

一种新型 Q-P-T 钢的工艺与组织性能

李娜^{1,2}, 刘国权^{1,3}, 康人木^{1,4}, 杨云^{1,3}, 余慧¹

(1. 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083; 2. 江苏省南通建工集团股份有限公司, 江苏 南通 226000; 3. 北京科技大学新金属材料国家重点实验室, 北京 100083; 4. 四川省川威集团有限公司, 四川 成都 610100)

摘要: 设计和研究了一种新型高铝 (1.8% Al) 淬火-碳分配-回火 (Q-P-T) 高强度钢。基于 JMatPro 6.0 软件和约束条件碳平衡热力学 (Constrained Carbon Equilibrium, CCE) 模型的模拟计算结果, 制定了该钢的热处理工艺, 进行了盐浴热处理和力学性能实验, 并通过 SEM 和 TEM 对实验钢的组织进行了观察与分析。结果表明: Q-P-T 实验钢的组织主要由板条马氏体、一定数量的富碳残留奥氏体和弥散分布的碳化物组成, 其中马氏体和弥散的碳化物主要提供强化, 残留奥氏体则主要起到提高塑性的作用。实验钢经 Q-P-T 处理后获得了高抗拉强度 (1260 MPa) 和塑性 (18%) 的良好匹配且其热处理工艺容易控制, 验证了高铝钢采用 Q-P-T 热处理的可行性。

关键词: 高铝 Q-P-T 钢; 高强度低合金钢; 热处理工艺; 强韧化; 残留奥氏体

中图分类号: TG142.14 **文献标志码:** A **文章编号:** 1009-6264(2013)03-0118-07

Processing design and microstructure and mechanical properties of a new type of Q-P-T steel

LI Na^{1,2}, LIU Guo-quan^{1,3}, KANG Ren-mu^{1,4}, YANG Yun^{1,3}, YU Hui¹

(1. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China; 2. Nantong Construction Group Joint-Stock Co Ltd, Nantong 226000, China; 3. State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China; 4. Chuanwei Group Co Ltd, Chengdu 610100, China)

Abstract: A new type of high aluminum (1.8% Al) Q-P-T high strength steel was designed and studied. Its heat treatment process parameters were designed based on the calculation using both the JMatPro 6.0 software and the CCE (Constrained Carbon Equilibrium) model. Microstructure and mechanical properties of the steel after the Q-P-T treatment were studied by means of SEM, TEM, and tensile test. The results show that the microstructure consists of lath martensite, carbon-enriched residual austenite and dispersed carbides, where the martensite and the dispersed carbides guaranteed the strength, the retained austenite guaranteed the plasticity. The high tensile strength ($\sigma_b = 1260$ MPa) and the high total elongation ($\delta = 18\%$) are obtained by easily controlled Q-P-T process, so that the feasibility of the high aluminium Q-P-T steel is proved.

Key words: high aluminium Q-P-T steel; HSLA steel; processing design; strengthening and toughening; residual (retained) austenite

现代新钢种的开发逐步向兼顾强度和塑性的方向发展, 为了进一步改善材料的综合性能, 2003 年, 美国 Speer 等^[1-2] 开发研究了一种新的热处理工艺 (Quenching and Partitioning Process, 即 Q&P 工艺, 淬

火-分配工艺), 该工艺是将含一定量 Si 和 (或) Al 的合金钢经淬火至 M_s - M_f 间一定的温度 QT (Quenching Temperature) 后, 再在一定温度 PT (Partitioning Temperature) 等于或者高于 M_s 停留, 使碳由马氏体扩散至残留奥氏体, 使其稳定化, 增加最后淬至室温的残留奥氏体含量, 最终主要得到马氏体和一定可控量的富碳残留奥氏体。为了使残留奥氏体能够富集尽可能多的碳以稳定至室温, Q&P 工艺强调了碳从马氏体相分配至奥氏体相这一过程, Speer 等提出 Q&P 钢的成分中不包含任何碳化物形成元素, 这意味着 Q&P 钢的强化机制中排除了碳化物的沉淀强化作用。

收稿日期: 2011-12-21; 修订日期: 2012-12-24

基金项目: 国家自然科学基金项目 (51071019); 国家高级技术研究发展计划项目 (863 计划) (2013AA031301)

作者简介: 李娜 (1988-), 女, 主要研究方向为金属材料, E-mail: lina0810@163.com。

通讯作者: 刘国权, 男, 教授、博士生导师, 电话: 010-82377611, E-mail: G. liu@ustb.edu.cn。

为了改善环保、节约能源和原材料,需要进一步提高钢的强度,徐祖耀^[3-5]在 Q-P-T 工艺基础上,提出淬火-碳分配-回火(Q-P-T)工艺,即引入碳化物沉淀强化机制,在含有一定 Si 和(或) Al 量的钢中有意识地加入少量复杂碳化物形成元素(如 Nb 或 Mo),使经过碳分配处理外,再在一定温度保温使析出共格、弥散的复杂碳化物(非渗碳体),呈现沉淀强化。目前国内外对于 Si 系 Q-P-T 钢的研究已较系统^[6-7],但对以 Al 替 Si 的 Q-P-T 钢的研究较少,尚未见系统研究报道。Q-P-T 钢要求添加较高含量的 Si 或 Al^[1],以抑制渗碳体的析出而稳定残留奥氏体,但硅含量大于 0.25% 后,钢板的涂镀性能即显著变差,以 Al 替 Si 能较好的改善较高 Si 含量对钢板加工性能的上述不利影响,并同时可获得高的强度。

本文综合考虑钢板表面涂镀性能的前提下,设计一种以 Al 完全替代 Si 的新型高铝 Q-P-T 微合金钢,重点研究其热处理工艺以及高铝 Q-P-T 钢的组织性能特征。为了简化工艺,采用碳分配温度与回火温度相同,即碳分配-回火温度,简记为 PTT(Partitioning and Tempering Temperature);碳分配-回火时间简记为 P*T*t(Partitioning Tempering and time)。

1 实验材料和方法

实验钢采用真空熔炼保护浇铸,经锻造、热轧为 20 mm 厚的钢板。其化学成分如表 1 所示。其中适量添加了微合金元素 Nb 和 Ti。

表 1 实验钢的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical composition of the experimental steel (mass fraction, %)

C	Si	Al	Mn	Cr	Mo	B _i
0.23	<0.10	1.79	1.50	≤1.0	≤0.25	≤0.006
Ni	Nb	Ti	S	P	N	Fe
≤1.0	≤0.06	≤0.025	0.0024	0.0084	0.0019	Bal.

使用 JMatPro 6.0 软件计算实验钢的平衡相分布图和 CCT 曲线;采用 Rigaku DMAX-RB 12 kW 旋转阳极 X 射线衍射仪进行 XRD 实验以研究残留奥氏体量,实验参数为:铜靶、电压 40 kV、电流 150 mA、步宽为 0.02°,为避免织构的影响,选择奥氏体(200)、(220)、(311) 3 条衍射线和 马氏体(200)、(211) 2 条衍射线,进行步进扫描,精确测定对应的衍射角 2θ 和积分强度 I,采用了直接比较法计算残留奥氏体量,计算时将所测量的 5 条衍射线进行排列组合,分别计算对应的残留奥氏体量,最后取其算数平均值,

即为最终残留奥氏体量;利用 ZEISS-SUPRA55 场发射扫描电镜进行 SEM 观察;将试样机械减薄至 0.05 mm,采用 4% (体积分数)的高氯酸和 96% 的无水乙醇的腐蚀液,电压为 30 V,电流为 20 mA, -30 ℃ 电解双喷进行减薄,制得的试样利用 JEM-2100 透射电镜进行 TEM 观察;采用 CMT5305 拉伸实验机测定实验钢的常温力学性能。

2 Q-P-T 热处理工艺设计

2.1 JMatPro 6.0 软件计算

采用 JMatPro 6.0 软件计算了实验钢的平衡相分布图和 CCT 曲线,如图 1 所示。由图 1 可知,实验钢的 A_{c3} 为 957 ℃,温度高于 957 ℃ 时实验钢可以获得全奥氏体。为了确保合金元素能够较充分的固溶,同时组织中又不出现明显的粗大晶粒,实验钢的奥氏体化加热温度选取 1050 ℃。由计算的 CCT 曲线可知,马氏体转变开始温度为 340 ℃,实验钢获得全马氏体的临界冷速为 7 ℃/s。

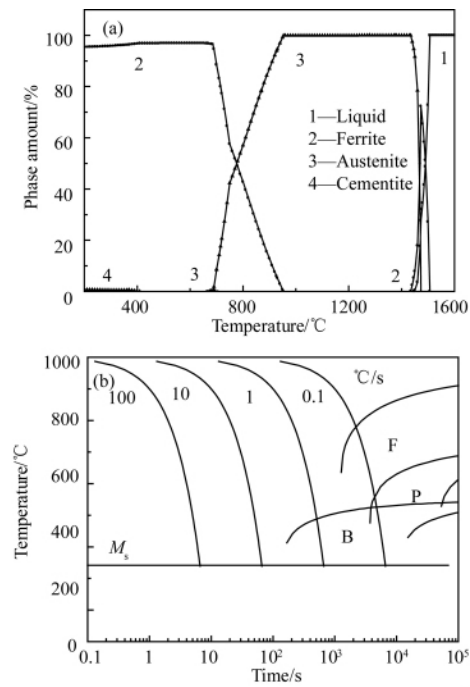


图 1 JMatPro 6.0 软件计算
(a) 实验钢的平衡相分布图;(b) CCT 曲线
Fig. 1 The equilibrium phase diagram (a) and the CCT curves (b) calculated using the JMatPro 6.0 software

2.2 淬火温度的确定

应用 MATLAB 软件,采用 CCE 模型(Constrained Carbon Equilibrium model)^[9-10] 计算预测实验钢的最佳淬火温度以获得最大量残留奥氏体量。根据 CCE

平衡计算知道,奥氏体碳含量在 CCE 平衡条件下受温度的影响较小,如图 2 所示,即随着温度的升高而有降低的趋势,但是这种降低趋势很微小,可以忽略,可认为基本上保持恒定。图 2 中显示的数字($\gamma\%$)为初始奥氏体含量,在奥氏体含量不同时,分配终点奥氏体的碳含量不同,所以在制定热处理工艺中需要控制初始奥氏体含量,当初始奥氏体的含量小于 20% 时,奥氏体的含碳量大于 1.2%,可以稳定至室温。当钢的碳含量不变时,奥氏体的稳定性由初始奥氏体的比例决定。淬火温度过低,得到的马氏体含量过多,残留奥氏体量很少,无论如何分配处理最终的残留奥氏体含量都很低;淬火温度过高,马氏体含量较少,残留奥氏体含量较多,通过分配处理后有限的碳含量不足以使较多的残留奥氏体稳定至室温,在随后的分配和冷却过程中会发生其他相变造成残留奥氏体的分解,因此一定合金成分的钢有获得最大量残留奥氏体的淬火温度。

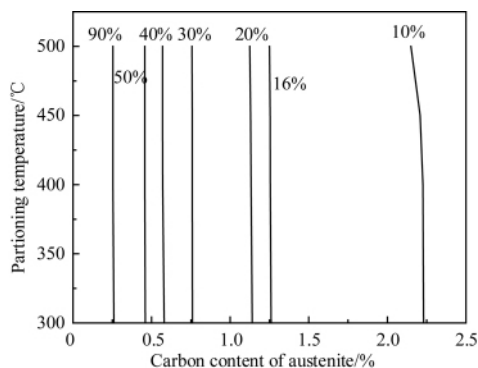


图 2 实验钢在不同温度下奥氏体的碳含量

Fig. 2 Carbon content of austenite in the experimental steel at different partitioning temperatures

由 CCE 模型计算预测得到的实验钢残留奥氏体量与淬火温度的关系如图 3 所示。可以看出,最终残留奥氏体量出现峰值,稳定至室温的残留奥氏体量最多达到 18.8%,此时的淬火温度为 188 °C。为了验证 CCE 模型计算的淬火温度(QT),制定了如表 2 所示的实验方案。

表 2 中, $M_0\%$ 为初始马氏体含量,一般可由 Magee-Koistinen-Marburger 公式^[3]求得: $f_i^\alpha = 1 - \exp[-0.011(M_s - T_q)]$; 碳分配-回火温度 PTT 选取 400 °C, 碳分配-回火时间 PTt 取 30 s, 热处理工艺路线如图 4 所示。按照图 4 进行盐浴热处理实验,进行 XRD 实验,计算残留奥氏体的体积分数。

淬火温度与最终残留奥氏体量的关系曲线示于

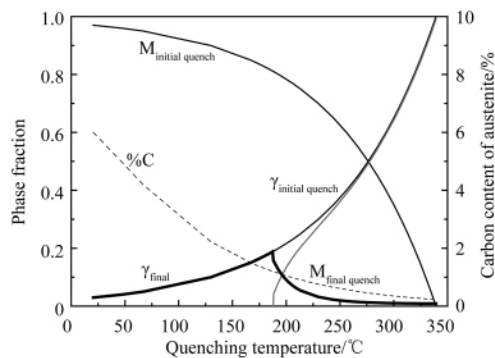


图 3 实验钢的最佳淬火温度的计算

Fig. 3 Calculated curves of the amount of residual austenite and the carbon concentration in austenite vs. quenching temperature for the experimental steel

表 2 验证计算淬火温度(QT)的实验方案

Table 2 Experimental program for verification of calculated quenching temperature

Process No.	M_s / °C	M_0 / %	Calculated QT_{cal} / °C	Experimental QT_{exp} / °C	Holding time at QT_{exp} / s	PTT / °C	PTt / s
Q1	340	85	166.8	170	3	400	30
Q2	340	82	183.4	185	3	400	30
Q3	340	79	197.4	200	3	400	30
Q4	340	70	229.8	230	3	400	30

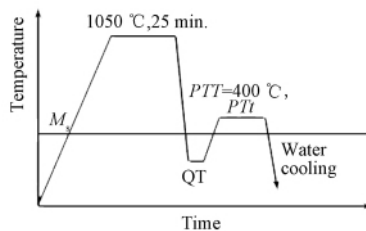


图 4 Q-P-T 工艺路线图

Fig. 4 Schematic diagram of Q-P-T process

图 5 其变化趋势与 CCE 平衡计算结果基本相符,但奥氏体体积分数实验值约为计算值的一半,这可能是由于发生其它相变使奥氏体内含碳量降低,降低其稳定性所致。在 185 °C 时,残留奥氏体量达到最大值为 8.91%,即通过实验研究,实验钢的最佳淬火温度为 185 °C,这与模拟计算的结果 188 °C 相近。故选取淬火温度为 185 °C。

2.3 碳分配-回火时间和时间的确定

徐祖耀等^[3]通过理论计算表明,在 400 °C 下碳原子在两相之间的扩散非常迅速。Speer 等^[11]的研究也表明,在 Q&P 处理中选择 400 °C 进行碳分配处理可获得适量的残留奥氏体。王晓东等^[12]报导在含

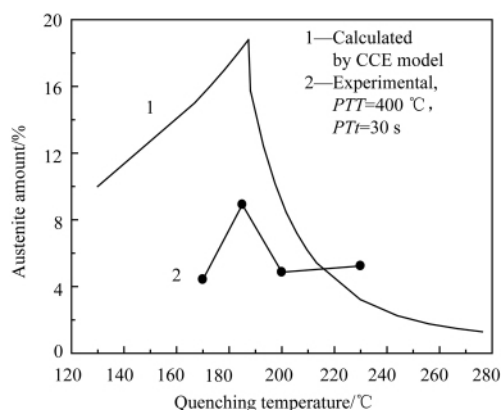


图5 淬火温度与残留奥氏体量的关系

Fig. 5 Relationship between the amount of residual austenite and quenching temperature

Nb 的 TRIP 钢中,经 400 °C 等温转变时基体中可析出细小弥散的复杂含 Nb 碳化物。本研究实验中实验钢的碳分配-回火温度 PTT 分别选为 350、400 和 450 °C。实验结果表明,实验钢在 PTT 分别为 350、400 和 450 °C 时,强塑积分别为 15400、17125 和 16900 MPa·%,这证明 PTT 为 400 °C 获得的钢性能较好。因此选择 400 °C 作为本实验 Q-P-T 钢热处理的碳分配-回火温度。

时间是与温度相互搭配作用的重要影响因素。在一定的碳分配-回火温度保温一定的时间,才能使马氏体中的碳原子扩散并均匀分布于残留奥氏体中,并且析出弥散的碳化物。实验钢中添加了碳化物形成元素 Nb、Mo 和 Ti,尽管降低了碳原子在马氏体基体中的扩散系数,但是通过适当增加碳分配-回火时间可使残留奥氏体充分富碳^[13]。在 400 °C 的碳分配-回火温度下,分别保温 10、30、60、180、300 和 1800 s。

2.4 热处理

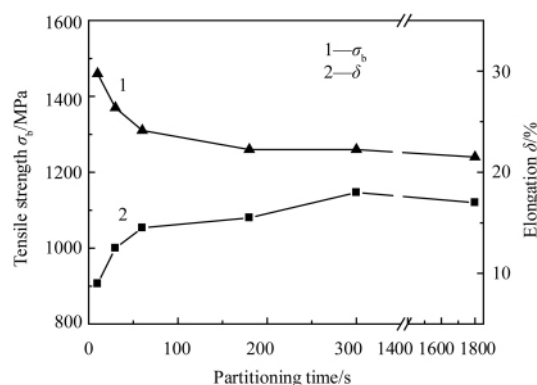
将尺寸为 11 mm × 11 mm × 77 mm 的试样进行 Q-P-T 处理。在箱式热处理炉中 1050 °C 下保温 25 min 后转入盐浴炉 185 °C 保温 3 s,立即转入 400 °C 盐浴炉分别保温 10、30、60、180、300 和 1800 s 后,水淬至室温。

3 实验结果与讨论

3.1 力学性能

由图 6 所示,在 400 °C 的碳分配-回火温度下,随着碳分配-回火时间的延长,实验钢的抗拉强度呈现缓慢下降的趋势,在 180 ~ 1800 s 间变化较小,180 s

和 300 s 时的抗拉强度相等均为 1260 MPa,1800 s 时抗拉强度为 1240 MPa,仅下降 20 MPa;伸长率总体呈现升高的趋势,300 s 时伸长率达到 18%,实验钢的强塑积为 22680 MPa·%;继续延长时间到 1800 s,伸长率为 17%,降低幅度较小。上述结果表明,实验钢在较大的碳分配-回火处理时间范围内保持了较高的强度和良好的伸长率。

图6 碳分配-回火温度($PTT = 400$ °C)时,碳分配-回火时间(PTt)对实验钢抗拉强度和伸长率的影响Fig. 6 Effect of PTt on the tensile strength and elongation of the experimental steel at $PTT = 400$ °C

由图 6 可知,碳分配-回火时间在 10 ~ 180 s,碳原子从马氏体扩散至残留奥氏体中,马氏体的软化导致抗拉强度的降低,随着时间增长,碳原子的扩散会使部分富碳残留奥氏体保留至室温,故伸长率升高。在 300 ~ 1800 s,实验钢的残留奥氏体中碳原子的空间分布已经均匀化,实验钢较高的 Al 含量可以抑制渗碳体的形成以保护有限的 C,过渡型碳化物的溶解消失会释放其消耗的 C;400 °C 下长时间的保温则会导致 Nb、Ti、Mo 等特殊碳化物的析出,其析出强化作用会部分弥补强度的损失。这样,实验钢室温组织中不仅存在大量马氏体,保留有较多稳定的富 C 残留奥氏体,还有弥散析出的细小碳化物,从而使实验钢在较大的碳分配-回火时间范围内表现出较高且几乎平稳不变的抗拉强度和较好的伸长率。

3.2 显微组织

从图 7 可看出,实验钢在不同碳分配-回火时间下组织都以板条马氏体为主,随着时间的延长,马氏体的形貌发生变化,马氏体板条束平行排列的形貌先是变得清晰有序,而后又变得无序,板条长度明显变短,有明显块状马氏体的出现。在较短的碳分配-回火时间内,实验钢中残留奥氏体中的碳原子扩散不完

全,存在较大的浓度差,而且过渡型碳化物的析出消耗了碳原子,因此形成的不稳定残留奥氏体在最终淬火过程中转变为马氏体,这类马氏体的板条之间的相互干扰和碰撞较少,故在组织照片看到有较长的板条形成,还出现了块状形貌;碳分配-回火时间延长,实验钢中残留奥氏体中的碳浓度差减小,碳原子分布趋于均匀状态,更多的残留奥氏体能够稳定保存到室

温,但是在这个过程中,碳化物形成元素 Nb、Mo 和 Ti 的添加,可以结合一些碳原子形成其碳化物沉淀,从而减弱了碳分配功效,又形成了不稳定的残留奥氏体,这些不稳定的残留奥氏体在最终淬火过程中转变为马氏体,这些新生成的马氏体夹杂在原奥氏体板条间,增加了马氏体板条间的干扰和碰撞,使马氏体板条形貌变得无序且不清晰。

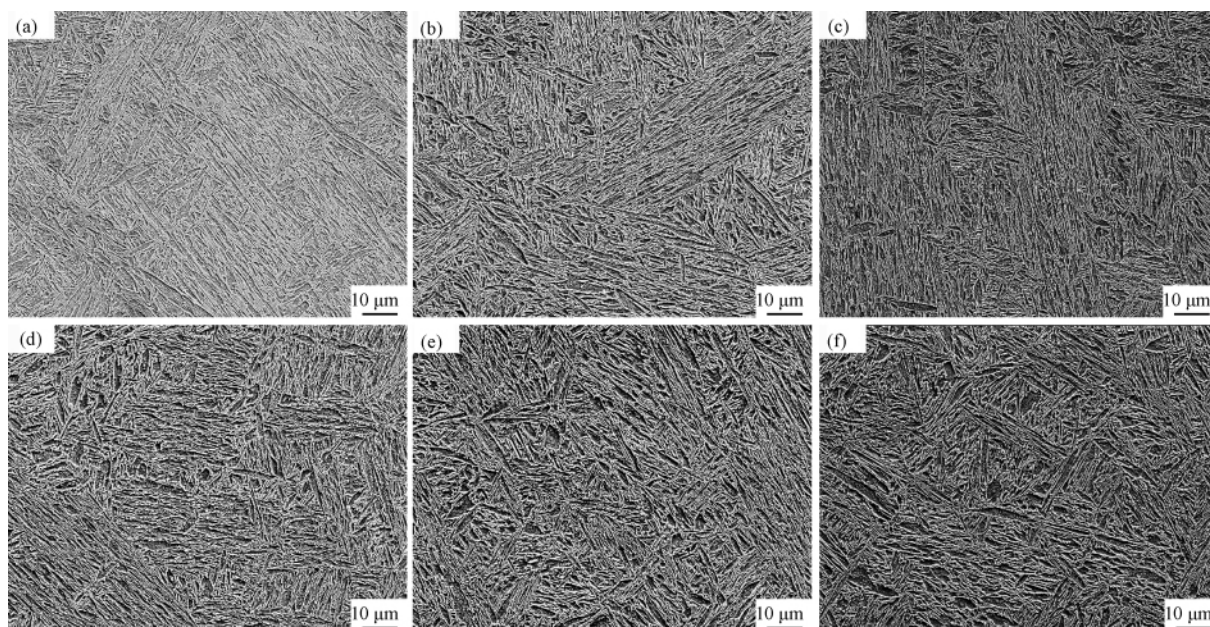


图7 经 $QT = 185\text{ }^{\circ}\text{C}$, $PTT = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$,不同碳分配-回火时间(PTt)条件下 Q-P-T 处理后的钢 SEM 显微组织照片

Fig. 7 SEM micrographs showing the microstructure in Q-P-T treated samples, with $QT = 185\text{ }^{\circ}\text{C}$, $PTT = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$, and

$PTt = (a) 10\text{ s}$; (b) 30 s ; (c) 60 s ; (d) 180 s ; (e) 300 s ; (f) 1800 s

为了更清楚地分辨残留奥氏体组织,借助 TEM 电镜作了进一步的观察。

由图8可知,实验 Q-P-T 钢具有典型的位错型板条马氏体组织,板条内位错缠结,根据 Bailey-Hirsch 关系式^[14]: $\Delta\tau = aGb\rho^{1/2}$ (式中 a 为常数; G 为切变模量; b 为柏氏矢量; ρ 为位错密度),可以得知位错密度越大对钢产生的强化增量越大。图8(a)、8(b)和8(d)、8(e)分别显示了碳分配-回火时间为 10 s 和 180 s 的马氏体板条间薄膜状残留奥氏体的明场像和对应的暗场像。时间为 10 s 时,对应选区电子衍射花样的标定如图8(c)所示。在较短的时间内,碳不能充分扩散至残留奥氏体中以稳定残留奥氏体,故得到的薄膜状残留奥氏体的宽度为 $15 \sim 20\text{ nm}$,且长度较短,经过 XRD 实验计算得到的残留奥氏体量为 5.6% ;而随着碳分配-回火时间的增长,残留奥氏体的薄膜

变长变宽, 180 s 时,得到的薄膜状残留奥氏体的平均宽度为 37 nm ,测得残留奥氏体量为 7.3% ,这是实验钢伸长率变化的重要原因。奥氏体是 FCC 结构,可以与马氏体组织一起形变,具有比马氏体基体更好的塑性变形能力,可以通过自身变形调整马氏体晶粒间的位向,此外,奥氏体和马氏体是在原位形成的,其界面匹配性较好,具有较低的能量,且两相的模量相对接近,界面在变形过程中不会过早开裂而形成裂纹,从而在最大程度上保证了组织内部应力状态的均匀性。奥氏体组织不仅可以通过自身的协调变形来提高材料的塑性,而且可以通过在一定的外加应力下产生的 TRIP 效应来提高材料的塑性。

图8(f)显示了碳分配-回火时间为 1800 s 的实验钢中存在 $20 \sim 30\text{ nm}$ 且弥散分布的颗粒状 (Nb, Mo) C,这体现了铌和钼的复合加入^[15],可有效抑制

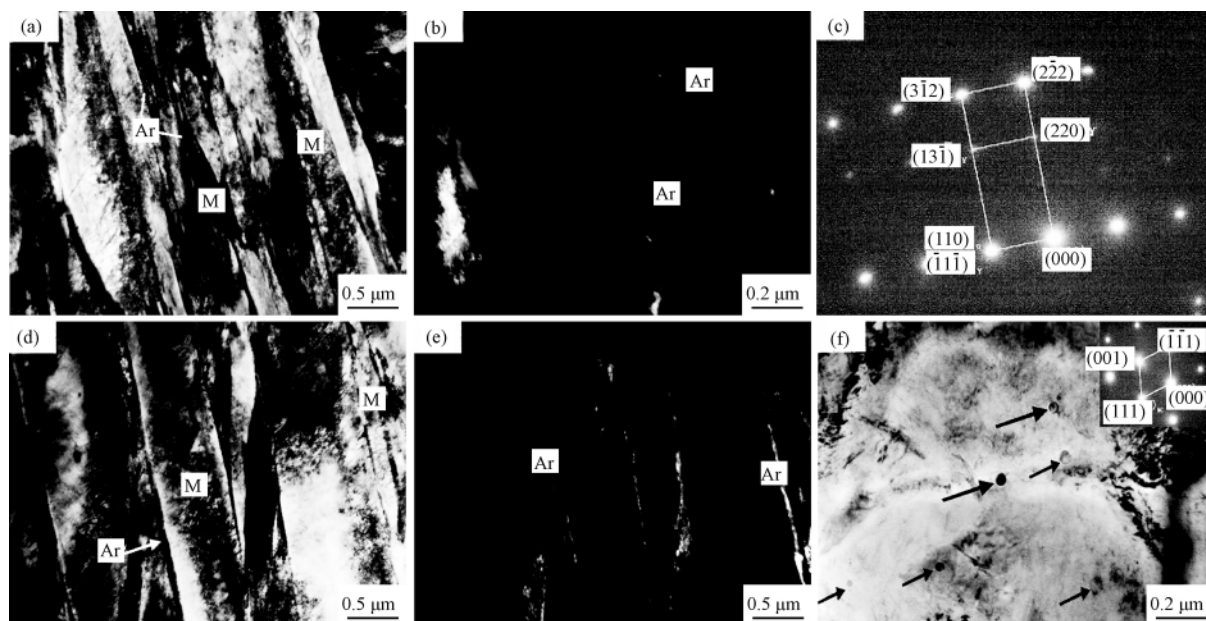


图8 实验钢 $QT=185\text{ }^{\circ}\text{C}$, $PTT=400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的TEM照片 (a) $PTt=10\text{ s}$ 时的马氏体和残留奥氏体的明场像; (b) $PTt=10\text{ s}$ 时残留奥氏体的暗场像; (c) 衍射斑标定; (d) $PTt=180\text{ s}$ 时马氏体和残留奥氏体的明场像; (e) $PTt=180\text{ s}$ 时残留奥氏体的暗场像; (f) $PTt=180\text{ s}$ 时析出的碳化物及其衍射斑标定

Fig. 8 TEM micrographs of the experimental steel when $QT=185\text{ }^{\circ}\text{C}$ and $PTT=400\text{ }^{\circ}\text{C}$ (a) $PTt=10\text{ s}$, bright-field image showing the morphology of the lath martensite and residual austenite; (b) $PTt=10\text{ s}$, dark-field image of retained austenite; (c) corresponding selected area diffraction pattern; (d) $PTt=180\text{ s}$, bright-field image showing the morphology of the lath martensite and residual austenite; (e) $PTt=180\text{ s}$, dark-field image of retained austenite; (f) $PTt=180\text{ s}$, the morphology of the carbides and corresponding diffraction pattern

碳化物的粗化。经过XRD实验并通过计算知经过1800 s处理后,仍然得到6.6%的残留奥氏体。马氏体基体并有6.6%的富碳残留奥氏体和细小碳化物的存在使经1800 s处理后,实验钢的抗拉强度为1240 MPa,伸长率为17%。可见,Q-P-T钢的组织特征使其表现出高的强度和塑性相结合的特点,并且在较大的碳分配-回火处理时间范围内(180~1800 s)保持较高的强度和良好的伸长率。

4 结论

1) 设计与研究一种含1.8%铝Q-P-T高强度钢。基于JMatPro 6.0软件计算和约束条件碳平衡热力学(CCE)模型,确定了该钢的热处理工艺基本参数:1050 $^{\circ}\text{C}$ 加热完全奥氏体化,185 $^{\circ}\text{C}$ 盐浴炉中初始淬

火400 $^{\circ}\text{C}$ 盐浴炉中进行碳分配-回火处理,碳分配-回火时间10~1800 s;

2) SEM和TEM观察结果表明,经400 $^{\circ}\text{C}$ 碳分配-回火处理180~1800 s,实验钢组织由位错型马氏体、6.6%~7.3%的残留奥氏体和20~30 nm的弥散分布的碳化物组成;

3) 随着碳分配-回火时间的延长,实验钢伸长率呈现上升趋势,而抗拉强度略有下降;碳分配-回火时间增加至300 s时,实验钢的抗拉强度达到1260 MPa,伸长率为18%,强塑积22680 MPa $\cdot\%$,表现了良好的综合性能。将碳分配-回火时间进而延长至1800 s,钢的抗拉强度与伸长率下降并不大,表明实验钢的Q-P-T工艺较容易控制。

参 考 文 献

- [1] Speer J G ,Rizzo F C ,Matlock D K ,et al. The “quenching and partitioning” process: Background and recent progress[J]. *Materials Research* 2005 , 8(4): 417 – 423.
- [2] Edmonds D V ,Rizzo F C ,De Cooman B C ,et al. Quenching and partitioning martensite-A novel steel heat treatment[J]. *Mater Sci Eng A* 2006 ,438 – 440: 25 – 34.
- [3] 徐祖耀. 钢热处理的新工艺[J]. *热处理* 2007 ,22(1): 1 – 10.
Hsu T Y (Xu Zuyao) . New processes for steel heat treatment[J]. *Heat Treatment* 2007 ,22(1): 1 – 10.
- [4] 徐祖耀. 淬火-碳分配-回火(Q-P-T) 工艺浅介[J]. *金属热处理* 2009 ,34(6): 1 – 8.
Hsu T Y (Xu Zuyao) . A brief introduction to quenching-partitioning-tempering(Q-P-T) process[J]. *Heat Treatment of Metals* 2009 ,34(6): 1 – 8.
- [5] Hsu T Y (Xu Zuyao) . Design of structure , composition and heat treatment process for high strength steel[J]. *Mater Sci Forum* 2007 ,561 – 565: 2283 – 2286.
- [6] 胡浙梁,王晓东,王 利,等. 新型 Q-P-T 钢性能及其微观组织[J]. *材料热处理学报* 2010 ,31(4): 76 – 80.
HU Zhe-liang ,WANG Xiao-dong ,WANG Li ,et al. Property and microstructure of a novel Q-P-T steel [J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment* 2010 ,31(4): 76 – 80.
- [7] De Meyer M ,Vanderschueren D ,De Cooman B C. Influence of the substitution of Si by Al on the properties of coll rolled C-Mn-Si TRIP steels[J]. *ISIJ Int* ,1999 ,39(8): 813 – 824.
- [8] 李华瑞. 材料 X 射线衍射分析实用方法[M]. 北京: 冶金工业出版社 ,1994.
- [9] 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): 219 – 237.
- [10] Speer J G ,Matlock D K ,De Cooman B C ,et al. Comments on “On the definitions of paraequilibrium and orthoequilibrium” by M Hillert and J Agren [J]. *Scripta Mater* 2004 ,50: 697 – 699.
- [11] Clarke A J ,Speer J G ,Miller M K ,et al. Carbon partitioning to austenite from martensite or bainite during the quench and partition (Q&P) process: A critical assessment[J]. *Acta Materialia* 2008 ,56(1): 16 – 22.
- [12] Wang X D ,Huang B X ,Wang L ,et al. Microstructure and mechanical properties of microalloyed high-strength transformation-induced plasticity steels [J]. *Metall Mater Trans A* 2008 ,39(1): 1 – 7.
- [13] Zhong N ,Wang X D ,Wang L ,et al. Enhancement of the mechanical properties of a Nb-microalloyed advanced high-strength steel treated by quenching-partitioning-tempering process[J]. *Mater Sci Eng A* 2009 ,506: 111 – 116.
- [14] Bailey J E ,Hirsch P B. The dislocation distribution , flow stress , and stored energy in cold-worked polycrystalline silver[J]. *Philosophical Magazine* , 1960 ,5(53): 485 – 497.
- [15] Miyata K ,Kushida T ,Omura T ,et al. Coarsening kinetics of multicomponent MC-type carbides in high-strength low-alloy steels [J]. *Metall Mater Trans A* 2003 ,34: 1565 – 1573.