + 1.3 kA induction hardening

图 4. 600°C回火 + 1.3 kA 感应淬火显微组织

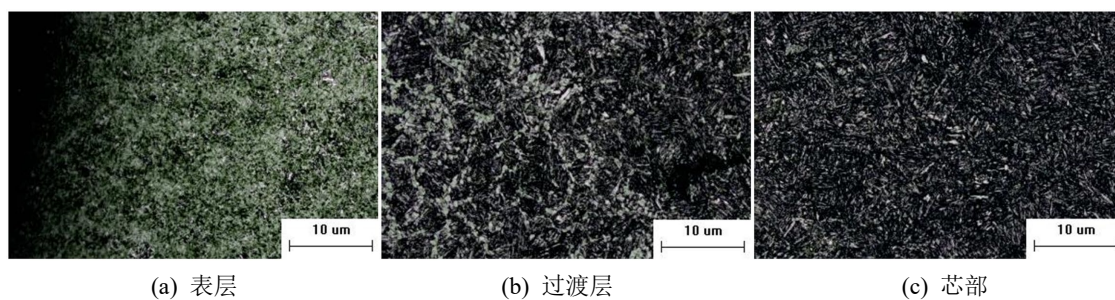


Figure 5. Microstructure of 600°C tempering + 1.5 kA induction hardening

图 5. 600°C回火 + 1.5 kA 感应淬火显微组织

(3) 650°C调质预处理

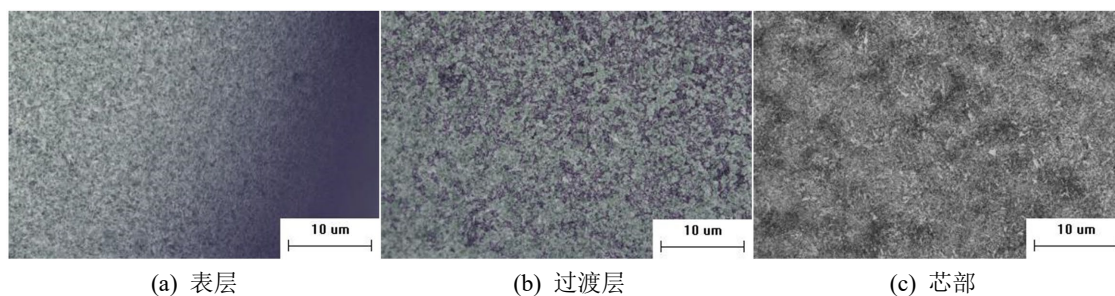


Figure 6. Microstructure of 650°C tempering + 1.3 kA induction hardening

图 6. 650°C回火 + 1.3 kA 感应淬火显微组织

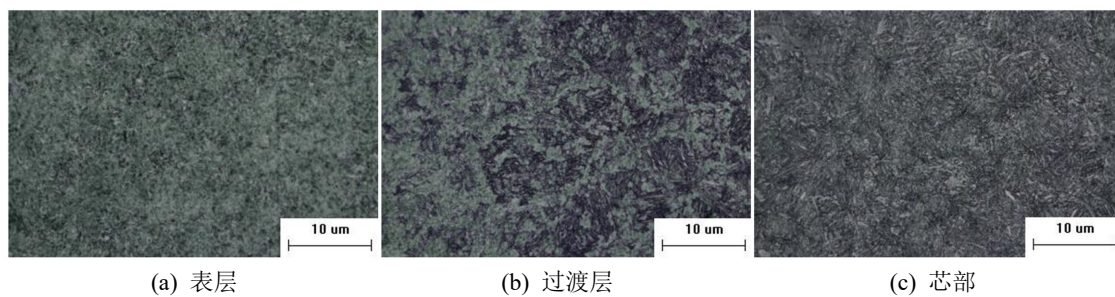


Figure 7. Microstructure of 650°C tempering + 1.5 kA induction hardening

图 7. 650°C回火 + 1.5 kA 感应淬火显微组织

经复合热处理工艺(调质预处理 + 感应淬火)后, 表层硬化组织主要为细小的板条马氏体与少量残留奥氏体。由于感应加热速度快、奥氏体化时间短, 原始回火索氏体中的碳化物未完全溶解, 导致马氏体碳含量呈微观不均匀分布, 形成自回火效应较弱的板条马氏体。预处理组织中的细密碳化物提供了更多的奥氏体形核点, 抑制晶粒长大, 经调质预处理后其淬硬层马氏体板条束更细小。

3.3. 显微组织分析

3.3.1. 调质回火温度对组织的影响(固定工作电流)

固定感应工作电流时(1.3 kA 或 1.5 kA), 由图 2~图 7 可见, 调质回火温度越低(550℃), 原始组织中碳化物越细小、分布越弥散。在感应加热过程中, 细小的碳化物在奥氏体化时溶解更快, 奥氏体成分更均匀, 冷却后获得马氏体板条更细。反之, 650℃回火预处理后, 粗化的碳化物溶解不充分, 局部碳及合金元素浓度起伏相对较大, 导致淬硬层中出现少量未溶碳化物颗粒及不均匀马氏体组织, 板条相对粗化。

3.3.2. 感应工作电流对组织的影响(固定调质回火温度)

在固定调质回火温度下, 感应工作电流从 1.3 kA 增至 1.5 kA, 加热速度加快, 峰值温度升高。相同加热时间下, 高工作电流(1.5 kA)下奥氏体化将更充分, 碳化物及合金元素溶解程度更高, 淬硬层中马氏体板条略粗, 残留奥氏体量稍有增加。低电流(1.3 kA)时, 加热速度相对较缓, 奥氏体化温度略低, 马氏体板条更细, 表层可能出现欠热组织(少量细针状马氏体 + 未溶碳化物)。对于 550℃回火预处理, 低工作电流易导致碳化物溶解不足, 对于 650℃回火预处理, 高工作电流可补偿部分碳化物粗化的不利影响。

3.3.3. 过渡区组织特征

过渡区位于完全淬硬层与原始回火索氏体基体之间, 其组织呈明显梯度分布。表层向芯部依次为: 细板条马氏体(硬化层)→马氏体 + 贝氏体 + 未溶铁素体混合区→回火索氏体(芯部)。在感应淬火热影响区边缘(靠近芯部), 加热温度处于 A_{c1} ~ A_{c3} 之间, 发生不完全奥氏体化, 冷却后形成马氏体与铁素体的混合组织, 甚至出现少量屈氏体。该区域硬度急剧下降, 是有效硬化层深度的边界。调质温度越低, 过渡区宽度越窄(与后续硬度分析一致), 这是由于原始组织相对均匀且碳化物细小, 热传导与相变行为更均匀; 而 650℃回火预处理后, 原始组织粗化, 过渡区宽度略有增加, 且易出现局部软点。工作输入电流越大, 过渡区越宽, 加热深度增加, 温度梯度变缓。

由图 2~图 7 可见, 工艺 1 到工艺 6, 组织均匀性、碳化物分布、过渡梯度及粗化程度发生显著变化, 在相同感应工作电流下, 随着调质温度升高, 淬硬层组织呈现: 不均匀→均匀细化→重新粗化的变化趋势。600℃调质温度对应的工艺(工艺 3、4)获得了均匀细化的马氏体组织, 这与其调质后均匀的索氏体组织和适中的碳化物尺寸密切相关。在相同调质预处理温度下, 1.5 kA 工作电流(工艺 2、4、6)比 1.3 kA 工作电流(工艺 1、3、5)产生了更粗大的组织, 高工作电流带来的更高加热速率促进了奥氏体形核。综上组织分析, 工艺 4(600℃ + 1.5 kA)表现出最佳的组织特征——马氏体板条细小、均匀, 无明显未溶碳化物或组织缺陷, 这为其优异硬度特征提供了组织基础。

4. 硬度分布特征及分析

4.1. 硬度分布特征

经上述工艺 1~工艺 6 实验后, 试样表层硬度、硬化层深及梯度分布出现显著差异, 如图 8、图 9 所示。

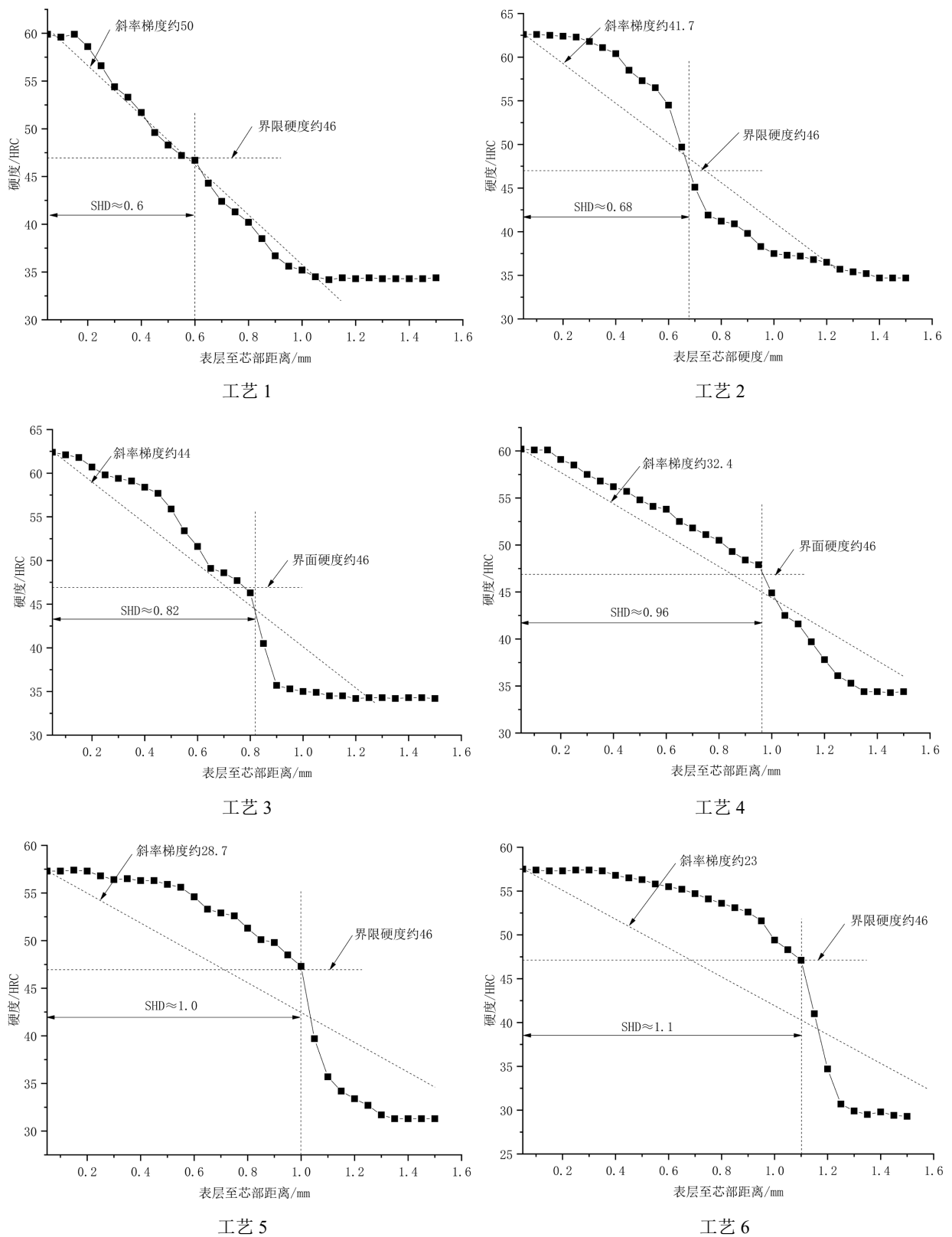


Figure 8. Hardness curve from surface to core of the specimen under different processes

图 8. 不同工序下试样表层至芯部硬度曲线

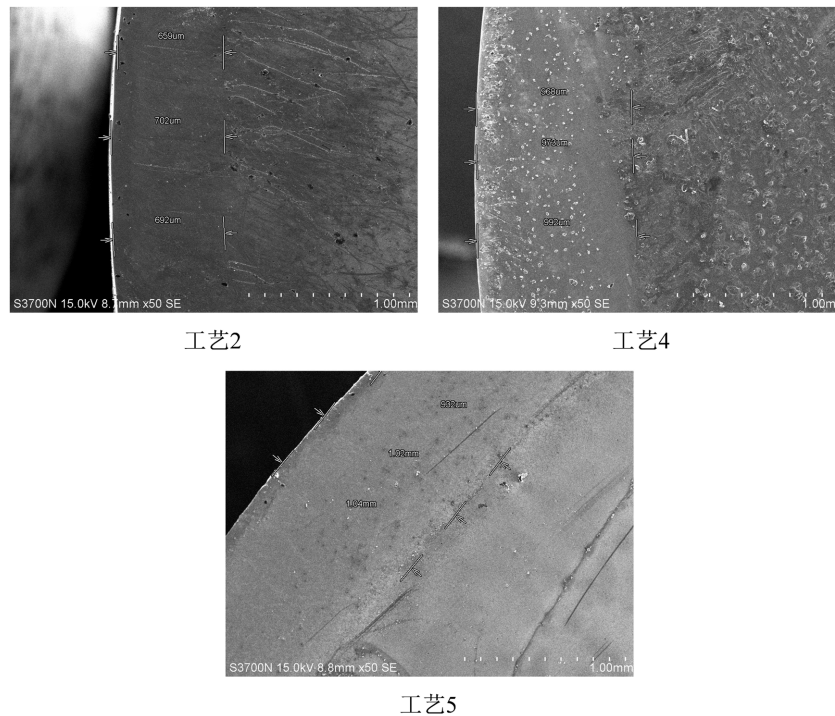


Figure 9. SEM images of the hardened layer depth of some specimens
图9. 部分试样硬化层深 SEM 图

4.2. 硬度特征分析

4.2.1. 同一调质预处理温度下不同感应工作电流的硬度特征

1) 调质温度 550℃时: 工艺 1 (1.3 kA)到工艺 2 (1.5 kA)其工作电流增大 15.4%时, 试样硬化层深 SHD 增加 13.3% (0.60 → 0.68 mm), 硬度梯度下降 16.6% (50 → 41.7 HRC/mm), 表面硬度提升 4.5% (59.9 → 62.6 HRC)。上述结果表明在低调质温度下, 提高感应工作电流能够显著改善脆硬层的硬度分布均匀性。低工作电流(1.3 kA)下, 加热能量有限, 难以使次表层快速跨越居里点(~770℃), 集肤深度浅, 热量集中在极表层, 导致硬化层浅、过渡区极窄。当工作电流提升至 1.5 kA 时, 表面能量密度增加, 材料更快越过居里点, 集肤深度动态增大, 热渗透深度增加。同时, 更快的加热速率促进了奥氏体形核, 抑制晶粒长大, 使硬化层组织细化, 表面硬度提高, 过渡区加宽, 硬度梯度显著降低。

2) 调质温度 600℃时: 工艺 3 (1.3 kA)到工艺 4 (1.5 kA)硬化层深 SHD 增加 17.1% (0.82 → 0.96 mm), 硬度梯度下降 26.4% (44.0 → 32.4 HRC/mm), 表面硬度降低 3.5% (62.4 → 60.2 HRC)。相比于 550℃调质组, 600℃调质下工作电流对 SHD 和梯度的改善幅度更大, 且工艺 4 获得了更优的梯度平缓度。600℃调质获得均匀索氏体, 碳化物尺寸适中、弥散分布, 这种组织是感应加热的理想起点, 碳化物既能提供足够的奥氏体形核点, 又能在快速加热下充分溶解, 保证碳的均匀扩散。当工作电流为 1.3 kA (工艺 3)时, 虽然组织优良, 但热输入仍显不足。温度场呈“尖峰型”表面温度高但衰减快, 导致硬化层底部温度骤降, 过渡区收窄, 梯度偏大(44.0)。这解释了为什么工艺 3 的 SHD (0.82 mm)大于工艺 2 (0.68 mm), 但梯度却更陡(44.0 > 41.7)。当工作电流提升至 1.5 kA (工艺 4)时, 充足的能量使温度场变为“平台型”, 表层至心部形成平缓的温度梯度。奥氏体化充分且均匀, 淬火后获得细板条马氏体。同时, 过渡区显著加宽, 硬度梯度降至 32.4 HRC/mm, 为全试验第二平缓(仅次于工艺 6)。600℃调质与 1.5 kA 高工作电流具有最强的协同效应, 是实现“高硬度 + 平缓梯度”的最优组合。

3) 调质温度 650℃时: 工艺 3 (1.3 kA)到工艺 4 (1.5 kA)硬化层深 SHD 增加 10.0% (1.00 → 1.10 mm), 硬度梯度下降 19.9% (28.7 → 23.0 HRC/mm), 表面硬度提升 0.3% (57.3 → 57.5 HRC)。650℃调质预处理下, 两组工艺的 SHD 均超过 0.95 mm, 梯度较 550℃和 600℃组更平缓, 但表面硬度更低。原因在于高温调质导致碳化物粗化、间距增大, 粗化组织使电阻率降低, 集肤深度增大; 同时粗碳化物周围形成高碳微区, 局部 Ac_3 降低, 利于深层奥氏体化。因此, 即使低工作电流(1.3 kA)也能获得较深的 SHD (1.00 mm)。与此同时, 粗化组织也带来负面效应, 致使碳化物溶解不完全, 淬火后马氏体板条粗化, 表面硬度下降。由于热渗透较深, 过渡区仍然较宽, 因此梯度数值(28.7, 23.0)反而比工艺 4 (32.4)更低。这里需要解释: 工艺 5 和 6 的梯度比工艺 4 更平缓, 但这是以牺牲表面硬度和组织细化为代价的, 梯度平缓并不直接等于综合性能优, 因为过粗的组织会降低疲劳强度。当工作电流提高至 1.5 kA (工艺 6)时, 热渗透进一步加深, SHD 达 1.10 mm, 梯度降至 23.0 HRC/mm。但表面硬度较工艺 4 低, 650℃调质可获得最大硬化层深和平缓梯度, 但表面硬度与组织细化程度下降。

4.2.2. 同一感应工作电流下不同调质回火温度的硬度特征

1) 感应工作电流为 1.3 kA 时, 随调质温度升高(550 → 600 → 650℃), 硬化层深 SHD 单调增加(0.60 → 0.82 → 1.00 mm), 硬度梯度单调下降(50.0 → 44.0 → 28.7 HRC/mm), 表面硬度先升后降。调质温度影响原始碳化物状态: 550℃时, 碳化物细小弥散增加电阻率致使集肤深度变浅, 细密组织需更高过热才能奥氏体化, 深层难以相变致使 SHD 变浅、梯度陡; 600℃时, 碳化物适度球化致使电阻率适中集肤深度适度, 碳化物溶解动力学提高奥氏体均匀导致 SHD 增加、梯度下降; 650℃时, 碳化物粗化电阻率降低致使集肤深度增大, 粗碳化物周围高碳区降低局部 Ac_3 温度线, 可使奥氏体深层化, SHD 值进一步增加、梯度更平缓。当工作电流不足时, 优化调质组织是提升深度和改善梯度平缓度的主要途径。在 1.3 kA 低工作电流条件下, 提高调质温度可有效增加 SHD 并降低梯度, 但表面硬度在 600℃最优, 650℃因组织粗化而下降。

2) 感应工作电流 1.5 kA 时, 随调质温度升高硬化层深度 SHD 单调增加(0.68 → 0.96 → 1.10 mm), 硬度梯度单调下降(41.7 → 32.4 → 23.0 HRC/mm)。在 1.5 kA 高工作电流下, 所有调质温度对应的 SHD 值均大于低工作电流组, 梯度均小于低工作电流组, 致使高工作电流强化了各调质状态下的加热充分性。从 550 → 600℃, SHD 增幅 41.2% (0.68 → 0.96), 梯度降幅 22.3% (41.7 → 32.4)。从 600 → 650℃, SHD 增幅 14.6% (0.96 → 1.10), 梯度降幅 29.0% (32.4 → 23.0)。高工作电流下, 调质温度对硬度分布的影响呈现性能最优窗口, 600℃实现了表面硬度和梯度的最优综合性能。

5. 结论

1) 调质回火温度对硬化层深与硬度梯度的调控呈单调性, 在相同感应工作电流条件下, 随调质温度从 550℃升至 650℃, 硬化层深度由 0.60 mm (1.3 kA)和 0.68 mm (1.5 kA)分别增至 1.00 mm 和 1.10 mm, 对应硬度梯度从 50.0 HRC/mm 和 41.7 HRC/mm 分别降至 28.7 HRC/mm 和 23.0 HRC/mm, 高温回火导致的碳化物粗化降低了材料电阻率增大了感应集肤深度。

2) 感应工作电流对表层硬度的提升受调质组织状态的制约, 当调质温度为 550℃时, 提高电流使表面硬度从 59.9 HRC 升至 62.6 HRC; 而在 650℃调质条件下, 同一电流增幅仅使硬度从 57.3 HRC 微升至 57.5 HRC; 细密碳化物在高电流下更易充分溶解形成均匀奥氏体, 而粗化碳化物则限制了电流对硬度的作用效果。

3) 600℃调质与 1.5 kA 感应电流组合性能匹配最优, 该工艺下表层板条马氏体细小均匀, 未溶碳化物少, 过渡区宽度适中, 表面硬度(60.2 HRC)与硬化层深度(0.96 mm)协同良好, 硬度梯度(32.4 HRC/mm)适中。

基金项目

重庆市教委科学技术研究项目(KJQN202403704)。

参考文献

- [1] Tian, W.G., Zhang, C.L., Dong, G.Y., *et al.* (2025) Microstructural Evolution and Strength-Toughness Synergy in 40CrNiMo Steel via Deep Cryogenic Treatment Following Tempering. *Journal of Materials Research and Technology*, **39**, 4623-4634.
- [2] 吴寅杰, 孙国胜, 李顺强, 等. 40CrNiMo 钢淬火组织调控及其对力学性能的影响[J]. 轧钢, 2024, 41(1): 13-19.
- [3] 何晓波, 魏宏宇, 张可, 等. 回火温度对两相区淬火态 40CrNiMo 钢组织和力学性能的影响[J]. 机械工程材料, 2025, 49(3): 49-54.
- [4] 李想, 陆恒昌, 史文, 等. 钒对 40CrNiMo 钢淬透性的影响[J]. 材料热处理学报, 2026, 47(3): 165-172.
- [5] 关蕴奇, 李亮, 胡文祥, 等. Ni 含量对淬回火态 40CrNiMo 钢显微组织和力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2022, 47(9): 245-249.
- [6] 李想, 陆恒昌, 史文, 等. 以 V 代 Ni 对 40CrNiMo 钢微观组织及低温韧性的影响[J]. 钢铁, 2024, 59(12): 103-110.
- [7] 尚希昌. 40CrNiMo 钢表面 Fe₂O₃-Ag 复合涂层的结构调控和微动磨损性能研究[D]: [博士学位论文]. 贵阳: 贵州大学, 2025.
- [8] Bai, M., Liu, J., Zhang, C., Yao, T., Ni, K., Hao, Y., *et al.* (2025) Preliminary Investigating the Anodic Oxidation Composite Sputtering Technology to Prepare Electrical Insulation Coating on 40CrNiMo Surface. *Applied Surface Science*, **710**, Article 163998. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2025.163998>
- [9] Li, J., Yan, H.Z. and Li, S.B. (2023) Microstructure Characteristics at Different Depths of 40CrNiMo Steel after Laser Hardening. *Materials Characterization*, **197**, Article 112680. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.112680>
- [10] 贾雨涛, 张铮, 乔珺威. 40CrNiMo 钢的亚临界球化退火工艺[J]. 金属热处理, 2026, 51(3): 192-200.
- [11] Jia, S., Zhang, Z., Yang, H. and Qiao, J. (2026) Effect of Prior Austenite Grain Size on Bainitic Transformation and Mechanical Properties of 40CrNiMo Steels above and Below Ms. *Metals*, **16**, Article 407. <https://doi.org/10.3390/met16040407>
- [12] 张海东, 闫献国, 向瑾, 等. 深冷处理对 40CrNiMo 钢组织与性能的影响[J]. 金属热处理, 2025, 50(9): 175-180.