

# 含 Cu 低碳钢 Q&P 工艺处理的组织性能与强化机理 \*

闫 述<sup>1)</sup> 刘相华<sup>1,2)</sup> 刘伟杰<sup>2)</sup> 蓝慧芳<sup>1)</sup> 吴红艳<sup>1)</sup>

1) 东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 沈阳 110819

2) 东北大学研究院, 沈阳 110819

**摘要** 在带钢连续退火实验机上, 对一种含 Cu 低碳实验钢进行了 Q&P 处理, 并使用扫描电镜、电子背散射衍射、X 射线衍射、透射电镜及室温拉伸实验等手段对其显微组织和力学性能进行了表征. 结果表明, 富 Cu 粒子可以在 Q&P 处理过程中析出, 呈圆球形, 直径多为 9—20 nm, 弥散分布于马氏体板条内部. 根据 Orowan 机制, 该析出相对强度的贡献量约为 134 MPa. 同时观察到, 钢中残余奥氏体的形貌分布各异, 主要有薄膜状、小颗粒状和大块状. 实验钢的综合力学性能良好, 强塑积可达 21.2 GPa·%, 抗拉强度达到 1326 MPa, 延伸率 16.0%, 其优异的综合力学性能主要得益于残余奥氏体的形变诱发相变, 即 TRIP 效应.

**关键词** Q&P 处理, 残余奥氏体, 富 Cu 粒子, 强塑积

中图法分类号 TG113

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2013)08-0917-08

## MICROSTRUCTURE, MECHANICAL PROPERTIES AND STRENGTHENING MECHANISMS OF A Cu BEARING LOW-CARBON STEEL TREATED BY Q&P PROCESS

YAN Shu<sup>1)</sup>, LIU Xianghua<sup>1,2)</sup>, LIU WJ<sup>2)</sup>, LAN Hui Fang<sup>1)</sup>, WU Hongyan<sup>1)</sup>

1) The State Key Laboratory of Rolling & Automation, Northeastern University, Shenyang 110819

2) Research Academy, Northeastern University, Shenyang 110819

Correspondent: LIU Xianghua, professor, Tel: (024)83682273, E-mail: liuxh@mail.neu.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.51034009)

Manuscript received 2013-04-04, in revised form 2013-05-26

**ABSTRACT** A low carbon steel containing Cu addition was treated by Q&P process using a CAS-200 continuous annealing simulator. The microstructure of the steel was characterized by means of SEM, EBSD, XRD and TEM and its mechanical properties were investigated by tensile testing at room temperature. Cu-rich precipitates formed during the Q&P process were observed as spherical particles in martensitic laths and are 9 nm to 20 nm in diameter. According to the Orowan mechanism, those fine particles may have a contribution to the yield strength of the steel about 134 MPa. Also observed are three different morphologies of the retained austenite phase in the test steel, *i.e.* thin film-like, fine granular and blocky, formed at different locations. The test steel has a good comprehensive mechanical properties, of which the product of tensile strength and elongation, the tensile strength and the total elongation are as high as 21.2 GPa·%, 1326 MPa and 16%, respectively. The excellent combined properties can be attributed to the effect of transformation induced plasticity (TRIP) caused by the retained austenite.

**KEY WORDS** Q&P process, retained austenite, Cu-rich particle, product of tensile strength and elongation

近年来, 国内外学者对先进高强钢 (AHSS) 进行了深入研究, 并认为马氏体 + 残余奥氏体为主要组织的高强度钢具

有广泛的开发前景. 虽然在以往的许多工作中已经注意到, 马氏体钢中存在的残余奥氏体有利于提高钢材的塑性, 也发现了淬火过程中 C 从马氏体向奥氏体扩散的现象<sup>[1,2]</sup>, 但利用 C 在残余奥氏体中的富集, 使其稳定的方法并没有得到重视. 直到 2003 年, 受 TRIP (transformation induced plasticity) 钢和无碳化物贝氏体组织<sup>[3]</sup>的启发, Speer 等<sup>[4-6]</sup>第一次把 Fe-Mn-Si 基

\* 国家自然科学基金资助项目 51034009

收到初稿日期: 2013-04-04, 收到修改稿日期: 2013-05-26

作者简介: 闫 述, 男, 1986 年生, 博士生

DOI: 10.3724/SP.J.1037.2013.00176

TRIP 钢淬火后, 再在其马氏体转变结束温度 ( $M_f$ ) 以上的一定温度进行等温处理, 使马氏体中的 C 在等温过程中配分至残余奥氏体, 来控制残余奥氏体的体积分数和稳定性, 从而获得具有较高强度和较好塑性/韧性, 由马氏体和残余奥氏体构成的微观组织. 此后这一处理工艺受到关注, 被称为淬火 - 配分 (quenching and partitioning, Q&P) 工艺, 相关研究和应用广泛开展. 与回火马氏体钢以及 TRIP 钢相比, 采用 Q&P 工艺处理能够有效提高残余奥氏体体积分数, 因此在具有高强度的同时兼具良好的塑性 [7-12]. Q&P 钢问世近 10 年来, 其工艺参数, 如淬火温度 (quenching temperature, QT)、配分温度 (partitioning temperature, PT) 和配分时间 (partitioning time,  $t_p$ ) 等对组织的影响, 已经得到深入的研究 [12-14]. 与此同时, 对 Q&P 钢的组织表征也逐渐细化, 如根据马氏体形成时间不同, 将马氏体分为一次淬火马氏体 (M1) 和二次淬火马氏体 (M2) [15]. 此外, 国内外学者在 Q&P 工艺的强韧化理念基础上也提出了改进的热处理方法 [16-18], 如 Q-P-T (quenching-partitioning-tempering), Q&T(P) (quenching and tempering-associated partitioning) 等.

虽然研究人员在工艺路径优化和钢种成分设计上对 Q&P 钢进行了诸多尝试, 但对于如何控制工艺, 以最大限度获得残余奥氏体, 以及如何补偿等温配分过程中马氏体基体强度的下降还没有很好的解决办法. 本研究尝试把 Cu 作为 Q&P 钢的添加元素, 讨论其在 Q&P 钢中的作用, 在组织表征和性能检测基础上着重探讨工艺参数对含 Cu Q&P 钢组织和性能的影响.

## 1 实验方法

实验钢的化学成分 (质量分数, %) 为: C 0.20, Si 1.52, Mn 1.51, Ni 0.33, Mo 0.27, Cu 0.64, Ti 0.03, B 0.0032, Al 0.025, S 0.006, P 0.010, Fe 余量. 使用真空感应炉冶炼实验钢, 浇注成钢锭, 热锻成 60 mm 厚板坯, 然后利用  $\phi 450$  可逆式试验热轧机, 经 9 道次轧至 4.5 mm, 空冷至室温, 随后在冷轧机上轧至约 1.1 mm, 再裁剪成 500 mm  $\times$  70 mm 的带钢试样. 使用 CAS-200 带钢连续退火实验机, 对上述带钢试样进行 Q&P 处理, 具体工艺路径为: 将试样以 10  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  的速率加热至 1000  $^{\circ}\text{C}$ , 保温 180 s 后, 以 40  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  的速率冷却至 350 和 300  $^{\circ}\text{C}$ , 分别保温 10, 100 和 300 s, 再以 40  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  的速率冷却至室温.

上述带钢试样均温区部位的材料被制成金相 (OM)、透射电镜 (TEM)、X 射线衍射 (XRD) 和力学拉伸试样. 金相试样经研磨抛光后, 用体积分数为 2% 的硝酸酒精溶液侵蚀, 利用 JEOL JXA-8530F 场发射电子探针 (EPMA) 和 Zeiss Ultra 55 场发射扫描电镜 (SEM)

进行组织观察. 电子背散射衍射 (EBSD) 分析也在该扫描电镜上进行, 加速电压为 20 kV, 步长为 0.1  $\mu\text{m}$ , 采用 HKL CHANNEL5 软件进行数据采集和分析. EBSD 样品采用电解抛光处理, 电解液配比为酒精:高氯酸:水 = 13 : 2 : 1 (体积比), 电解抛光电压为 25 V, 电流为 0.9—1.3 A, 抛光时间为 20—30 s. TEM 试样采用机械减薄至 0.05 mm, 然后在高氯酸和无水乙醇的腐蚀液中进行电解双喷减薄, 使用 FEI Tecnai G2F20S-TWIN 型场发射透射电镜 (TEM) 进行组织观察. XRD 试样先经砂纸研磨后再经电解抛光, 在 D/max2400 X 射线衍射仪上, 使用  $\text{CuK}\alpha$  辐射测定试样中残余奥氏体的体积分数, 选用参数为: 电压 50 kV, 电流 150 mA, 步长 0.02 $^{\circ}$ , 扫描角度范围 40 $^{\circ}$ —120 $^{\circ}$ . 数据处理的方法是选择奥氏体 (200) 和 (220) 2 条衍射线, 以及马氏体 (200) 和 (211) 2 条衍射线, 测定对应的衍射角  $2\theta$  和积分强度  $I$ , 奥氏体的晶格常数可以由衍射峰位置确定, 再根据式 (1) [19] 计算出残余奥氏体中的 C 含量:

$$a_{\gamma} = 0.3556 + 0.00453x_{\text{C}} + 0.000095x_{\text{Mn}} + 0.00056x_{\text{Al}} \quad (1)$$

式中,  $a_{\gamma}$  为奥氏体的晶格常数;  $x_{\text{C}}$ ,  $x_{\text{Mn}}$  和  $x_{\text{Al}}$  分别为奥氏体中 C, Mn 和 Al 的质量分数.

力学拉伸试样按照 GB/T228-2010《金属材料拉伸试验》加工, 标距为 25 mm, 拉伸实验在室温进行. 为对比拉伸前后残余奥氏体体积分数的变化, 在颈缩附近截取试样进行 XRD 检测.

## 2 实验结果

### 2.1 组织表征

实验钢经不同 Q&P 热处理后的 SEM 像如图 1 所示. 可以观察到, 2 种不同温度的 10 s 配分试样的马氏体板条均呈现细密且平直的特征 (如图 1a 和 d); 而当配分时间增加到 100 和 300 s 时, 马氏体组织回火转变特征显著, 板条宽化、弯曲且发生间断. 文献 [20] 认为, 马氏体板条的弯曲除因为回火转变外, 还与配分过程中马氏体/奥氏体的相界面迁移有关. 总之, 配分时间延长使马氏体形貌逐渐从淬火马氏体向回火马氏体转变.

利用扫描电镜的 InLens 图像, 可以清晰看到马氏体板条内部析出粒子的形貌, 如图 2 中箭头所示. 析出粒子呈长条状, 且其长轴方向趋近于一致, 并与马氏体板条呈一定的角度, 说明这种析出物与基体组织保持一定的位向关系. 在另一试样的 TEM 观察中, 也发现一种分布在马氏体板条内部的长条状析出物, 其长轴约 150 nm, 厚度约 20 nm, 如图 3a 中箭头 A 所指. 利用 EDS 分析发现, 这种析出物中具有较高的 C 含量, 故可推测为碳化物相.

在 TEM 照片中还观察到另一种析出物, 其为直径在

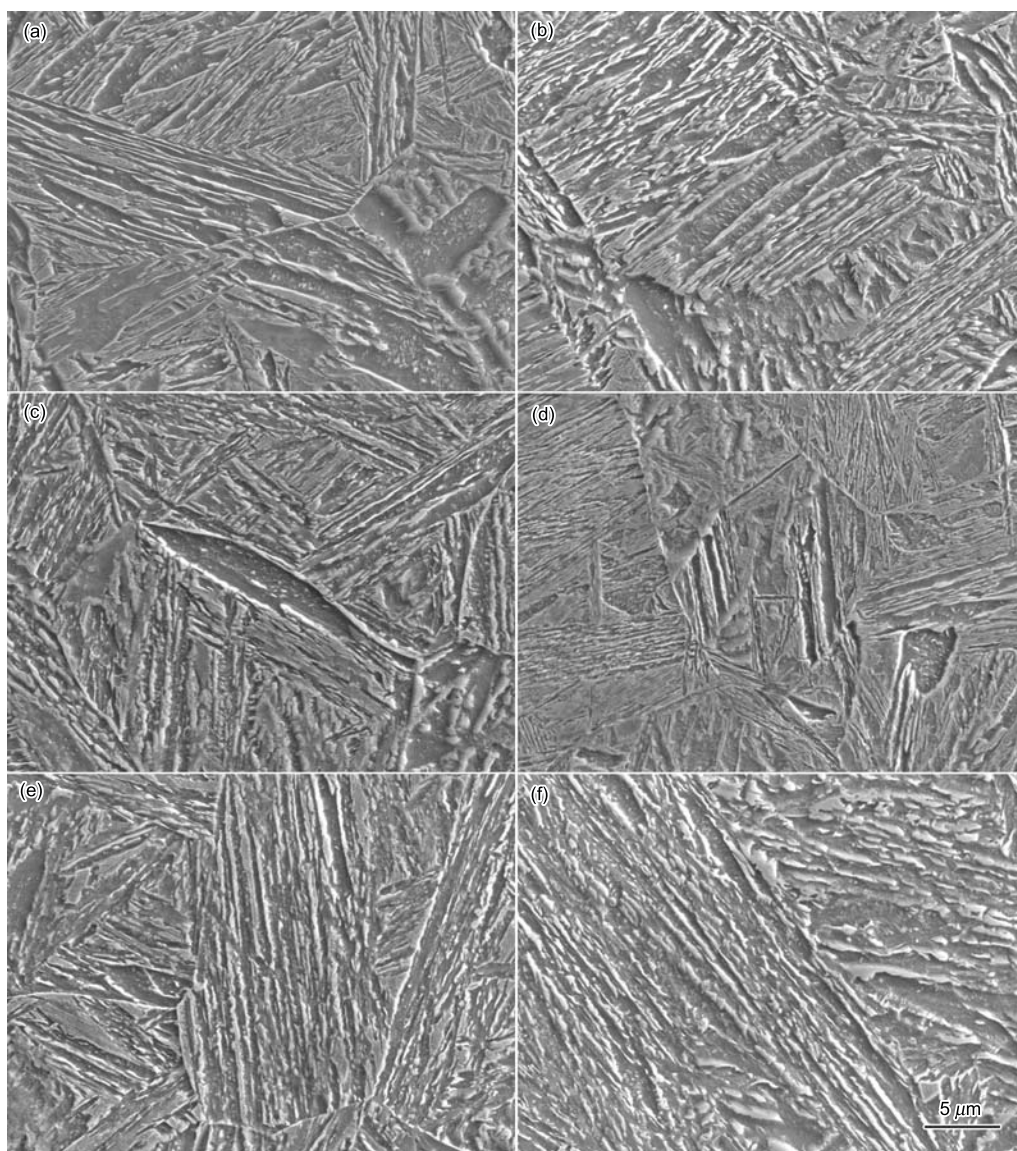


图 1 不同 Q&P 工艺处理后实验钢的 SEM 像

Fig.1 SEM images of the test steel treated by quenching and partitioning (Q&P) process at  $PT=300\text{ }^{\circ}\text{C}$  (a—c) and  $350\text{ }^{\circ}\text{C}$  (d—f) for  $t_p=10\text{ s}$  (a, d),  $100\text{ s}$  (b, e) and  $300\text{ s}$  (c, f) ( $PT$ —partitioning temperature,  $t_p$ —partitioning time)

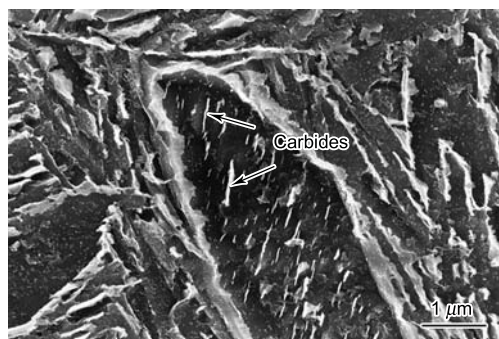


图 2 Q&P 钢中碳化物析出的 InLens 图像

Fig.2 InLens image of carbides in the Q&P steel ( $PT=300\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $t_p=300\text{ s}$ )

9—20 nm 之间的球形颗粒, 弥散分布在马氏体板条内部, 如图 3a 中箭头 B 所指. EDS 分析发现其中的 Cu 含量远高于基体中 Cu 的平均值, 所以球形颗粒析出相应为一种富 Cu 粒子. 文献 [21,22] 中分别讨论了富 Cu 粒子在铁素体钢和奥氏体不锈钢中的析出强化行为, 但迄今为止还少见把 Cu 作为 Q&P 钢添加元素的报道, 也少见关于 Cu 元素在 Q&P 钢中作用的研究报告. Q&P 钢的基体马氏体具有较高密度的位错, 塑性变形过程中这些滑移位错与富 Cu 粒子的交互作用将在一定程度上提高实验钢的强度.

图 4 为在  $350\text{ }^{\circ}\text{C}$  配分 300 s 试样的 TEM 照片. 从其明场像 (图 4a) 中可以看到典型的板条马氏体组织, 板条厚度约为 400 nm, 板条间为呈薄膜状的暗色相, 经衍射花

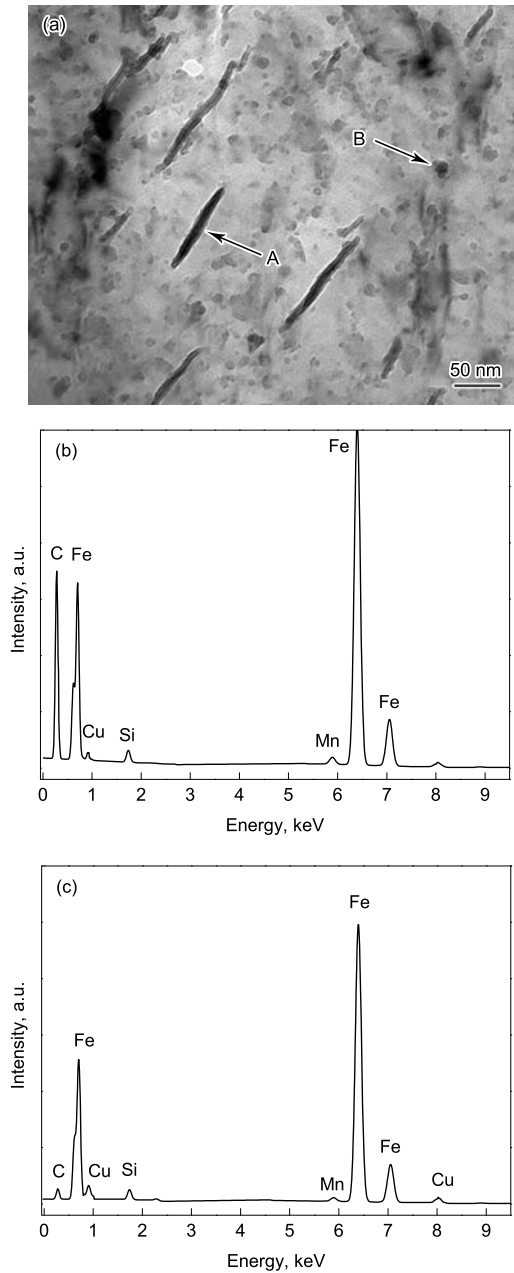


图 3 Q&P 钢中碳化物和富 Cu 粒子的 TEM 像及 EDS 分析  
**Fig.3** TEM image of carbides and the Cu-rich phase precipitates (a) and EDS spectra of precipitates marked as arrow A (b) and arrow B (c) in Fig.3a (PT=350 °C,  $t_p=100$  s)

样确认这些膜状相的晶体结构为 fcc, 因此可以确认其为残余奥氏体. 这些残余奥氏体膜被更清楚地显示在 TEM 暗场照片中 (图 4b), 其厚度约为 100 nm. 除了薄膜状残余奥氏体, 在图 4 中还观察到少量细小块状残余奥氏体 (箭头所示位置), 从形貌和分布情况可以确定其应为薄膜状奥氏体发生间断而生成, 可能是由于 C 的不均匀分布所造成.

虽然利用 TEM 观察残余奥氏体可以非常清楚地确

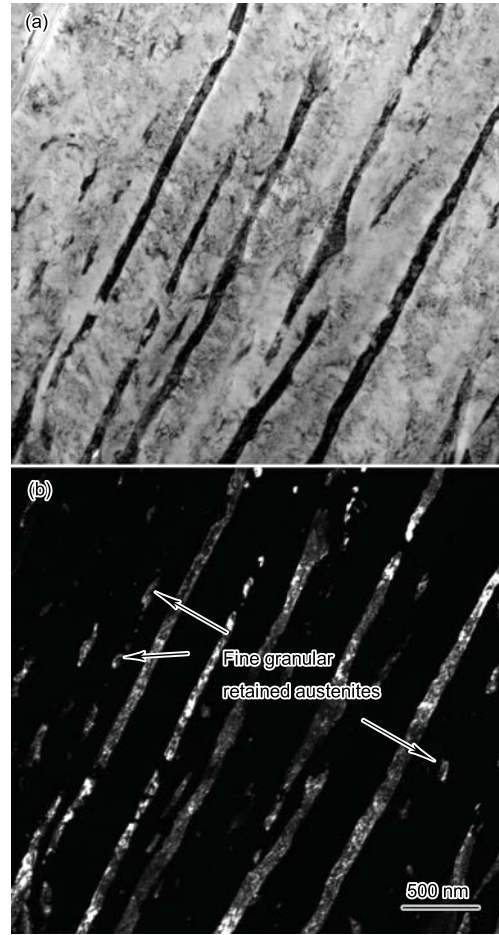


图 4 Q&P 钢中残余奥氏体的 TEM 形貌

**Fig.4** Bright (a) and dark (b) field TEM images of the retained austenite in the Q&P steel (PT=350 °C,  $t_p=300$  s)

定其形貌, 但 TEM 观察一般在很小的区域内进行, 仅能反映残余奥氏体的局部分布状况. 为此同时对试样 (PT=350 °C,  $t_p=300$  s) 进行了 EBSD 分析. 从残余奥氏体反极图取向成像 (inverse pole figure, IPF) 图中可以观察到也有呈大块状的残余奥氏体, 如图 5 中箭头所示. 再将 Kichuchi 线质量 (image quality, IQ) 图与残余奥氏体的反极图相结合, 可以观察到残余奥氏体主要分布在马氏体板条之间、马氏体区域边缘和原奥氏体晶界位置, 而且在同一原奥氏体晶粒中的残余奥氏体具有近似相同的晶体取向, 这与 Santofimia 等<sup>[13]</sup> 观察到的现象相同.

## 2.2 力学性能

表 1 所示为实验钢经不同 Q&P 工艺处理后的力学性能指标. 其中经 300 °C 配分 300 s 后的强塑性最好, 强塑积达到 21.2 GPa·%, 抗拉强度为 1326 MPa, 延伸率 16.0%, 而经 300 °C 配分 100 s 后强塑积次之, 为 20.9 GPa·%, 其抗拉强度 1412 MPa, 延伸率 14.8%. 从表中可以看出, 随着配分时间的增加, 抗拉强度呈降低的

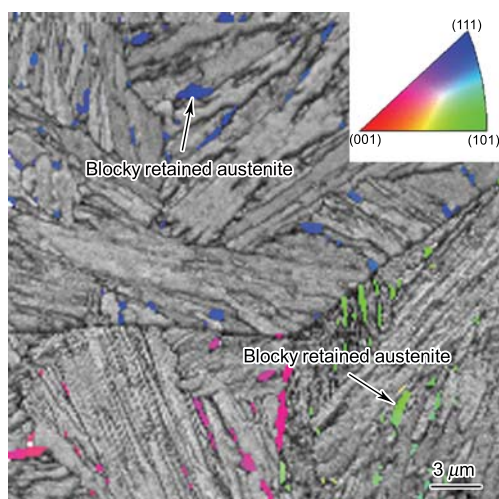


图 5 EBSD 分析的 Kichuchi 线质量图与残余奥氏体反极图取向成像图

Fig.5 Combined image quality map and inverse pole figure (inset) of the retained austenite by EBSD analysis (PT=350 °C,  $t_p$ =300 s)

趋势，而延伸率却逐渐提高，同时表征材料综合性能的强塑积随配分时间增加也逐渐提高。强度降低和延伸率提高的原因，一是随配分时间的延长马氏体基体的回复作用更加明显，在此过程中会发生位错密度降低，晶体缺陷减少等变化；二是，C 配分使残余奥氏体相增加，其 TRIP 效应提高了材料的塑性。

图 6a 和 b 分别为配分温度为 350 °C 的试样在拉伸变形前后的 XRD 谱。可以看到经过塑性变形之后，奥氏体衍射峰值明显降低，说明残余奥氏体在变形过程中部分转变为马氏体。上述 XRD 谱的定量分析结果示于图 7a 中。可见，在 350 °C 配分 10、100 和 300 s 后的试样在拉伸过程中分别有 66.7%、51.7% 和 50.8% 的残余奥氏体被转变为马氏体，说明随着 C 配分时间的延长，残余奥氏体中的 C 含量及其稳定性均得到提高。C 配分时间对残余奥氏体 C 含量的影响示于图 7b。对比图 7a，可知 C 含量高的残余奥氏体具有较高的机械稳定性，在塑性变形过程中不易发生相变，相反 C 含量低的残余奥氏体稳定性相对较差，更容易在塑性变形过程中发生马氏体相变。

表 1 实验钢 Q&P 处理的力学性能

Table 1 Mechanical properties of the test steel treated after different Q&P processes

PT, °C	$t_p$ , s	$R_{p0.2}$ , MPa	$R_m$ , MPa	$A$ , %	$R_m \cdot A$ , GPa·%
300	10	990	1423	12.5	17.8
	100	984	1412	14.8	20.9
	300	939	1326	16.0	21.2
350	10	964	1516	10.5	15.9
	100	940	1319	13.6	17.9
	300	953	1304	14.9	19.4

Note:  $R_{p0.2}$ —yield strength,  $R_m$ —tensile strength,  $A$ —elongation,  $R_m \cdot A$ —product of tensile strength and elongation

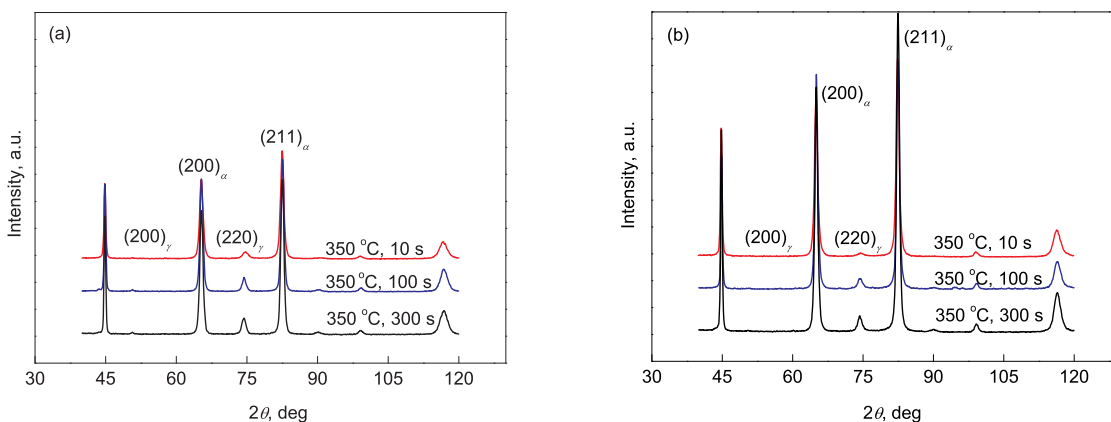


图 6 不同 Q&P 工艺试样拉伸前后 XRD 谱

Fig.6 XRD spectra of the samples with quenching and partitioning

(a) before tension (b) after tension

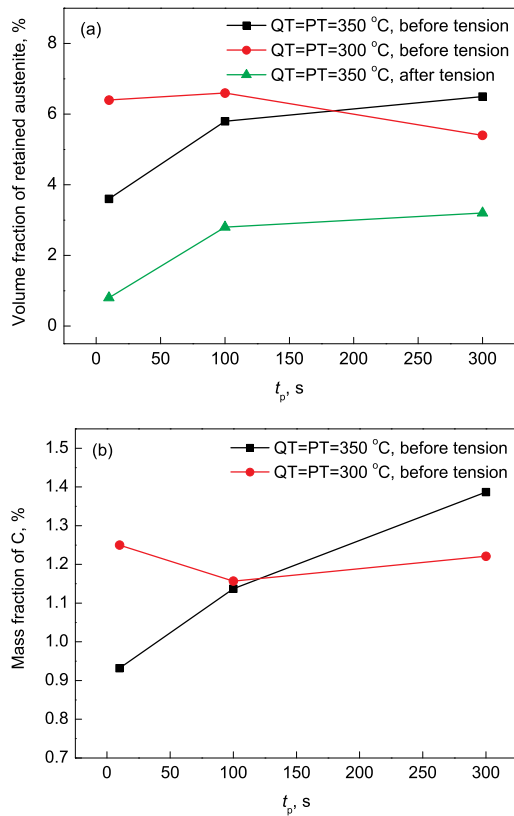


图 7 残余奥氏体体积分数及 C 含量随配分时间的变化

Fig.7 Volume fraction of retained austenite (a) and average C concentration (b) vs  $t_p$  in the retained austenite (QT—quenching temperature)

### 3 分析讨论

#### 3.1 配分温度和时间对残余奥氏体分数和残余奥氏体中 C 含量的影响

钢中最终残余奥氏体体积分数和残余奥氏体中的 C 含量是由 Q&P 工艺过程中所发生的 C 从马氏体向未转变奥氏体的扩散程度决定的, 人们通常认为 C 的扩散速率越快, C 在马氏体和奥氏体之间的配分完成的越彻底, 钢中残余奥氏体体积分数和残余奥氏体中的 C 含量就越高, 但是图 7 的实验数据却给出了不同的结论. 图 7a 示出的是不同配分温度下残余奥氏体体积分数随配分时间的变化. 可以看出, 当配分温度为 300 °C 时, 试样经过 10 s 配分残余奥氏体体积分数达到 6.4%, 而后随着配分时间延长, 先略有增加, 之后又逐渐减小, 在 100 和 300 s 时分别为 6.6% 和 5.4%; 当配分温度为 350 °C 时, 随着配分时间的增加残余奥氏体体积分数持续增加, 经过 10, 100 和 300 s 配分依次得到 3.6%, 5.8% 和 6.5% 的残余奥氏体. 图 7b 所示为在不同配分温度下残余奥氏体 C 含量随配分时间的变化. 可以看出, 在 300 °C 时残余奥氏体 C 含量在 10 s 时达到最大值, 此后一直到 300 s, C 含量的变化不大; 而当配分温度为 350 °C 时, 尽管 C 的扩散速率较 300 °C 时会明显提高, 但残余奥氏体中 C 原子并

没有更快的富集 (与 350 °C 配分 10 s 试样相比), 而是随着配分时间延长 C 含量持续增加, 在 100 s 之后才逐渐超过其在 300 °C 时的对应值. 因此, 残余奥氏体体积分数及 C 含量的实验结果都反映出配分温度在 300 °C 时较 350 °C 时 C 配分的速率更高, 而在较高的配分温度下虽然 C 扩散的速率增加, 但 C 配分的整体过程却被延长. 导致这一实验结果的可能原因之一是, C 配分开始之前显微组织的不同.

根据图 8 给出的膨胀曲线可以确定, 实验钢被淬火到 300 °C 时, 一次淬火马氏体 (M1) 和未转变奥氏体体积分数分别为 90.4% 和 9.6%, 被淬火到 350 °C 时, 2 者的体积分数分别为 48.3% 和 51.7%. 在配分过程中 C 原子提供相是 M1, C 原子接受相是未转变奥氏体. 在被淬火到 300 °C 试样中, M1 的体积分数远大于未转变奥氏体, 而被淬火到 350 °C 试样中, M1 和未转变奥氏体的体积分数基本相等, 这就造成前者可以更容易地从 M1 中快速获得足够的 C 原子, 相反后者则需要更长的时间才能富集更多的 C 原子. 这解释了图 7 中给出的 350 °C 配分试样中残余奥氏体体积分数和残余奥氏体 C 含量随配分时间延长而增加的现象. 另一个可能的原因是, 配分过程中因为 Fe 原子热激活造成的马氏体/奥氏体相界面的移动. Santofimia 等<sup>[23]</sup>在最近发表的 C 配分动力学理论计算中, 假设 Fe 原子移动的激活能在 140—180 kJ/mol 之间, 结果显示随着马氏体/奥氏体相界面向奥氏体中的推移, 奥氏体中的 C 含量会得到进一步富集. 因为马氏体/奥氏体界面的移动取决于 Fe 原子的热激活, 其在 350 °C 的迁移速率将显著高于在 300 °C 的迁移速率, 因此在 350 °C 配分 300 s 的试样中所测得的较高的残余奥氏体 C 含量 (图 7b) 可能是配分过程中马氏体/奥氏体相界面迁移所引起的奥氏体 C 富集造成的.

#### 3.2 富 Cu 粒子强度贡献量理论分析

根据第二相粒子与位错的相互作用, 析出强化分为

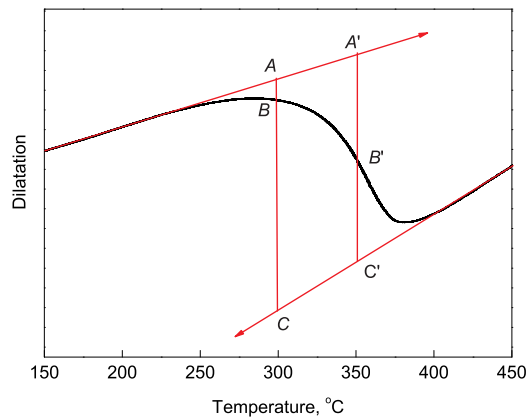


图 8 实验钢冷却过程中马氏体相变的膨胀曲线

Fig.8 Thermal dilatation curve around the martensitic transformation temperature of the test steel

2 种不同的机制: 位错绕过第二相颗粒并留下位错环的 Orowan 机制和位错切过第二相的切过机制. 当第二相颗粒为不可变形颗粒时, 析出强化受 Orowan 机制控制. 此时, 位错运动的点阵阻力 (P-N 力) 可由下式<sup>[24]</sup> 计算:

$$\tau_p = \frac{Gb}{2\pi K} \times \frac{f^{1/2}}{(0.854 - 1.2f^{1/2})d} \ln\left(\frac{1.2d}{2b}\right) \quad (2)$$

式中,  $G$  为剪切模量, 对于马氏体来说  $G$  取值 78.74 GPa<sup>[25]</sup>;  $b$  为 Burgers 矢量模,  $b=0.25$  nm;  $d$  为颗粒的直径;  $K$  为常数 (若假设所有位错均为螺型位错, 则  $K=1$ );  $f$  为析出相的体积分数, 利用 Thermo-Calc 热力学模拟软件计算得到本实验钢中富 Cu 粒子的体积分数  $f$  为 0.005688.

当第二相颗粒为可变形颗粒时, 析出强化受切变理论控制. 钢铁材料中最重要的强化效应来自于共格应变强化和化学强化, 2 者的区别在于析出相与基体的错配程度. 假设本研究中的富 Cu 粒子和马氏体基体的相界面能是各向同性的, 则按下式<sup>[24]</sup> 计算错配度:

$$\delta = \left| \frac{a_{Cu} - a_{\alpha}}{a_{Cu}} \right| \quad (3)$$

式中,  $a_{Cu}$  为富 Cu 粒子的晶格常数 (假设其与 Cu 的晶格常数 0.3615 nm 相同);  $a_{\alpha}$  为马氏体的晶格常数 (根据前文 XRD 谱计算求得为 0.28658 nm), 利用下式<sup>[24]</sup> 计算共格应变变量:

$$e = \delta \left[ \frac{2}{1 + (1/4\delta^2)} - \ln(2\delta) \right] \quad (4)$$

得到的共格应变变量  $e=0.38783$ , 远大于临界共格应变值 0.015—0.033<sup>[24]</sup>, 故如果位错以切过机制强化时, 主要的微观机制是化学强化作用. Olson<sup>[26]</sup> 得到的关系式为:

$$\tau_p = \frac{1.1}{\sqrt{2AG}} \times \frac{\gamma^{3/2}}{b^2} d^{1/2} f^{1/2} \quad (5)$$

式中,  $A = \frac{1}{2\pi K} \ln \frac{d}{2b}$ , 为位错线张力函数;  $\gamma$  为第二相与基体的界面能, 取 0.5 J/m<sup>2</sup>.

令式 (2) 与 (5) 相等可求解出 2 种强化机制转换的临界转换尺寸  $d_c$  为 5.6 nm. 而由 TEM 照片 (图 3a) 确定实验钢中富 Cu 粒子的平均直径为 16 nm, 所以应采用位错绕过析出粒子的 Orowan 机制进行计算. 故根据式 (2) 求得由富 Cu 粒子作用产生的 P-N 力  $\tau_p$  为 67 MPa. 引入 Schmid 位相因子  $\overline{M}$ , 对于 bcc 的 Fe,  $\overline{M}$  接近于 2, 则利用下式<sup>[24]</sup> 可以将晶体中位错滑移的点阵阻力由切应力  $\tau_p$  转换为正应力:

$$YS_p = \overline{M}\tau_p \quad (6)$$

式中,  $YS_p$  即为理论屈服强度值, 为 134 MPa. 这说明当

富 Cu 粒子的直径为 16 nm, 钢中 Cu 添加量为 0.64% 时, 其对 Q&P 钢屈服强度的贡献量可达 134 MPa. 需要强调的是, 上述计算中所采用的多项力学和热力学参数均为理论估算值, 因此应该把计算结果作为定性指标来应用. 尽管如此, 富 Cu 粒子在 Q&P 钢中的沉淀强化作用也应该得到重视.

## 4 结论

(1) 实验钢中残余奥氏体有薄膜状、小颗粒状和大块状形貌. 薄膜状和小颗粒状残余奥氏体主要分布在马氏体板条之间, 而大块状残余奥氏体主要分布在马氏体区域交界和原奥氏体晶界处; 薄膜状残余奥氏体厚度约为 100 nm, 小颗粒状残余奥氏体可能是由于薄膜状奥氏体发生断裂造成.

(2) 随着配分时间的增加, 实验钢的抗拉强度呈降低的趋势, 延伸率和强塑积则逐渐提高. 经 300 °C 配分 300 s 后试样的综合力学性能最好, 强塑积达到 21.2 GPa·%, 抗拉强度达到 1326 MPa, 延伸率 16.0%.

(3) 在经 Q&P 处理后的含 Cu 实验钢中观察到富 Cu 粒子析出相, 其多呈圆球形, 直径 9—20 nm, 弥散分布在马氏体板条内部. 根据 Orowan 机制, 理论计算出该析出相对实验钢的强度贡献约为 134 MPa. 同时还在马氏体板条内部观察到一种条状碳化物, 其长轴方向约 150 nm, 厚度约 20 nm.

## 参考文献

- [1] Matas S, Hehemann R F. *Nature*, 1960; 187: 685
- [2] Hsu T Y, Li X M. *Acta Metall Sin*, 1983; 19: A83 (徐祖耀, 李学敏. 金属学报, 1983; 19: A83)
- [3] Bhadeshia H K D H. *Bainite in Steels*. 2nd Ed, London: Cambridge University Press, 2001: 373
- [4] Speer J G, Matlock D K, De Cooman B C, Schroth J G. *Acta Mater*, 2003; 51: 2611
- [5] Speer J G, Edmonds D V, Rizzo F C, Matlock D K. *Curr Opin Solid State Mater Sci*, 2004; 8: 219
- [6] Clarke A J, Speer J G, Miller M K, Hackenberg R E, Edmonds D V, Matlock D K, Rizzo F C, Clarke K D, De Moor E. *Acta Mater*, 2008; 56: 16
- [7] Santofimia M J, Zhao L, Sietsma J. *Metall Mater Trans*, 2008; 40A: 46
- [8] Liu H P, Lu X W, Jin X J, Dong H, Shi J. *Scr Mater*, 2011; 64: 749
- [9] De Moor E, Lacroix S, Clarke A J, Penning J, Speer J G. *Metall Mater Trans*, 2008; 39A: 2586
- [10] Clarke A J. *PhD Dissertation*, Colorado School of Mines, 2006
- [11] Tsuchiyama T, Tobata J, Nakada N, Takaki S. *Mater Sci Eng*, 2012; A532: 585
- [12] Li H Y, Lu X W, Li W J, Jin X J. *Metall Mater Trans*, 2010; 41A: 1284
- [13] Santofimia M J, Zhao L, Petrov R, Kwakernaak C, Sloof W G, Sietsma J. *Acta Mater*, 2011; 59: 6059

- [14] Edmonds D V, He K, Rizzo F C, De Cooman B C, Matlock D K, Speer J G. *Mater Sci Eng*, 2006; A438–404: 25
- [15] Wang C Y, Shi J, Cao W Q, Dong H. *Acta Metall Sin*, 2011; 47: 720  
(王存宇, 时捷, 曹文权, 董瀚. 金属学报, 2011; 47: 720)
- [16] Hsu T Y. *Mater Sci Forum*, 2007; 561: 2283
- [17] Thomas G A, Speer J G, Matlock D K. *Metall Mater Trans*, 2011; 42A: 3652
- [18] Yi H L, Chen P, Hou Z Y, Hong N, Cai H L, Xu Y B, Wu D, Wang G D. *Scr Mater*, 2013; 68: 370
- [19] van Dijk N H, Butt A M, Zhao L, Sietsma J, Offerman S E, Wright J P, van der Zwaag S. *Acta Mater*, 2005; 53: 5439
- [20] Zhong N, Wang X D, Rong Y H, Wang L J. *Mater Sci Technol*, 2006; 22: 751
- [21] Takahashi J, Kawakami K, Kobayashi Y. *Mater Sci Eng*, 2012; A535: 144
- [22] Sen I, Amankwah E, Kumar N S, Fleury E, Oh-ishi K, Hono K, Ramamurty U. *Mater Sci Eng*, 2011; A528: 4491
- [23] Santofimia M J, Zhao L, Siemtsma J. *Metall Mater Trans*, 2011; 42A: 3620
- [24] Yong Q L. *Second Phases in Structural Steels*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006: 42  
(雍岐龙. 钢铁材料中的第二相. 北京: 冶金工业出版社, 2006: 42)
- [25] Kim S A, Johnson W L. *Mater Sci Eng*, 2007; A452–453: 633
- [26] Olson N J. *PhD Dissertation*, Iowa State University, 1970

(责任编辑: 毕淑娟)