引用格式：王海旭，高兆兵，林瑞丰，等. 热处理工艺对30Cr15NiMo马氏体不锈钢组织与性能的影响[J]. 材料工程，2026，54(1)：211-217.
WANG Haixu，GAO Zhaobing，LIN Ruifeng，et al. Effects of heat treatment technology on microstructures and properties of 30Cr15NiMo martensitic stainless steel[J]. Journal of Materials Engineering，2026，54(1)：211-217.

热处理工艺对30Cr15NiMo马氏体不锈钢组织与性能的影响

王海旭，高兆兵，林瑞丰，王立军*
（东北大学 材料各向异性与织构教育部重点实验室，沈阳 110819）

摘要：淬火-配分(Q&P)工艺是提高马氏体不锈钢强塑性配合的有效方法，但难以精准控制不完全淬火中止温度和配分时马氏体内碳化物大量析出是现有商业化钢种实施的两大障碍。本工作设计制备了一种中碳马氏体不锈钢(30Cr15NiMo钢)，通过对热处理试样进行组织表征和力学性能测试，研究了Q&P工艺参数对显微组织演变的影响并分析了强韧化机理。结果表明：实验钢完全奥氏体化状态下的马氏体转变开始(M_s)温度约为200 ℃，其室温组织为马氏体＋残留奥氏体的复相组织。热轧态实验钢经过480 ℃回火辅助配分处理后表现出优异的综合性能：屈服强度为1255 MPa，抗拉强度为1631 MPa，伸长率为18.5%，断面收缩率为42%；此时组织中含有20.2%左右的残留奥氏体，马氏体中有少量渗碳体析出，两种因素共同作用提高了均匀变形和非均匀变形能力。研究结果为进一步优化成分和工艺提供了依据。

关键词：马氏体不锈钢；淬火-配分；强塑性；残留奥氏体；碳化物
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2024.000815 **CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2024.000815
中图分类号：TG156 **文献标识码**：A **文章编号**：1001-4381(2026)01-0211-07

Effects of heat treatment technology on microstructures and properties of 30Cr15NiMo martensitic stainless steel

WANG Haixu，GAO Zhaobing，LIN Ruifeng，WANG Lijun*
（Key Laboratory for Anisotropy and Texture of Materials(Ministry of Education)，Northeastern University，Shenyang 110819，China）

Abstract：As an effective approach for improving the match of strength and ductility of martensitic stainless steel，the processing of quenching and partitioning (Q&P) is seldom implemented in industrial practice of commercial steels due to two factors：the one is difficulty in accurate controlling the quenching suspending temperature，and another is large amount of carbide precipitation within martensite during partitioning. In this work，an experimental medium-carbon martensitic stainless steel of 30Cr15NiMo is designed and fabricated. The effects of processing parameters on microstructures revolution are investigated，and the mechanism of strengthening and toughening is clarified as well，through microstructure characterization and mechanical property testing conduct on Q&P treated samples. The research results show that，the martensitic start (M_s) temperature of the testing steel is approximately 200 ℃ after complete austenitization，and a compound microstructure of martensite and retained austenite can be obtained after the sample being cooled to ambient temperature. The excellent comprehensive mechanical properties of 1255 MPa in yield strength，1631 MPa in tensile strength，18.5% in elongation and 42% in area reduction can be achieved in the hot rolled testing steel plate subjected to tempering-assisted partitioning treatment at 480 ℃. The microstructure characterization confirms the volume fraction of retained austenite is approximately 20.2%，and small amount of cementite precipitated inside martensite，these factors improve the uniform elongation and non-uniform elongation synergistically. The research results provide

fundamental basis for further optimizing in chemistry and processing.

Key words: martensitic stainless steel; quenching and partitioning; strength and ductility; retained austenite; carbide

作为高载荷腐蚀环境下的首选钢种，马氏体不锈钢（martensitic stainless steels，MSS）广泛应用于汽轮机叶片、轴承、阀门、结构件、耐磨件和刀具等[1]。MSS通常经过淬火-回火（quenching and tempering，Q&T）获得（回火）马氏体（martensite，M）+碳化物的显微组织。虽然其强度和塑韧性可以通过改变回火温度来控制，但由于强度和塑性此消彼长，再加上组织均匀性和回火脆性等原因，导致MSS在塑韧性方面总是低于同强度级别的低合金钢[2-3]。因此，进一步提高强度和塑韧性的配合，是MSS向前发展的关键。

近年来在汽车钢领域非常活跃的淬火-配分（quenching and partitioning，Q&P）概念为解决这一问题提供了新的思路：向M中引入弥散的残留奥氏体（retained austenite，RA）可以显著提高塑韧性，其程度随RA含量和稳定性增加而增加。该工艺是将钢加热奥氏体化以后先淬火到马氏体转变开始（martensite start，M_s）和马氏体转变结束（martensite finish，M_f）之间的某一温度，获得M+RA的双相组织；再将其加热到更高的温度保温，实行配分处理，利用碳在M和RA间的仲平衡浓度差，使M中的碳扩散到RA中；RA碳含量升高以后，M_s点降低，室温下得以稳定存在，最终获得低碳M+富碳RA的混合组织[4-7]。利用该工艺开发出的Q&P钢汽车板已成为第三代先进高强钢的典型代表[8-9]。

受此启发，研究者对1.4034（40Cr13）、AISI410（10Cr13）和AISI420（30Cr13）等商业化钢种Q&P处理时的组织演变和强韧化机理进行了研究，结果发现MSS经Q&P处理确实可以获得M和RA相间分布的显微组织，从而提高强塑性配合[10-13]。分析上述研究结果发现，现有商业化MSS进行Q&P处理，强塑性提高幅度有限，且工业化操作难度较大：由于钢中缺乏Ni、Si、Al等非碳化物形成元素，在配分时M中析出了大量的Fe_3C型碳化物，削弱了C元素在RA中的富集程度；另外，影响Q&P组织相组成的最关键参数淬火中止温度（T_Q）通常是介于M_s和M_f之间的特定温度（介于0～200 ℃之间），在大规模生产时难以精准控制，尤其是非连续生产的大尺寸异型构件，若无在线加热、保温装备很难保证各部位温度均一。

鉴于此种情况，作者提出通过成分设计调整M_s温度和分析马氏体转变动力学，使室温淬火组织中保留一定体积分数的RA，再利用离线的回火辅助配分处理增强其热稳定性的技术思路。本工作设计并制备了一种中碳马氏体不锈钢（30Cr15NiMo钢），通过对热处理试样进行组织表征和力学性能测试，探索工艺参数对显微组织构成的影响规律并分析强韧化机理，为进一步优化成分和工艺提供依据。

1 实验材料与方法

利用150 kg真空感应炉熔炼实验钢，其名义成分为：0.3%C-0.4%Si-0.4%Mn-15.0%Cr-1.0%Ni-0.3%Mo（质量分数）。铸锭经1200 ℃均热4 h后热轧成350 mm×12 mm×L的厚板。从热轧板截取小块试样进行退火处理：850 ℃加热2 h后以30 ℃/h速度冷却到500 ℃出炉，将退火试样加工成Φ3 mm×10 mm棒状试样，利用L78RITA全自动相变仪进行相变行为研究。热模拟工艺过程为：首先将试样以20 ℃/s的速率分别加热到1000、1030、1050 ℃保温10 min，然后以1 ℃/s的冷速冷却到25 ℃，最后利用热膨胀曲线分析马氏体转变的相变点和相变动力学。从热轧板上截取70 mm×40 mm×12 mm的块状试样进行Q&P处理：将部分试样加热至1050 ℃奥氏体化30 min后分别空冷到55、40、25、10 ℃，再加热至450 ℃保温20 min后空冷至室温，以考察T_Q对组织和性能的影响；将另一部分试样加热至1050 ℃奥氏体化30 min后出炉空冷至25 ℃，再分别加热至430、450、480 ℃保温20 min后空冷至室温，以考察配分温度（T_P）对组织和性能的影响。

热处理试样经研磨抛光后，用5 g $FeCl_3$+15 mL HCl+100 mL H_2O溶液腐蚀，使用激光共聚焦显微镜（LCSM）观察其光学显微组织（OM）。EBSD分析使用ZEISS Crossbeam 550聚焦离子束扫描电子显微镜（FIB-SEM）集成的EBSD系统进行。透射电子显微镜（TEM）样品经研磨后，用10%$HClO_4$+90%C_2H_5OH溶液电解双喷减薄，电压30 V，温度−25 ℃，随后使用TECNCI G20型TEM观察显微组织。物相分析采用BRUKER D8 ADVANCE型X射线衍射（XRD）仪，设定参数为：CuKα射线，管电压40 kV，衍射角（2θ）为40°～110°，步长0.04 °，扫描速率5 (°)/min。利用X'Pert High Score Plus型XRD数据分析软件分别计

算XRD衍射谱中$(200)_{bcc}$、$(211)_{bcc}$、$(200)_{fcc}$、$(220)_{fcc}$、$(311)_{fcc}$峰的衍射强度，通过Miller公式计算残余奥氏体的体积分数[14]，如式(1)所示：

$$V_\gamma = 1.4I_\gamma/(I_\alpha + 1.4I_\gamma) \quad (1)$$

式中：V_γ为残留奥氏体的体积分数；I_γ表示3个奥氏体峰$(200)_\gamma$、$(220)_\gamma$和$(311)_\gamma$的平均积分强度；I_α表示2个铁素体峰$(200)_\alpha$、$(211)_\alpha$的平均积分强度。

拉伸实验在AG-X Plus 100 kN拉伸试验机上进行，试样直径为5 mm，标距长度为25 mm，拉伸速率为2 mm/min，实验结果取3次测量的平均值。

2　实验结果与分析

与Q&T热处理相比，Q&P处理过程中的组织演变要复杂得多，其中的奥氏体化温度(T_A)、T_Q、T_P及配分时间(t_P)，均会对最终处理后的组织相组成的类型和比例产生影响，进而影响到力学性能。本实验拟通过对Q&P热处理试样进行表征和力学性能测试，初步探明显微组织演变规律并分析其强韧化机理，为进一步优化成分和工艺提供依据。

2.1　奥氏体化温度(T_A)的确定

对追求高强塑性的Q&P型MSS而言，奥氏体化加热的目的是在确保碳化物完全溶解的前提下尽量阻止奥氏体晶粒粗化。利用金属相变仪测定退火态试样奥氏体化以后冷却过程中的膨胀曲线可以确定实验钢中碳化物全固溶温度、M_s温度及马氏体相变动力学。实验钢的退火态组织(如图1中所示)是由(F+$Cr_{23}C_6$+M)组成的混合组织，M的存在是由于Ni元素降低了奥氏体析出碳化物和向铁素体转变的相变点，导致退火反应不完全的结果。退火态试样加热至不同T_A保温10 min后冷却至室温的温度-膨胀量曲线如图2中所示。结果表明，随着T_A升高，M_s点下降，说明碳化物溶解量增加。在1050 ℃加热时，M_s点为200 ℃左右，与设计目标值接近；而当T_A为1030 ℃和1000 ℃时对应的M_s点分别为220 ℃和250 ℃，由此判断实验钢中碳化物的全固溶温度在1030 ℃和1050 ℃之间，因此将T_A确定为1050 ℃比较合适。

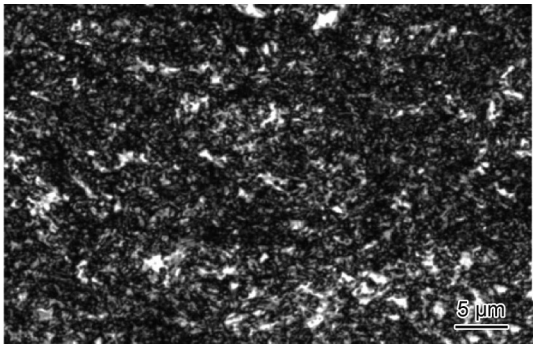


图1　实验钢退火后的OM显微组织

Fig.1　OM microstructure of testing steel subjected to annealing heat-treatment

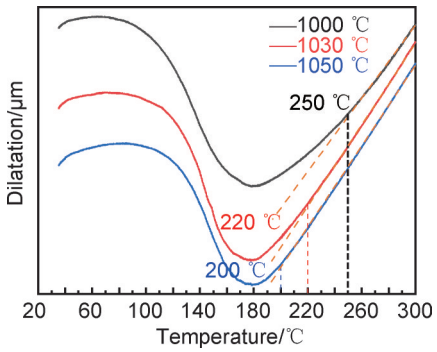


图2　退火态实验钢加热至不同温度保温后冷却至室温过程中的温度-膨胀量曲线

Fig.2　Temperature-dilatation curves of annealed testing steel upon cooling to room temperature after austenitization at different temperature

2.2　淬火终止温度(T_Q)对组织和性能的影响

热膨胀实验结果表明，当过冷奥氏体冷却到室温时，马氏体转变仍未完全结束，室温组织中仍保留一部分RA。尽管相变动力学已经进入平缓阶段，但T_Q的波动势必对不完全淬火组织中相的比例产生影响。热轧态实验钢经1050 ℃奥氏体化30 min后分别空冷至55、40、25 ℃和10 ℃，随后加热到450 ℃保温20 min后的OM显微组织如图3中所示，显微组织呈现清晰的板条马氏体形貌特征，与纯马氏体板条边界只有模糊轮廓不同，Q&P组织的板条轮廓由于相界腐蚀更易分辨。对上述试样进行物相分析，获得XRD衍射谱如图4中所示，可以明显看出bcc和fcc两种结构的衍射峰，进而确定第二相为RA。对XRD数据进行定量分析算出RA体积分数列于表1中，结果显示，RA体积分数在21%～25%之间变化，T_Q为10 ℃时，RA含量最少，为21.4%；T_Q升高至40 ℃时，RA含量增加至24.4%，达到峰值；T_Q进一步升高至55 ℃时，RA含量略微降低至23.6%。

上述热处理试样的室温拉伸应力-应变曲线如图5中所示，力学性能数据列于表1中。结果表明：随着T_Q从10 ℃提高到55 ℃，屈服强度从1262 MPa明显降低至1024 MPa，抗拉强度从1665 MPa小幅降低到1574 MPa；虽然总伸长率只是从16.1%略微降低到15.0%，内部包含着均匀伸长率和非均匀伸长率的此消彼长；断面收缩率与非均匀伸长率一样明显下降。将力学性能和RA含量随T_Q的变化规律相结合，可以初步得出Q&P组织的强韧化机理：RA含量增加明显

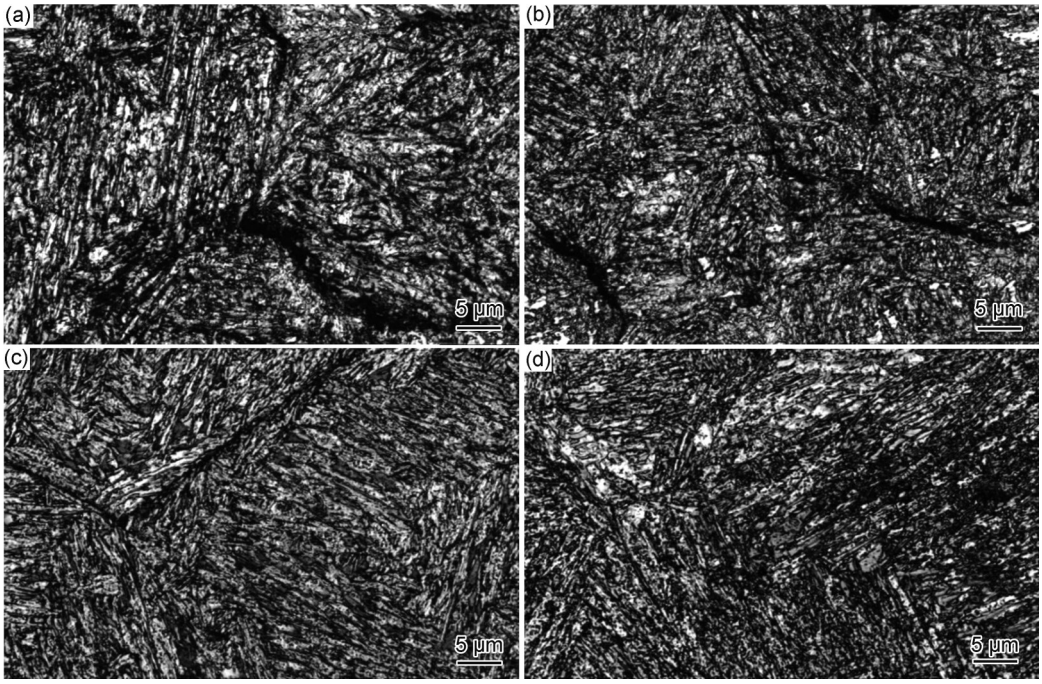


图3 实验钢经Q&P热处理后不同T_Q下的OM显微组织

(a)55 ℃;(b)40 ℃;(c)25 ℃;(d)10 ℃

Fig.3 OM microstructures of testing steel subjected to Q&P heat-treatment with different T_Q

(a)55 ℃;(b)40 ℃;(c)25 ℃;(d)10 ℃

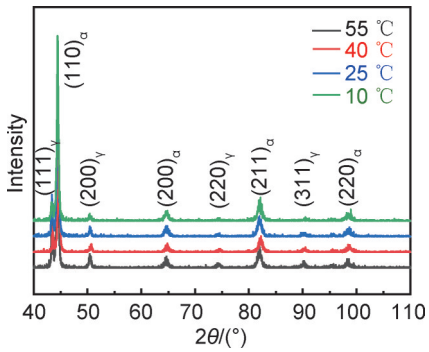


图4 实验钢经Q&P热处理后不同T_Q下的XRD衍射谱

Fig.4 XRD spectrums of testing steel subjected to Q&P heat-treatment with different T_Q

表1 实验钢经Q&P热处理后不同T_Q下的力学性能及残留奥氏体含量

Table 1 Mechanical properties of testing steel subjected to Q&P heat-treatment with different T_Q, together with the volume fraction of retained austenite

T_Q/℃	V_γ/%	$R_{p0.2}$/MPa	R_m/MPa	A_u/%	A_t/%	A_t-A_u/%	Z/%
55	23.6	1024	1574	14.5	15.4	0.9	14
40	24.4	1177	1589	9.8	15.0	5.2	25
25	22.1	1253	1649	8.0	15.4	7.4	40
10	21.4	1262	1665	6.7	16.1	9.4	45

降低了屈服强度,虽然也降低抗拉强度和总伸长率,但幅度不大。随着T_Q升高,RA含量增加,均匀伸长率提高而非均匀伸长率下降的原因可能与奥氏体内含碳量下降导致其热稳定性和机械稳定性降低有关;RA稳定性下降有利于TRIP效应发挥,从而提高了均匀伸长率,形变诱发形成的马氏体却阻碍了颈缩变形。因此,当T_Q为10 ℃和25 ℃时,残余奥氏体含量较低,却高度稳定,因此获得最佳的综合力学性能。为降低环境温度波动对RA含量及力学性能的影响,进一步优化成分设计并采用类似冰水的恒温介质淬火可能是未来的努力方向之一。

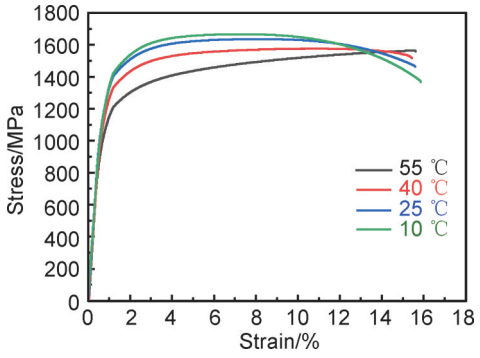


图5 实验钢经Q&P热处理后不同T_Q下拉伸应力-应变曲线

Fig.5 Tensile strain-stress curves testing steel subjected to Q&P heat-treatment with different T_Q

2.3　配分温度(T_P)对组织和性能的影响

根据已有的研究结果，Cr13型马氏体不锈钢在配分处理时除了发生C元素从M向RA配分，在马氏体中还有Fe_3C型碳化物析出[10-13]，这两个相互竞争的反应的动力学与热力学均与配分温度(T_P)和时间(t_p)有关，此处仅对T_P的影响进行简单探究。热轧态实验钢经1050 ℃奥氏体化30 min后空冷至25 ℃，并分别于430、450 ℃和480 ℃配分20 min后的拉伸应力-应变曲线如图6中所示，RA含量及各项力学性能数据列于表2中。结果表明，经过相同的不完全淬火处理，T_P改变对RA含量进而对变形方式产生明显的影响，而对屈服强度和抗拉强度影响不大。T_P在450 ℃时，RA含量达到最大值22.1%，具有良好的均匀伸长率和非均匀伸长率，总伸长率为15.4%；而当T_P在480 ℃时，RA的含量略有下降到20.2%，却表现出更好的均匀伸长率和非均匀伸长率，总伸长率达到18.5%的最大值，这一变化是伴随着复杂的组织演变产生的，后续将进一步分析。

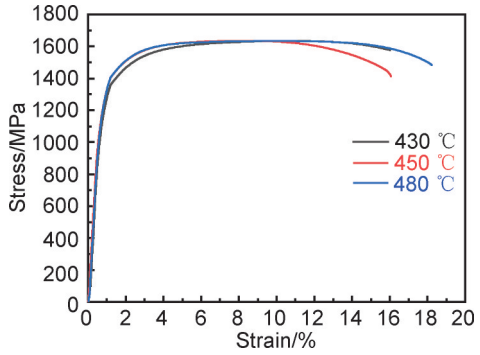


图6　实验钢经Q&P热处理后不同T_P的拉伸应力-应变曲线

Fig.6　Tensile strain-stress curves testing steel subjected to Q&P heat-treatment with different T_P

表2　实验钢经Q&P热处理后不同T_P的力学性能及残留奥氏体含量

Table 2　Mechanical properties of testing steel subjected to Q&P heat-treatment with different T_P, together with the volume fraction of retained austenite

T_P/℃	V_γ/%	$R_{p0.2}$/MPa	R_m/MPa	A_u/%	A_t/%	A_t-A_u/%	Z/%
430	18.3	1232	1632	9.0	15.6	6.6	35
450	22.1	1253	1649	8.0	15.4	7.4	40
480	20.2	1255	1631	8.8	18.5	9.7	42

2.4　显微组织表征

通过对实验钢Q&P试样进行物相分析和力学性能测试，确定实验钢热轧后冷却到室温再经过回火辅助配分处理后，其组织中含有20%左右的RA，且强塑性得到明显提升；Q&P工艺参数则是通过对显微组织相组成和相成分的改变进而影响到了最终的力学性能。如图7中所示是实验钢经1050 ℃奥氏体化以后冷却到室温再经480 ℃配分后的SEM-EBSD表征结果，从中可以观察到长度约为几个μm的长条状或块状RA(图7(b)中红色相)分布在板条束或者板条群的边界上。EBSD显示残留奥氏体的体积分数在8%左右，小于利用XRD测定值20%，原因是位于板条间的薄膜状RA尺寸太小难以分辨。这些块状RA是降低屈服强度，提高伸长率的主导因素。

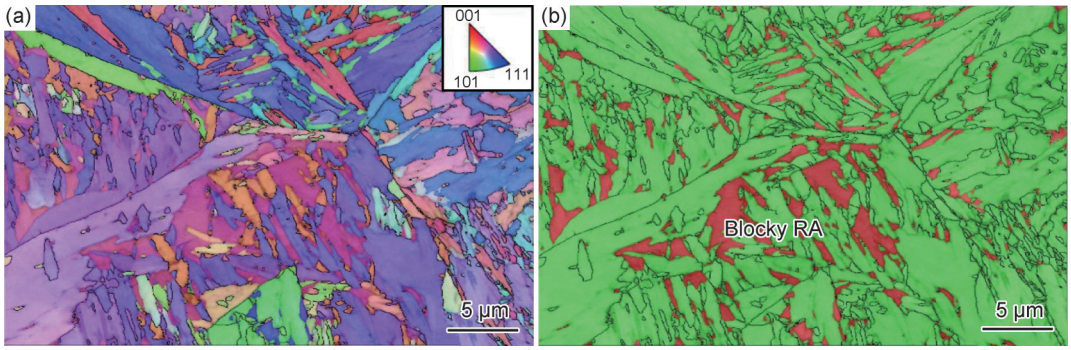


图7　实验钢经1050 ℃奥氏体化后空冷至25 ℃再经480 ℃后的EBSD表征结果

(a)反极图；(b)相分布图

Fig.7　EBSD characterization result of testing steel subjected to Q&P heat-treatment with T_A at 1050 ℃, T_Q at 25 ℃ and T_P at 480 ℃ respectively

(a)inverse pole figure; (b)phase distribution diagram

对实验钢经1050 ℃奥氏体化以后冷却到室温再经480 ℃配分后的试样进行TEM表征，结果如图8中所示：显微组织主要由板条马氏体构成，局部区域可以观察到孪晶马氏体，如图8(a)，(b)中所示；利用暗场像可以突出显示出板条群边界的块状RA与板条边界的薄膜状RA，如图8(d)中所示。

如前所述，实验钢在T_P为480 ℃时RA体积分数为20.2%，略低于T_P为450 ℃时的22.1%，但是总伸长

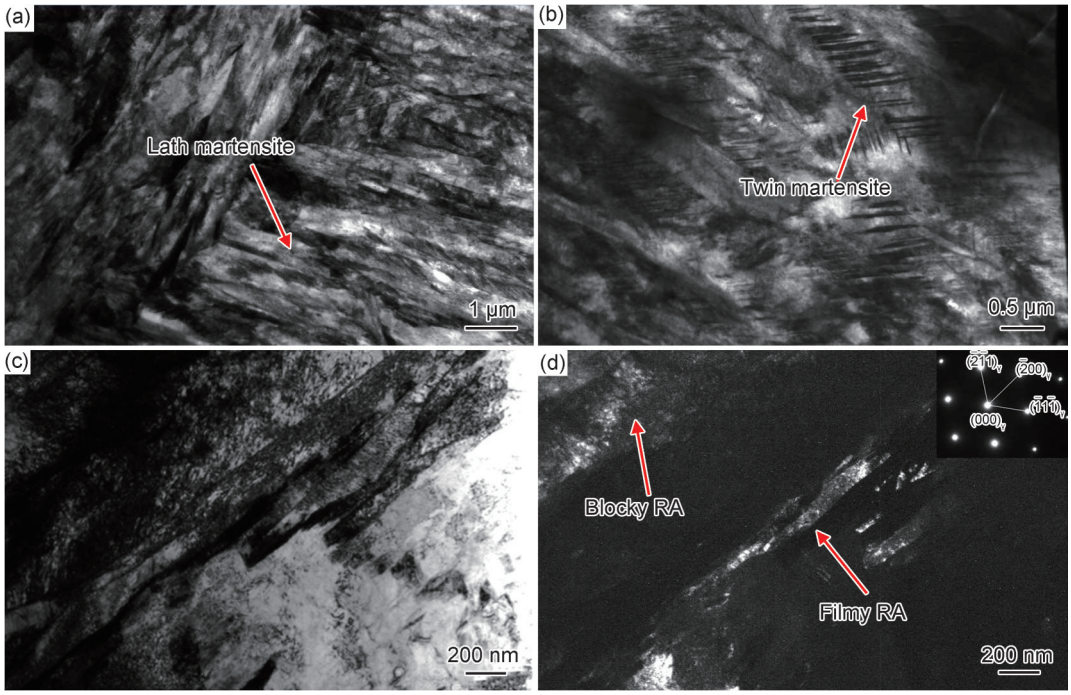


图8 实验钢经1050 ℃奥氏体化后空冷至25 ℃再经480 ℃配分后的TEM照片

(a)板条马氏体明场像;(b)孪晶马氏体明场像;(c)马氏体和残余奥氏体明场像形貌;(d)残余奥氏体暗场像及衍射花样

Fig.8 TEM images of testing steel subjected to Q&P heat-treatment with T_A at 1050 ℃, T_Q at 25 ℃ and T_P at 480 ℃ respectively

(a)BF, lath martensite; (b)BF, twin martensite; (c)BF, morphology of martensite and RA; (d)DF, morphology of RA, inserted SAED of RA

率却提高了约3个百分点,其中有2个百分点是非均匀变形伸长率的贡献。通过TEM观察发现,如图9中所示,450 ℃配分组织中碳化物析出较少,而480 ℃配分组织中碳化物析出数量多且尺寸较大,该类碳化物已经大量研究标定为Fe_3C型碳化物[10-13]。这说明,随着T_P升高,元素的扩散能力增强,马氏体中少量的非碳化物形成元素Si和Ni对碳化物析出的抑制作用减弱。碳化物析出导致RA中平均含碳量降低,进而降低了其热稳定性,从而导致其体积分数下降的同时机械稳定性也同步下降,变形时的TRIP效应提高了均匀伸长率。另一方面,由于T_P升高而导致的碳化物析出增多、位错回复程度增加及马氏体中C过饱和度下降等多因素综合作用的结果,非均匀伸长率也获得了小幅提高。进一步提高非碳化物形成元素Ni和Si的添加量[15-16],在有效抑制碳化物析出的前提下提高配分温度是稳定配分组织与提高力学性能的另一个潜在努力方向。

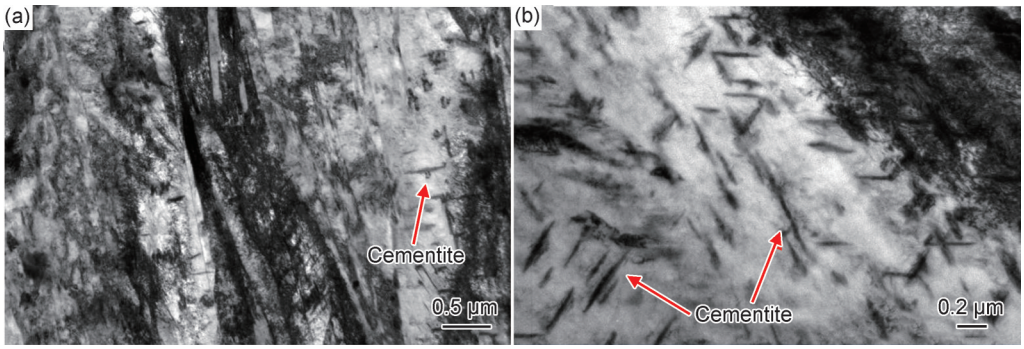


图9 实验钢经Q&P热处理后不同T_p的TEM照片

(a)450 ℃;(b)480 ℃

Fig.9 TEM images of testing steel subjected to Q&P heat treatment at different T_P

(a)450 ℃; (b)480 ℃

3 结论

(1)30Cr15NiMo实验钢在完全奥氏体化状态下的M_s约为200 ℃,其室温组织为马氏体+残留奥氏体的复相组织。热轧态实验钢经过回火辅助配分处理后,马氏体中C元素一部分向奥氏体扩散富集(配分反

应),稳定了奥氏体;一部分以Fe_3C型碳化物的形式析出(回火反应),进一步降低了马氏体内的固溶量。最终获得了回火马氏体与富碳奥氏体的复相组织,使钢材的强塑性显著提高。

(2)热轧态实验钢冷却到室温再经过480 ℃回火辅助配分处理后获得优异的综合性能,屈服强度为1255 MPa,抗拉强度为1631 MPa,伸长率为18.5%,断面收缩率为42%。此时组织中含有20.2%左右的残留奥氏体,马氏体内有少量碳化物析出,二者协同作用提高了钢的均匀和非均匀变形能力。

(3)由于等同于淬火终止温度的环境温度、回火辅助配分温度与时间等工艺参数均会影响马氏体与奥氏体的初始相比例和后续的碳元素存在状态,进而影响最终的力学性能,通过优化的成分设计(如M_s温度优化和增加非碳化物形成元素含量)和特殊的热处理方式(如恒温介质处理)是稳定组织和提升性能的努力方向。

参考文献

[1] 白鹤, 王伯健. 马氏体不锈钢成分、工艺和耐蚀性的进展[J]. 特殊钢, 2009, 30(2): 30-33.
BAI H, WANG B J. Progress in chemical composition, process and corrosion resistance of martensite stainless steel[J]. Special Steel, 2009, 30(2): 30-33.

[2] MA D S, CHI H X, ZHOU J, et al. Microstructure and mechanical properties of martensitic stainless steel 6Cr15MoV[J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2012, 19(3): 56-61.

[3] ISFAHANY A N, SAGHAFIAN H, BORHANI G. The effect of heat treatment on mechanical properties and corrosion behavior of AISI420 martensitic stainless steel[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(9): 3931-3936.

[4] SPEER J G, MATLOCK D K, DE COOMAN B C, et al. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation[J]. Acta Materialia, 2003, 51(9): 2611-2622.

[5] SPEER J G, EDMONDS D V, RIZZO F C, et al. Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation[J]. Current Opinion in Solid State and Materials Science, 2004, 8(3/4): 219-237.

[6] EDMONDS D V, HE K, RIZZO F C, et al. Quenching and partitioning martensite: a novel steel heat treatment[J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 438: 25-34.

[7] SPEER J G, ASSUNÇÃO F C R, MATLOCK D K, et al. The "quenching and partitioning" process: background and recent progress[J]. Materials Research, 2005, 8(4): 417-423.

[8] ZAHRANI M M, KETABCHI M, RANJBARNODEH E. Microstructure development and mechanical properties of a C-Mn-Si-Al-Cr cold rolled steel subjected to quenching and partitioning treatment[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 22: 2806-2818.

[9] WANG Y, ZHANG T, XU Y, et al. A novel process for hot-galvanized quenching and partitioning steel with excellent yield - ductility synergy by prior treatment[J]. Steel Research International, 2023, 94(11): 2200949.

[10] YUAN L, PONGE D, RAABE D. Microstructure and mechanical property of a martensitic stainless steel after quenching and partitioning[M]//Proceedings of International Conference on Advanced Steels 2010, Guilin: Metallurgical Industry Press, 2010.

[11] TSUCHIYAMA T, TOBATA J, TAO T, et al. Quenching and partitioning treatment of a low-carbon martensitic stainless steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 532: 585-592.

[12] MOLA J, DE COOMAN B C. Quenching and partitioning (Q&P) processing of martensitic stainless steels[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2013, 44(2): 946-967.

[13] LU S Y, YAO K F, CHEN Y B, et al. Effect of quenching and partitioning on the microstructure evolution and electrochemical properties of a martensitic stainless steel[J]. Corrosion Science, 2016, 103: 95-104.

[14] SUGIMOTO K I, USUI N, KOBAYASHI M, et al. Effects of volume fraction and stability of retained austenite on ductility of TRIP-aided dual-phase steels[J]. ISIJ International, 1992, 32(12): 1311-1318.

[15] TOBATA J, NGO-HUYNH K L, NAKADA N, et al. Role of silicon in quenching and partitioning treatment of low-carbon martensitic stainless steel[J]. ISIJ International, 2012, 52(7): 1377-1382.

[16] 王官涛, 周永浪, 赵卓, 等. 添加Si对马氏体不锈钢淬火-配分组织和性能的影响[J]. 材料工程, 2021, 49(8): 97-103.
WANG G T, ZHOU Y L, ZHAO Z, et al. Effects of Si addition on microstructure and properties of martensitic stainless steel treated by quenching and partitioning process[J]. Journal of Materials Engineering, 2021, 49(8): 97-103.

基金项目:国家自然科学基金项目(51571053)
收稿日期:2024-12-10;**录用日期**:2025-01-24
通讯作者:王立军(1971—),男,副教授,博士,现从事先进钢铁材料的制备研究,联系地址:辽宁省沈阳市和平区文化路三巷11号东北大学材料各向异性与织构教育部重点实验室(110819),E-mail:lijunwang@mail.neu.edu.cn

(本文责编:解　宏)