在线及离线淬火对Q1300E超高强结构钢板组织及性能的影响

闫强军[1,2]，陈　刚[2]，阮　昊[2]，王金生[2]
（1 新疆农垦科学研究院机械装备研究所，石河子 832000；2 南京钢铁股份有限公司板材事业部，南京 211500）

摘　要：超高强结构钢广泛应用于重大装备领域，其强度与低温韧性的协同匹配是研究重点。传统离线淬火+回火（RQ-T）工艺存在工序长、组织粗化等问题。采用在线淬火+回火（DQ-T）工艺，旨在通过细化组织同步改善强韧性。通过金相显微镜（OM）、透射电镜（TEM）及电子背散射衍射（EBSD）对比研究了DQ-T和RQ-T工艺下Q1300E钢板的显微组织与精细结构，并进行了室温拉伸和-40 ℃夏比冲击试验。结果表明，在线淬火+190 ℃回火工艺性能最佳，屈服强度达到1 435 MPa，同时，-40 ℃冲击功达到52. 5 J。相较于RQ-T工艺，DQ-T工艺细化了板条亚结构、提高了位错密度，增强了淬透性，同时获得了更多残余奥氏体，有效改善了低温韧性，从而同步提升了强度和-40 ℃冲击功。

关键词：超高强结构钢；在线淬火工艺；淬透性；板条亚结构；强韧性
DOI:10. 20057/j. 1003-8620. N260105　　**中图分类号：**TG142. 41

Effect of Online and Offline Quenching on Microstructure and Properties of Q1300E Ultra-High Strength Structural Steel Plate

Yan Qiangjun[1,2], Chen Gang[2], Ruan Hao[2], Wang Jinsheng[2]
(1 Institute of Mechanical Equipment, Xinjiang Academy of Agricultural Reclamation Sciences, Shihezi 832000, China; 2 Plate Business Unit, Nanjing Iron & Steel Co., Ltd., Nanjing 211500, China)

Abstract: Ultra-high strength structural steel is widely used in heavy equipment fields, and the synergistic matching of its strength and low-temperature toughness is a research focus. The conventional offline quenching and tempering (RQ-T) process has issues such as long processing cycles and microstructural coarsening. In this study, the direct quenching and tempering (DQ-T) process was adopted to synergistically improve strength and toughness through microstructural refinement. The microstructure and fine structure of Q1300E steel plates subjected to DQ-T and RQ-T processes were comparatively investigated by optical microscopy (OM), transmission electron microscopy (TEM), and electron backscatter diffraction (EBSD). Room-temperature tensile tests and Charpy impact tests at -40 °C were also conducted. The results show that the direct quenching and tempering at 190 °C process exhibits the best performance, with a yield strength reaching 1 435 MPa and an impact energy of 52. 5 J at -40 °C. Compared with the RQ-T process, the DQ-T process refines the lath substructure, increases the dislocation density, enhances hardenability, and simultaneously obtains more retained austenite, which effectively improves low-temperature toughness, thereby synergistically enhancing both strength and impact energy at -40 °C.

Key Words: Ultra-high Strength Structural Steel; Online Quenching Process; Hardenability; Lath Substructure; Strength and Toughness

随着农机装备向高效化、轻量化发展，大马力拖拉机配套耕作装备在重负荷与复杂工况下面临更高挑战，主结构件需兼具高强度、高韧性与轻量化特性。当前农机领域广泛应用的460、690 MPa级高强钢已难以满足需求。作业强度提升与轻量化目标推动了对屈服强度960 MPa以上超高强钢的迫切需求——此类材料需通过洁净炼钢、精准合金控制及淬火-回火工艺获得以回火马氏体为主的细密组织，从而在超高强度下保持优异的塑韧性、耐疲劳性及低焊接碳当量，成为突破农机部件性能瓶颈的关键。屈服强度960 MPa以上级别需求量较低，但是随农业机械向高强度，工程机械向大吨位轻量

基金项目：新疆省“天山英才培养”计划（2022TSYCLJ0053）；新疆省农垦科学院兵团农业创新工程专项（NCG202505-1）
作者简介：闫强军（1984—），男，博士，高级工程师；　**E-mail:**281012634@qq.com；
收稿日期：2026-07-09
Editorial Office of Special Steel. OA under CC BY-NC-ND 4.0

化发展，对高强度级别钢板的需求日益增加，也即高端级别钢板的研制一定程度上限制着现代化工程机械的发展[1-3]。此类高强钢板的工业化生产需依托先进的洁净冶炼技术，严格管控合金元素及夹杂物含量，并配合优化的控轧控冷工艺，最终经由离线或在线淬火并结合适当回火处理以达到预期性能，其典型显微组织通常为（回火）马氏体或马氏体与贝氏体的混合组织。在如此高的强度下，产品的塑韧性及焊接性（碳当量）则成为衡量其性能的关键[4]。

960 MPa级别以上的钢板的生产方式多为再加热淬火或在线淬火加不同程度的回火处理，不同的生产工艺各有其特点。限于生产设备及控制技术的水平，国内较多采用离线再加热淬火的方式生产此类钢种，因此，对离线热处理（RQ-T）工艺的研究有着更广泛而实际的意义。本文研究了在线淬火工艺（DQ-T）对试验钢组织性能的影响规律，对比分析不同工艺下的强韧化机理和精细组织，开发出符合相关标准，综合性能良好的离线热处理型1 300 MPa级超高强度结构钢[5-6]。

与传统的离线淬火工艺相对比，在线淬火是利用钢板轧制后的余温在轧钢产线上直接进行淬火，该工艺不仅有效利用了轧后余热，省去了热轧板重新加热的工序环节，降低了能源消耗与生产成本，同时缩短了生产周期，提高生产效率。其次在线淬火工艺可以提高钢板淬透性，避免因缓冷过程中晶粒持续长大，从而可以减少钢种合金含量添加，使得钢板组织细化获取良好的强韧性和焊接性能匹配[7-8]。

对于超高强中厚板，在线淬火工艺受轧机冷却速率、钢板均匀性及板型调控等因素的影响。随着近年来超快冷的应用及技术推广，国内外越来越多的中厚板生产厂采用在线淬火工艺进行工艺降本提高产品竞争力。但是针对超高强度比如Q1300级别钢板，目前在线淬火工艺尚未在工业大生产批量生产。针对Q1300E钢板进行了在线淬火和离线淬火工艺对比，旨在揭示了在线淬火工艺通过细晶强化和位错强化作用以及低温回火后析出细小的ε碳化物的析出强化等强韧化机理，为超高强钢在线淬火工艺推广提供指导和技术支持。

1　试验材料及方法

试验钢为屈服强度1300 MPa级的超高强度结构钢，钢中w[C]为0.25%，w[Ni]为1.30%，w[Mo]为0.70%，w[Cr]为1.60%，并且添加微量的Nb和V。试验钢连铸后进行开坯，坯料加热到1 200 ℃保温2 h，钢板的控轧控冷在配备多功能加速冷却系统的工业生产线上进行。

热轧试验是在南钢5 m轧机上进行的。将260 mm×2 260 mm×3 183 mm板坯，加热至1 200 ℃并保温2 h后，经由10道次粗轧与精轧两阶段控轧，最终轧至20 mm厚度。粗轧开轧温度为1 100 ℃，采用大压下量，缩减道次；精轧开始温度为900 ℃，终轧温度890 ℃，采用超快速冷却设备进行在线淬火，钢板返红温度≤250 ℃。试验采用的轧制和冷却工艺路线如图1所示。

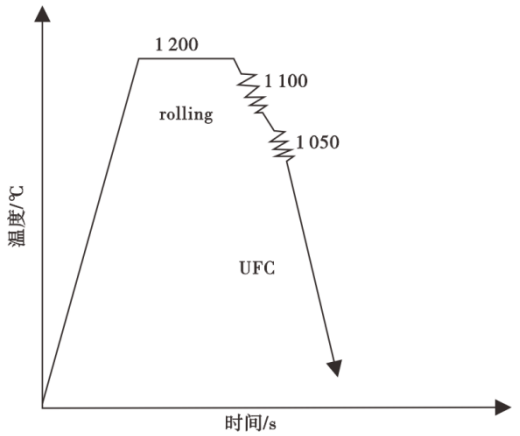


图1　轧制和冷却工艺示意图

Fig. 1　Schematic diagram of rolling and cooling process

直接淬火后的试验钢板分别在190、210 ℃进行回火处理，保温时间为120 min。回火后取样进行拉伸与冲击试验以评价力学性能。强度在钢板横向取圆棒样拉伸试样，冲击功在钢板纵向取夏比V形缺口试样，每组3个平行式样。金相试样取自钢板厚度截面，经研磨、抛光后采用4%硝酸酒精溶液侵蚀，分别利用光学显微镜和扫描电镜观察两种工艺条件下试验钢的显微组织及亚结构特征，并辅以TEM进行精细组织分析。

2　试验结果与讨论

2.1　力学性能

在线淬火+回火与离线淬火+回火两种工艺对比中，轧制加热温度、道次及压下量等参数保持一致，主要差异体现在轧后冷却方式及离线重加热奥氏体化淬火过程。试验钢相变实测温度见表1，A_{c3}为808 ℃。离线淬火工艺中，钢板缓冷至室温后重新加热至850 ℃并保温80 min；在线淬火工艺则在

终轧结束后立即以超快冷设备快速冷却至250 ℃以下。两种淬火工艺后采用相同的回火制度(190 ℃、210 ℃×120 min)。轧制过程关键工艺参数见表2。

表1 试验钢Q1300相变点实测温度

Table 1 Measured phase transformation temperatures of experimental steel Q1300 ℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}	M_s	M_f
695	808	598	702	347	239

在线淬火后钢板经过190、210 ℃回火后力学性能见表3。可以看出回火后钢板强度与淬火态相比提高70 MPa左右,冲击功也略有提升。当回火温度升高至210 ℃时,试验钢的力学性能各项指标基本保持不变,直接淬火工艺的回火温度定位200 ℃左右可以完全满足Q1300E的力学性能指标。

表4为离线淬火及190、210 ℃回火条件下钢板的力学性能。对比两种工艺条件下试验钢的力学性能对比结果,190 ℃回火钢板性能更佳,且离线淬火+回火工艺相比,在线淬火+回火工艺使钢板的抗拉强度和屈服强度分别提高了90 、55 MPa,同时-40 ℃冲击功也获得明显改善。离线淬火+回火工艺条件下钢板的伸长率13.16%,高于在线淬火+回火,伸长率提升可能与离线淬火钢板重新奥氏体化晶粒尺寸更加均匀有关。

2.2 显微组织观察

图2为离线淬火(RQ)与在线淬火(DQ)两种工艺条件下淬火态试样的SEM图像,由图2可观察到,二者微观组织均为典型的板条马氏体,但组织形态存在显著差异。离线淬火条件下,原奥氏体晶粒呈等轴状;而在线淬火条件下,由于在未再结晶区轧制过程中奥氏体晶粒沿轧制方向被拉长压扁,该形貌在直接淬火后得以保留,呈现扁平状特征。离线淬火试样中,奥氏体晶粒由取向各异的板条束(block)构成,每个板条束内部包含平行排列的马氏体板条块(packet)。在线淬火组织中,马氏体板条间形成了尺寸相对细小的次生板条,且与主板条呈一定夹角,这归因于形变奥氏体晶粒的拉长形态及其对相变后组织的遗传效应。

图3为两种淬火态试样的TEM图像。与离线淬火相比,在线淬火组织呈现更高的位错密度,大量位错缠结形成位错胞结构;同时,马氏体板条尺寸更为细小。这一现象可归因于变形后拉长的奥氏体增加了晶界数量,且晶界由平直状转变为锯齿状,为马氏体相变提供了更多的形核位置,从而促使晶粒细化。

图4为两种工艺回火后试样的OM与SEM图像。观察表明,两种条件下的微观组织均为全马氏体,回火后仍保留板条形态特征。在线淬火+回火工艺中,由于在奥氏体未再结晶区直接淬火,冷却

表2 试验钢Q1300轧制和冷却工艺数据记录

Table 2 Data record of rolling and cooling process of experimental steel Q1300

第1阶段		第2阶段		冷却方式	冷却速度/(℃·s^{-1})
开轧温度/℃	终轧温度/℃	终轧温度/℃	终轧温度/℃		
1 100(实测)	1 080~1 120(实测)	900(控温)	880~900(实测)	UFC至室温	40~50

表3 试验钢Q1300在线淬火及回火力学性能

Table 3 Mechanical properties of online quenching and tempering of experimental steel Q1300

工艺	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%	冲击功(-40 ℃)/J
在线淬火	1 370	1 770	12.64	47.6(51.2、45.8、45.8)
190 ℃回火	1 440	1 720	12.32	52.5(57.0、51.1、49.4)
210 ℃回火	1 435	1 720	12.32	45.9(43.7、48.3、45.7)

表4 试验钢Q1300离线淬火及回火力学性能

Table 4 Mechanical properties of offline quenching and tempering of experimental steel Q1300

工艺	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%	冲击功(-40 ℃)/J
离线淬火	1 249	1 651	12.64	35.7(32.2、37.1、37.8)
190 ℃回火	1 385	1 630	13.16	41.4(40.6、43.4、40.2)
210 ℃回火	1 314	1 547	11.87	43.8(49.6、41.5、40.3)

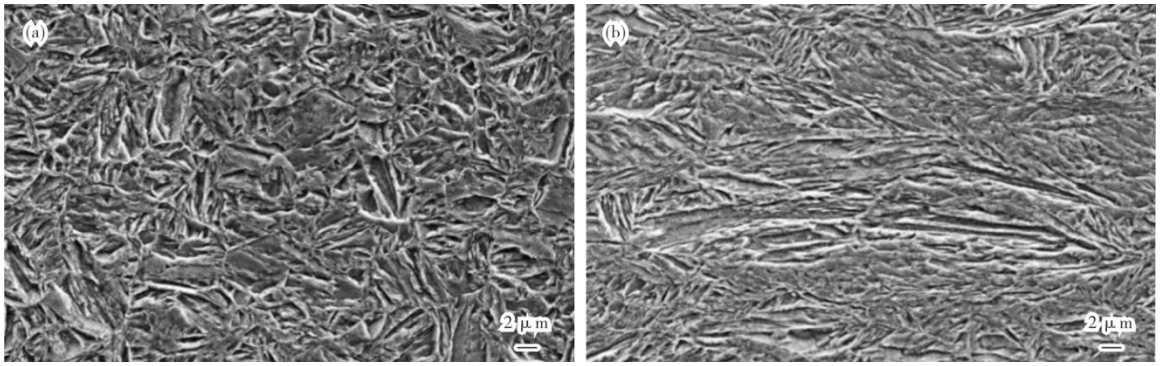


图2　试验钢Q1300不同淬火态的SEM组织:(a)离线淬火,(b)在线淬火

Fig. 2　SEM microstructures of experimental steel Q1300 under different quenching processes : (a) RQ, (b) DQ

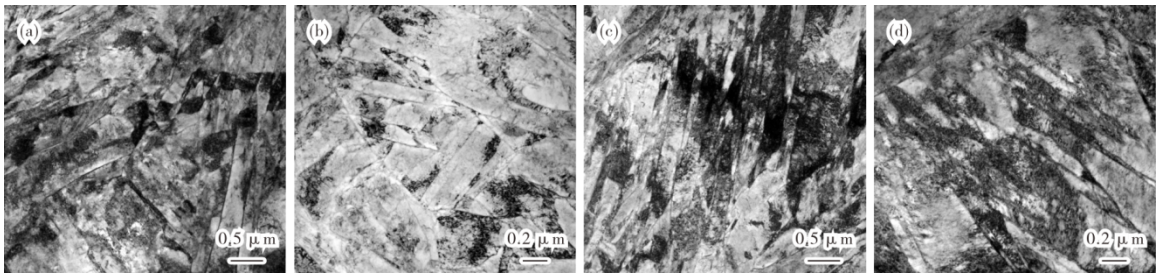


图3　试验钢Q1300不同淬火态的TEM组织 :(a)(b)离线淬火,(c)(d)在线淬火

Fig. 3　TEM microstructures of experimental steel Q1300 under different quenching processes: (a) (b) RQ, (c) (d) DQ

速率大且终轧温度低,轧后拉长压扁的奥氏体晶粒形貌在淬火后马氏体组织中得到保留,并遗传至回火态。经190 ℃回火后,马氏体基体上析出少量针状碳化物;同时,过饱和固溶的碳原子在位错塞积处偏聚,形成柯氏气团,钉扎位错以阻碍其运动,从而提升屈服强度。

采用透射电镜对在线淬火+回火工艺条件下钢板显微组织亚结构进行观察,如图5(a)(b)所示,为低倍下板条形貌照片,可以看到排列整齐的马氏体板条,板条基体上可以看到大量的高密度位错,如图中黑色区域所示,高密度位错缠结,起到位错强化作用,同时,由高密度位错缠结形成的位错胞,如图5(b)A所示,可以提高钢的韧性。

图5(c)(d)为钢中基体中碳化物析出情况。钢中Nb、V、Ti等微合金元素在奥氏体化过程中大部分固溶于基体,在在线淬火+回火过程中,部分微合金元素以细小的碳氮化物颗粒形式弥散析出于马氏体板条基体上,如图5(c)中C所示。这些粒子尺寸均在10 nm以下,对钢板基体产生显著的析出强化贡献。

3　分析与讨论

对于低碳马氏体钢,直接淬火后的组织主要由细小马氏体板条块、亚结构及高密度位错构成,其强化机制以细晶强化和位错强化为主导。细晶强化不仅能提高强度,还可同步改善钢板的韧性。

从试验钢190 ℃回火后的透射电镜照片中可以看出,马氏体板条形貌与淬火态相比无明显改变,但屈服强度和塑性均有所提升。马氏体中固溶的碳原子有较大的扩散能力,在190 ℃回火过程中碳原子偏聚在马氏体位错处形成柯氏气团,钉扎位错,提高试验钢屈服强度,同时,马氏体中过饱和的碳一部分以极细小的ε-碳化物形式析出,并分布在马氏体基体上,对试验钢屈服强度的提高有一定的作用[9-10]。一般超高强度结构用钢主要通过固溶、位错、细晶、析出等方式来提高强度[11],屈服强度$\Delta\sigma_y$可用式(1)来表示。

$$\Delta\sigma_y = \sigma_0 + \sigma_s + \sigma_g + \sigma_p + \sigma_d \quad (1)$$

式中,σ_0为纯Fe室温下的位错点阵阻力,57 MPa;σ_s为固溶强化增量,MPa;不同淬火工艺条件下的固溶强化增量相同。σ_g根据Morito[12]对低碳微合金钢强化机制的分析,由霍尔佩奇公式[11]计算离线淬火+回火与在线淬火+回火工艺条件下的细晶强化贡献值差异。

$$\sigma_g = k_y d^{-1/2} \quad (2)$$

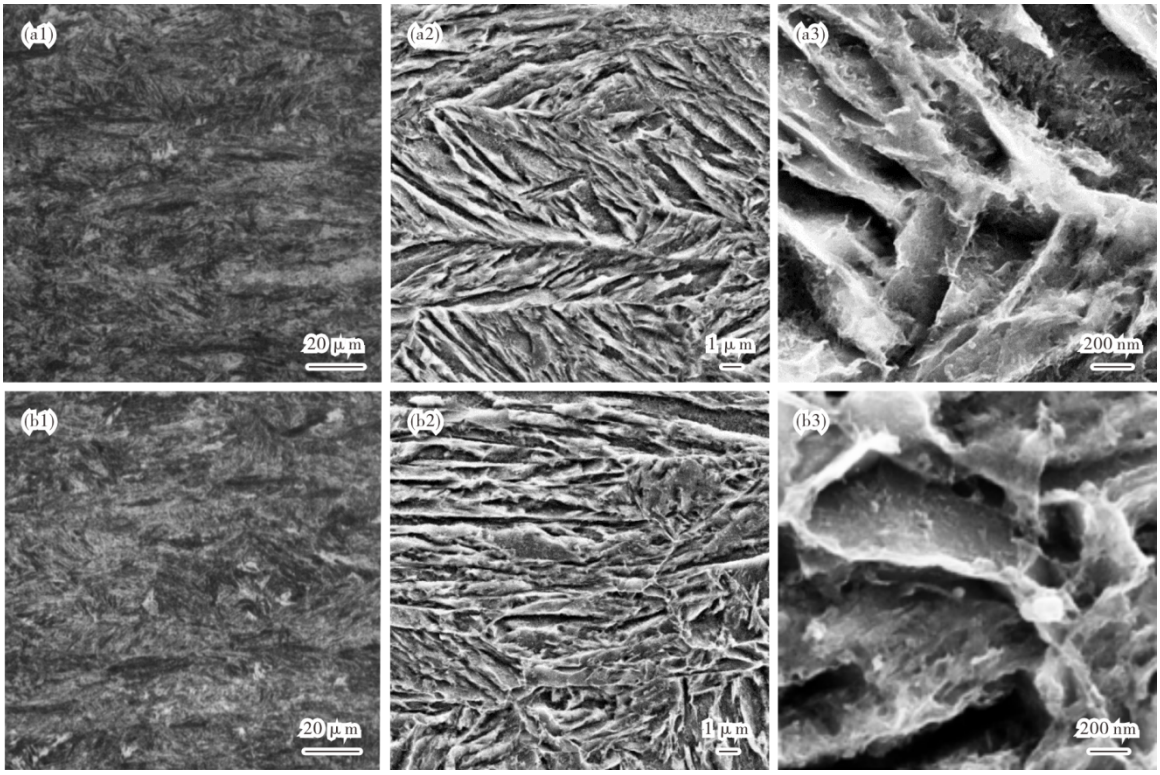


图4 试验钢Q1300不同工艺条件下的微观组织:(a1)-(a3)离线淬火+回火,(b1)-(b3)在线淬火+回火

Fig. 4 Microstructures of experimental steel Q1300 under different processing conditions: (a1)-(a3) RQ-T, (b1)-(b3) DQ-T

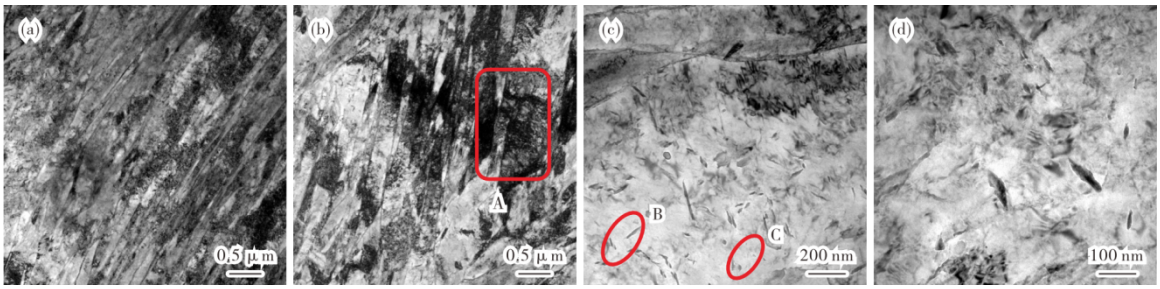


图5 试验钢Q1300在线淬火态的TEM形貌:(a)(b)板条形貌,(c)(d)基体析出碳化物

Fig. 5 TEM morphology of experimental steel Q1300 under online quenching condition: (a) (b) lath morphology, (c) (d) precipitated carbides in the matrix

式中,ky为强度因子。由式(2)可知,$\Delta\sigma_g$与d,mm有效晶粒尺寸成反比。试验结果表明,在线淬火+回火工艺比离线淬火+回火工艺有效晶粒尺寸更细小,即d逐渐减小,$\Delta\sigma_g$增大。在线淬火钢中形变奥氏体所引起的高密度位错及晶粒细化可起到显著的位错强化及细晶强化作用,从而提高试验钢的强度,其中,晶粒强化也可以改善冲击韧性[13-14]。

4 结论

研究了试验钢Q1300在线淬火、回火及离线淬火、回火工艺,并对两种热处理工艺下钢板组织性能进行对比分析,得到的主要结论:

1)试验钢经过离线淬火+回火以及在线淬火+回火,屈服强度均能达到1 300 MPa以上,-40 ℃冲击功>40 J。在线淬火+190 ℃回火工艺性能最佳,与传统的离线淬火工艺相比强度和韧性均有所提高。

2)与离线淬火相比,在线淬火工艺钢板马氏体板条尺寸更加细小,位错密度更高,强度及冲击韧性更佳,两种工艺得到的组织性能均能满足Q1300E的标准要求。

3)在线淬火工艺可以提高组织的淬透性,细化板条亚结构,细晶强化是在线淬火强度提升的主要因素,同时在线淬火工艺可获得更多的残余奥氏体,起到改善韧性的作用。

参考文献

[1] Duan X H, Cao X, Wang Y X, et al. Making low alloy ultrahigh strength steel tough by high-density NiAl clusters[J]. Materials Characterization, 2025, 229: 115480.

[2] Wang C H, Chen R, Wang C Y, et al. Strong and ductile low carbon low alloy steels with multiphase bimodal microstructure[J]. International Journal of Plasticity, 2024, 181: 104097.

[3] 汪贺模,罗　登,高　擎,等. 1100 MPa级别超高强度工程机械用钢的开发[J]. 南方金属,2019(6):1-4, 54.

[4] 李　明, 康学勤. 显微组织对Q355B钢板不同方向力学性能的影响[J]. 热加工工艺, 2024, 53(2): 149-154. .

[5] 谢晓光, 陈　俊. 热处理温度对超高强海工钢组织性能的影响[J]. 轧钢, 2023,40(1): 23-28.

[6] 徐文芳, 张朋彦, 杨　鹏. 在线淬火型微合金高强钢的回火组织与性能[J]. 金属热处理, 2020, 45(11): 187-192.

[7] 温长飞, 肖爱达, 刘旭辉, 等. 回火温度对低合金超高强钢Q1300组织与性能的影响[J]. 金属热处理, 2019, 44(2): 172-177.

[8] 潘金生, 仝健民, 田民波. 材料科学基础[M]. 修订版. 北京: 清华大学出版社, 2011: 66-70. .

[9] Geng H Y, Sun X Y, Zhao Y J, et al. Assessing the microstructure, mechanical properties, and deformation mechanism of high-strength low-alloy steel prepared via powder metallurgy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 35: 3620-3633.

[10] Morito S, Yoshida H, Maki T, et al. Effect of block size on the strength of lath martensite in low carbon steels[J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 438 : 237-240.

[11] 雍岐龙. 钢铁材料中的第二相[M]. 北京:冶金工业出版社, 2006:361-365.

[12] Zeng Y P, Zhu P Y, Tong K. Effect of microstructure on the low temperature toughness of high strength pipeline steels[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials, 2015, 22(3):254-261.

[13] 温长飞,邓想涛,王昭东,等. 轧制冷却工艺对低合金超高强钢Q1300组织性能的影响[J]. 轧钢,2018,35(5):6-11.

[14] 蒋　琪,陈文雄,李　源,等. 碳化物尺寸对低合金超高强钢断裂韧性的影响[J]. 特钢技术,2024,30(1):15-19.