

淬火合金钢中的奥氏体稳定化 *

康沫狂 朱明

(西北工业大学材料学院, 西安 710072)

摘要 研究了马氏体 (M) 和贝氏体 (B) 两相温度区等温淬火组织中的奥氏体稳定化. 在一定等温时间内, 奥氏体稳定化程度, 即残余奥氏体量与等温温度间的关系呈马鞍型曲线. 在实验钢中, 其谷底值低于用同冷却介质淬火组织中的 A_R , 表明在一定条件下等温停留并不引起残余奥氏体量增多. 可利用马鞍型曲线调整 A_R 与 M 及 B 的含量配比, 获得无变形或强韧性配合最佳的准贝氏体等温淬火工艺. 奥氏体稳定化为热稳定化、化学稳定化、相致稳定化和宏观热应力稳定化诸机制的综合作用. 马氏体临界点 M_c 点无特殊物理意义.

关键词 奥氏体稳定化, 热稳定化, 化学稳定化, 相致稳定化, 准贝氏体

中图分类号 TG111

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2005)07-0673-07

STABILIZATION OF AUSTENITE IN QUENCHED ALLOY STEELS

KANG Mokuang, ZHU Ming

School of Materials, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072

Correspondent: KANG Mokuang, professor, Tel: (029)88493008, E-mail: kb1979@nwpu.edu.cn

Manuscript received 2004-10-24, in revised form 2005-01-27

ABSTRACT Retained austenite exists in alloy steels both continuously quenched and isothermally quenched, so its content relates to the austenitic stabilization. The article focuses on the investigation for the austenitic stabilization in isothermally quenched microstructures from duplex phase (martensite-M, bainite-B) temperature region. Within a certain isothermal time, the relationship of the amount of retained austenite (A_R) vs isothermal temperature is a saddle-like curve, and the valley value for testing steel is less than that of continuous quenching with a same cooling medium, which proves that isothermal soak does not increase retained austenitic quantity on certain condition. By adjusting the content ratios of A_R/M and A_R/B on the saddle-like curve, an isothermal quenching of the less deformation or a meta-bainitic isothermal quenching with strength-toughness optimized combination can be achieved. Austenitic stabilization is the synthetic effect of thermal, chemical, phase induced and macro-thermal stress stabilized mechanisms. The martensite critical point M_c has not the special physical meaning.

KEY WORDS austenite stabilization, thermal stabilization, chemical stabilization, phase induced stabilization, meta-bainite

合金钢淬火组织中常伴有残余奥氏体的存在, 在高速钢、量具钢、轴承钢淬火组织中的残余奥氏体应尽可能予以消除^[1]. 但在其它情况下, 如 Zackay 等^[2]开发的一种高强度高合金 (Ni, Cr)TRIP 钢, 利用所含的奥氏体在变形中发生马氏体相变可诱发高的塑性, 由于成本太高, 未获应用, 直到上世纪 80 年代人们才找到含 Si, Mn 的成本低廉的低合金 TRIP 钢^[3], 目前已成为汽车用钢,

但是强度较低. 高强或超高强钢淬火的马氏体 (M) 组织中^[4-6], 或贝氏体 (B) 组织中^[7-10] 室温下伴有一定量的残余奥氏体, 能达到改善其强韧塑性配合目的. 上述涉及的奥氏体 (A) 稳定化问题, 早被 Mathaws 发现^[11], 引起人们极大关注. 如 Morgen 和 Ko^[12] 提出 Cottrell 气团机制, Holloman^[13] 的应力松弛理论, 以及 Cohen^[14] 建立的有效核胚消耗学说等, 徐祖耀^[15] 也进行了有关研究, 最近又有相关报道^[16,17]. 在已有资料中大多注意淬火马氏体组织中的奥氏体稳定化研究, 在贝氏体组织中奥氏体稳定化研究较少, 特别在马氏体 (M) 与贝氏体 (B) 两相温度区系列等温淬火组织中奥氏体稳定化规律性研究极少, 康沫狂等^[18] 仅作了初步报道. 本文详细报道

* 航空基金资助项目 89G53117

收到初稿日期: 2004-10-24, 收到修改稿日期: 2005-01-27

作者简介: 康沫狂, 男, 1920 年生, 教授

发生与未发生贝氏体相变的两相 (M, B) 温度区等温淬火组织中奥氏体的稳定化规律。

1 实验方法

1.1 实验材料

采用商用 Cr12 钢和 30CrMnSi 钢化学成分如表 1 所示。Cr12 钢的 TTT 图示于图 1, 由图可见, 贝氏体相变区右移程度较大, 且中温有奥氏体稳定区, 以便在贝氏体相变温度区等温一定时间, 或在稳定区长时间等温而不发生贝氏体相变, 可实现不发生贝氏体相变的两相 (M, B) 温度区等温淬火组织中奥氏体稳定化研究。众所周知, Mn 能增加残余奥氏体量, Si 能推迟典型贝氏体中碳化物的析出, 从而室温可获贝氏体转变初级阶段组织 - 贝氏体铁素体 (BF)+A_R, 或称无碳化物贝氏体。为了避免与 Ko^[19] 早期发现的无碳 (化物) 贝氏体混淆起见, 称为准贝氏体^[20]。本文中所用贝氏体是指准贝氏体, 便于研究贝氏体转变过程 (BF+A) 中奥氏体稳定化。此类钢用于完成发生贝氏体相变的两相 (M, B) 温度区等温淬火组织中奥氏体稳定化研究。

实验用钢经均匀化退火处理后再加工成拉伸试样、Mesnager 冲击试样、铁磁仪试样 (直径 10 mm, 高

30 mm) 以及金相试样。实验数据一般为三个试样的平均值。

1.2 实验方法

奥氏体稳定化在科学研究上常用奥氏体等温后继续马氏体相变温度“滞后”表征, 在工业生产上常用室温残余奥氏体量表征。本实验选用磁场强度为 3500 A/m^[21] 的铁磁仪测量室温残余奥氏体量 (A_R), 计算方法如下:

$$A_R = \frac{a_1 - a}{a_1 - a_0} \times 100\% \quad (\text{volume fraction, \%})$$

式中, a 为试样在奥氏体转变后引起的仪器指针偏转, a_1 为标准试样引起的仪器指针偏转, a_0 为空线圈引起的仪器指针偏转。

使用加热盐 (NaCl) 槽和等温盐 (50%NaNO₂+50%KNO₃) 槽或油槽对试样进行热处理, 用光镜测量 Cr12 钢中的顺磁相 (碳化物) 量, 在所测的顺磁相总 (含碳化物和奥氏体) 量中扣除; 用电镜 (JEM-200CX) 分析显微组织, 用万能材料试验机 (ZDM-30) 作拉伸实验, 用冲击试验机 (PSW-3000) 作冲击韧性实验。

2 实验结果

2.1 未发生贝氏体相变的两相 (M, B) 温区等温淬火组织中的奥氏体稳定化

根据 Cr12 钢的 TTT 曲线图 (图 1), 970 °C 奥氏体化, 在 M_s(200 °C) 两侧温度等温 3 或 25 min (均未发生贝氏体相变) 后分别淬入温度均为 22 °C 的空气、油和水, 测残余奥氏体量和等温温度间关系曲线如图 2a, b 所示, 标志奥氏体稳定化程度, 两者变化规律基本相似, 均呈马鞍型。从图上可看出:

(1) 在马鞍型曲线上有谷底值, 该值低于用同冷却介质但直接淬火组织中的残余奥氏体量, 表明等温温度选择适当, 并不引起残余奥氏体量增多。

(2) 残余奥氏体量与等温时间有关, 在相同温度和介质的情况下等温时间长, 则残余奥氏体量多, 表明奥氏体稳定化程度大。

(3) 残余奥氏体量与冷却介质有关, 冷却慢 (空气), 则残余奥氏体量多, 表明奥氏体稳定程度大。

上述结果有一定的实际意义。如利用马鞍型曲线 (图 2a, b) 调整残余奥氏体与马氏体比 (A_R/M) 到合理值, 可得无变形淬火; 若选择合理的淬火工艺, 并不增加残余奥氏体量。

用文献 [22] 相似的方法在图 2a, b 上确定其马氏体晶界 M_c 点 (在此温度以上等温不引起奥氏体稳定化) (表 2), M_c 点并不像文献 [22] 和其他许多资料所述的那样是一个固定温度, 本文作者早在上世纪 60 年代就作出相同的报道^[23]。

为了进一步考查等温时间对奥氏体稳定化的影响, 选择以下两个温度进行不同时间等温后油淬:

表 1 实验用钢化学成分

Table 1 Chemical compositions for tested steels

Steel	(mass fraction, %)					
	C	Cr	Mn	Si	S	P
Cr12	2.15	11.77	0.23	0.147	0.003	0.02
30CrMnSi	0.28	1.00	1.10	1.00	0.003	0.01

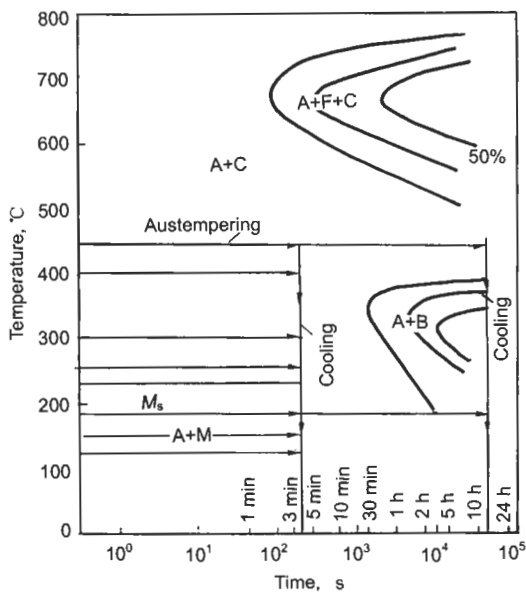


图 1 Cr12 钢 970 °C 奥氏体化的 TTT 曲线

Fig.1 TTT-digram for steel Cr12 austenitized at 970 °C, A-austenite, F-ferrite, C-cementite, B-bainite, M-martensite, A₁-785 °C, M_s-200 °C

(1) 190 °C, 在 M_s (200 °C) 以下, 且低于油淬 M_c (表 2), 等温过程中发生马氏体相变.

(2) 450 °C, 在 M_s 以上, 远高于油淬 M_c (表 2), 且在 TTT 图 (图 1) 上奥氏体稳定区长时间等温而不发生贝氏体相变.

在上述两温度各等温不同时间, 直到 12 h 后分别淬油, 测定残余奥氏体量与等温时间的关系如图 3 所示, 可以看出:

(1) 190 °C 等温初期阶段随时间延长残余奥氏体量迅速上升, 表明奥氏体稳定化程度急剧增加, 到 1 h 后再延长时间, 残余奥氏体量上升逐渐缓慢, 表明奥氏体稳定化程度相应降低.

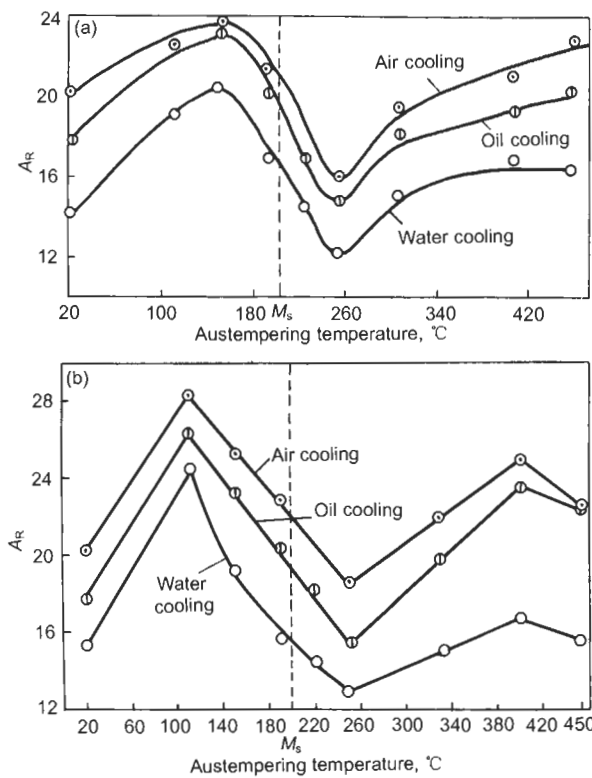


图 2 Cr12 钢 970 °C 奥氏体化并经不同温度等温 3, 25 min 后淬入水、油、空气中冷却到室温的残余奥氏体量 A_R

Fig.2 Changes of the retained austenite quantity (A_R) with the austempering temperature austenitized for the steel Cr12 at 970 °C, the specimens were austempered for 3 min (a) and 25 min (b) and then cooled at different conditions

表 2 Cr12 钢的马氏体临界 M_c 点

Table 2 Critical point of martensite (M_c) of steel Cr12 cooled in different mediums (22 °C)

Duration	M_c , °C		
	Water	Oil	Air
3	230	210	205
25	200	215	225

(2) 450 °C 等温初期阶段随时间延长残余奥氏体量迅速上升, 同样表明奥氏体稳定化程度急剧增加, 到 1 h 为极大点, 再延长时间残余奥氏体量逐渐降低, 甚至还低于直接淬油的试样, 出现反稳定化现象 [24], 该温度远高于油淬 M_c , 再次表明 M_c 点与冷却介质、等温温度和时间有关 (表 2), 而无特殊物理意义, 徐祖耀 [15] 对此有相似的意见.

上述系列实验表明, 奥氏体稳定化为等温温度、等温时间 (含冷速) 的函数.

马氏体量对奥氏体稳定化有一定的影响, 所以考查 M_s 点以下不同温度各等温 25 min 后淬油, 测定各类组织分量. 各类组织分量和温度间的关系如图 4 所示. M_{im} 量重新按 $M_{im}(\%)$ 和温度关系绘出如图 4 上虚线, 呈 C 型. 从图可看出:

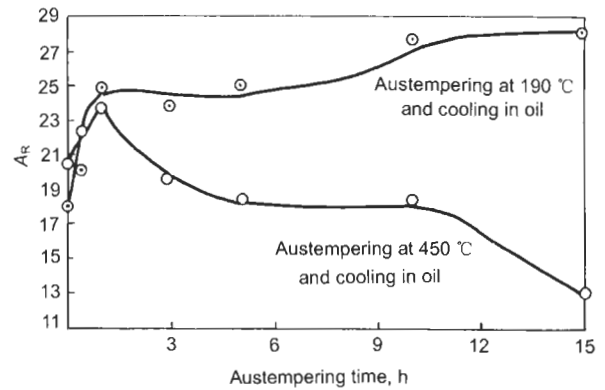


图 3 Cr12 钢 970 °C 奥氏体化后等温时间对残余奥氏体量 (A_R) 的影响

Fig.3 Retained austenite quantity vs austempering time for steel Cr12 austenitized at 970 °C

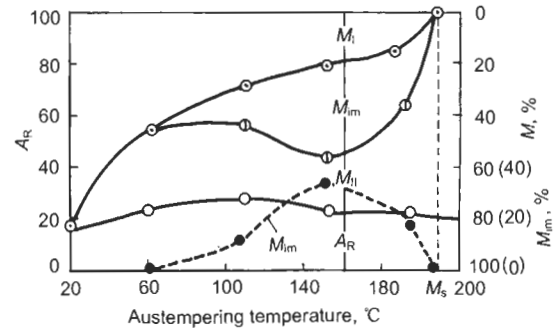


图 4 Cr12 钢 970 °C 奥氏体化和不同温度等温 25 min 后淬油的全部组织与等温温度间关系图

Fig.4 Diagram of overall microstructure vs austempering temperature for Cr12 steel austenitized at 970 °C, the specimens were austempered for 25 min and then quenched in oil

(M_I -athermal martensite quantity (volume fraction) for first quenching into medium, M_{im} -isothermal martensite quantity (volume fraction) for austempering, M_{II} -athermal martensite quantity (volume fraction) for second quenching in oil after austempering)

(1) 残余奥氏体量与等温温度间关系为图 2b 上的 M_s 点以下一部分, 在马鞍型曲线一边.

(2) 马氏体量 (M_I, M_{II}, M_{im}) 因温度不同而异, 对奥氏体稳定化有不同的影响.

2.2 发生贝氏体相变的两相 (M, B) 温区等温淬火组织中的奥氏体稳定化

根据 30CrMnSi 钢的 TTT 图 (图 5). 试样在 900 °C 奥氏体化后, 在 M_s (350 °C) 两侧各等温 15 min 后空冷 (28 °C, 上述过程中含该钢的工业等温淬火工艺 -390 °C × (15—20) min 等温后空冷), 测量残余奥氏体量与等温温度间关系如 6b 所示, 与图 2a,b 相似呈马鞍型, 显示奥氏体稳定化程度.

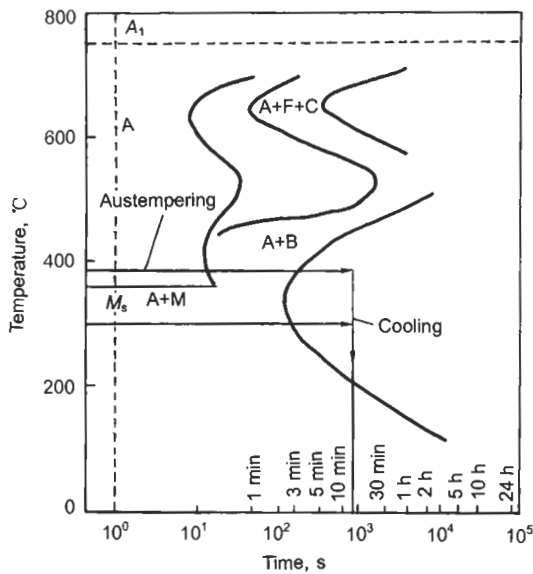


图 5 30CrMnSi 钢 900 °C 奥氏体化的 TTT 曲线

Fig.5 TTT-diagram for 30CrMnSi steel austenitized at 900 °C

A_1 -755 °C, A_3 -850 °C, M_s -350 °C

从图 5, 6 可以看出, 在 360—400 °C 等温 15 min 淬火属下贝氏体区 (含工业用等温淬火工艺) 其残余奥氏体量为 15%—20%, 强度 (σ_b) 在 1100—1500 MPa 间变化, 冲击韧性 (a_{ku}) 高达 120 J/cm², 其强韧性配合远优于该钢调质处理的强韧性 (900 °C 淬油 +550 °C 回火, σ_b 为 1100 MPa, a_{ku} 为 60 J/cm²), 正符合长期以来人们认为下贝氏体的综合力学性能配合最佳的传统理念. 但经 390 °C × 80 min 等温淬火后, 其冲击韧性 (a_{ku}) 骤降到 50 J/cm², 低于调质处理的 a_{ku} . 360 °C × 15 min 等温淬火 +200 °C 回火处理后冲击韧性又升到 130 J/cm² 以上 (图 6a). 经电镜分析表明 (图 7a), 390 °C × 15 min 等温淬火, 为准贝氏体, 系含 Si 钢贝氏体转变的初级阶段 [20], 即使 200 °C 回火, 组织形貌也无明显转变, 类似 Thomas 等 [25] 观察到低碳马氏体板条间有残余奥氏体膜的组织, 准贝氏体组织中有有力学稳定性较高的 A_R 膜, 提高强韧性配合, 一旦等温到 80 min 后电镜组织突显变

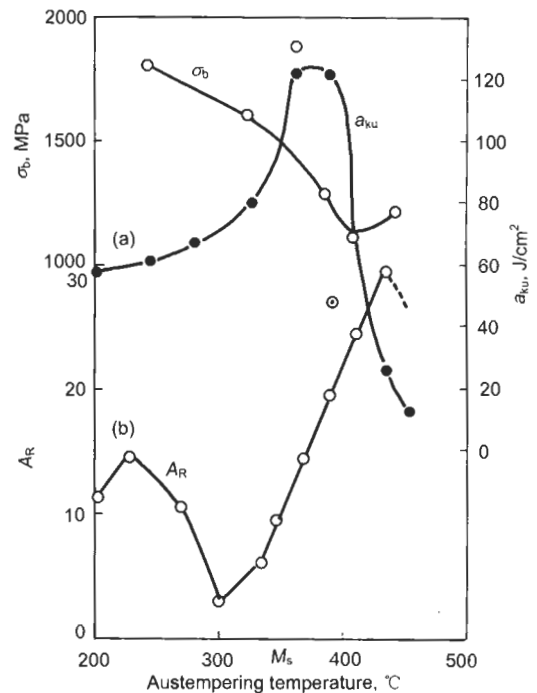


图 6 30CrMnSi 钢经 900 °C 奥氏体化及不同温度等温 15 min 空冷后的等温温度和强度 (σ_b)、冲击韧性 (a_{ku})、残余奥氏体量间的关系

Fig.6 Properties of 30CrMnSi steel austenitized at 900 °C and austempered at different temperatures and then quenched in air after 15 min austempering

(a) strength (σ_b) and toughness (a_{ku}) vs austempering temperature

(○- a_{ku} for austempering at 390 °C × 80 min, ○- a_{ku} for austempering at 360 °C × 15 min and tempering at 200 °C × 1 h)

(b) retained austenitic quantity (A_R) vs austempered temperature

化 (图 7b), 贝氏体铁素体板条上有碳化物析出, 为典型下贝氏体, 显示贝氏体铁素体是过饱和的 (类似低碳马氏体), 甚至有典型上贝氏体出现, 此是贝氏体转变的次级阶段 [20], 表现出明显损伤冲击韧性, 也与 Thomas 等 [26] 研究的结果相似 (在相同屈服强度时典型下贝氏体冲击韧性均低于马氏体回火的韧性). 由此看来, 下贝氏体综合力学性能配合良好是准贝氏体而非典型下贝氏体的特性. 回火能再提高冲击韧性, 见文献 [30]. 同样可利用马鞍型曲线 (图 6b) 调整残余奥氏体 / 贝氏体铁素体量的比例, 能获得无变形淬火组织.

3 讨论

3.1 热稳定化

早在上世纪 40, 50 年代人们就提出应力松弛 [13]、有效核胚消耗 [14] 和 Cottrell 气团形成 [12] 等来解释热稳定化现象. 后一种理论多为人们关注, 文献 [17] 用 Mössbauer 谱仪证实等温过程中有 C 原子向 Fe 原子偏聚的现象, 文献 [27] 已确定位错能吸收大量杂质原子 (C,

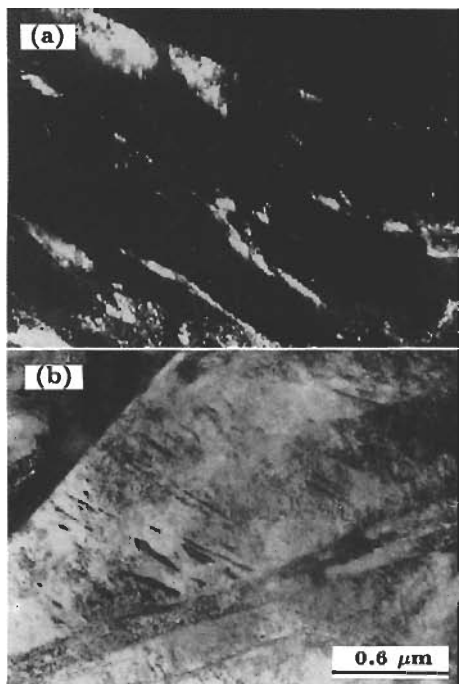


图 7 30CrMnSi 钢 900 °C 奥氏体化和 390 °C 等温淬火的 TEM 像

Fig.7 TEM microstructures for 30CrMnSi steel austenitized at 900 °C and austempered at 390 °C
(a) cooling in air after austempering for 15 min, dark-field image of retained austenitic
(b) cooling in air after austempering for 80 min, bright-field image of typical lower bainite

N), 而形成 Cottrell 气团, 本文作者认为其受以下两种不同的因素所控制:

(1) 高温等温时 C 原子扩散速度快, 可形成 Cottrell 气团的数目多, 如图 8a 中 N_{Coccd} 线表示, 因温度降低, 扩散速度变慢气团数目减少;

(2) 高温等温时 C 原子热运动能力大, 位错 (缺陷) 区能捕捉 C 原子少, 故形成 Cottrell 气团数目小, 如图 8a 中 N_{Coccc} 线表示, 因温度降低热运动能力减小气团数目增大。

两种因素交互作用的结果而形成 Cottrell 气团的总数目用图 8a 中 N_{Sco} 线示之, 中间温度出现一峰值。Cottrell 气团能阻止马氏体或准贝氏体相变, 导致奥氏体稳定化, 所以 N_{Sco} (图 8a) 和奥氏体热稳定化 A_{ts} 线 (图 8c) 的走向应是一致的。这一理论可解释高温长时间等温 C 原子挣脱位错 (缺陷) 区能力大, Cottrell 气团数目少, 稳定化作用小, 甚至有反稳定化的现象出现 (图 3 上 450 °C 等温奥氏体稳定化程度曲线)。用应力松弛或有效核胚消耗理论解释上述稳定化现象就有些困难。三种理论均能说明热稳定化作用随等温时间延长 (或因应力松弛程度高, 或因有效核消耗数量大, 或因 Cottrell 气团数目多) 而增大 (图 3 上等温 1 h 内的曲线部分), 甚至 190 °C 长时等温能使稳定化速度降低, 但都不能解释马鞍形曲线 (图 2a,

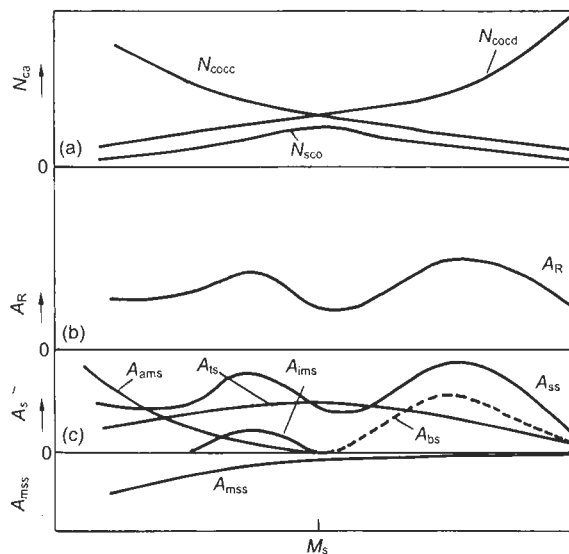


图 8 奥氏体稳定化机制示意图

Fig.8 Schematic diagrams for austenitic stabilization mechanism

- (a) N_{Co} —number of Cottrell atmospheres
 N_{Coccc} —number of Cottrell atmospheres formed by C atoms caught in dislocations
 N_{Coccd} —number of Cottrell atmospheres formed by C atoms diffusion
 N_{Sco} —total number for Cottrell atmospheres
 (b) A_{R} —overall quantity of retained austenite
 (c) A_{ams} —degree of austenitic stabilization induced by athermal martensite (phase induced+related chemical factor induced)
 A_{ims} —degree of austenitic stabilization induced by isothermal martensite (phase induced+related chemical factor induced)
 A_{bs} —degree of austenitization induced by austempered-quenched bainite (phase induced+related chemical factor induced)
 A_{ts} —degree of austenitic stabilization induced by austemper-quenching
 A_{mss} —degree of austenitic anti-stabilization due to macro-thermal stress formed by austempering
 A_{ss} —summing degree for the above austenitic stabilization factors

b, 6b), 可见必须探讨其它稳定化机制作用。

3.2 化学稳定化

人们早已注意到马氏体相变同时 C 原子能扩散进入奥氏体中使其富 C, 降低了 M_s 点, 引起奥氏体化学稳定化 [28,29], Thomas 等 [25] 测定了低碳马氏体板条间残余奥氏体膜中平均 C 量可由 0.30% 上升到 0.7%, 康沫狂和朱明 [30] 测定淬油马氏体中残余奥氏体的平均 C 量由 0.40% 上升到 0.6%, 徐祖耀 [31] 计算 C 原子从马氏体扩散到奥氏体中的时间为 10^{-7} s 数量级, 结果表明马氏体和富 C 的奥氏体几乎可以同时形成。Magee [32] 认为变温马氏体有热稳定化性质, 实际上已属于化学稳定化。

同样,在贝氏体相变时 C 原子能扩散进入奥氏体使其富 C,文献 [30, 33] 均有报道,从而引起化学稳定化。

N 与 C 有相似的作用 [27],其它置换型合金元素在马氏体和贝氏体相变中在一定时间内几乎不发生扩散,故不引起奥氏体化学稳定化。

3.3 相致稳定化

3.3.1 马氏体相致稳定化 马氏体相变时形成一定数量硬的马氏体,其体积增大,这就使嵌在中间软的奥氏体受到了类似于水静压力的作用,这可以引起奥氏体变形硬化 [15,34-36]。上述两者均导致奥氏体的稳定化,称为马氏体相致稳定化。

等温马氏体形成温度区间残余奥氏体富 C,但不高,且变化不大 [18,30],故其化学稳定化是次要的,可近似地与相致稳定化相结合,如图 8c 中 A_{ims} 线所示,应呈 C 型(与图 4 上 M_{im} 虚线相对应)。

变温马氏体 (M_I, M_{II}) 形成温度区间,与上述同样原因,且两者 C 量难于分开计量,故其化学稳定化仍近似的与相致稳定化相结合,如图 8c 上的 (A_{ams}) 线所示。此区间变温马氏体,特别是 M_I 量随温度降低而剧增(图 4),且含 C 量高 [30],产生相致稳定化作用很大。

3.3.2 贝氏体相致稳定化 与马氏体相变相似,贝氏体相变亦能使奥氏体稳定化。研究证实水静压或压缩变形均能推迟奥氏体向贝氏体的转变 [35-37],即引起奥氏体稳定化。贝氏体相致稳定化和马氏体相致稳定化不同的条件是:

(1) 贝氏体铁素体中含 C 量低 [20],所以体积效应小,故贝氏体相致稳定化作用低;

(2) 与贝氏体等温相伴的热稳定化,因等温温度高和等温时间长而作用大;

(3) 贝氏体相变时与条件 (2) 相同, C 扩散进入奥氏体中量高,故其化学稳定化作用大。实验表明,准贝氏体中残余奥氏体的平均 C 量由 0.4% 升高到 0.9% [30],文献 [33] 报道平均 C 量由 0.43% 能升高到 1.00%—1.60%,远高于淬油马氏体相伴残余奥氏体中 C 量(见 3.2 节)。文献 [18, 30] 报道残余奥氏体富 C 处恰是贝氏体转变量最多点 (TTT 曲线鼻部), C 量变化与温度关系呈 C 型,故可将贝氏体相致稳定化和其相关化学稳定化近似地用一条 A_{bs} 虚线表示(图 8c),亦呈 C 型。

此外,比较图 2a, b 和图 6b 可看出:

(1) 未发生贝氏体相变的两相 (M, B) 温度区等温淬火,组织中残余奥氏体量在马氏体相变区的峰值高于贝氏体相变的峰值(图 2a, b),这是因为没有贝氏体相变,且温度较低,故马氏体相致稳定化作用就突显出来。

(2) 发生贝氏体相变的两相 (M, B) 温度区等温淬火,组织中残余奥氏体量在马氏体相变区的峰值低于贝氏体相变区的,这是由于贝氏体相致稳定化作用虽小,但相

关化学稳定化和热稳定化作用大。综合结果,其稳定化作用高于马氏体相变区的作用。

3.4 宏观热应力

文献 [17] 表明,在室温时效 4.5 h 后开始测定马氏体和残余奥氏体中残余宏观热应力,未发现明显变化,认为不能作为奥氏体稳定化的机制。文献 [38] 报道了宏观热应力在淬火过程中是瞬时变化,所测试样(直径 92 mm)心部残余宏观热拉应力高达 333 MPa。康沫狂等 [18] 曾计算直径 10 mm,长 30 mm 的试样中最大宏观热应力,数值高达 50 MPa 以上。若宏观热应力属拉应力时,有助于相变 [34],起反稳定化作用,如图 8c 中 A_{mss} (反稳定化作用)线所示。

3.5 残余奥氏体量 (A_R)

在保温时间一定的条件下,奥氏体量稳定化是各类奥氏体稳定化机制的综合结果,如图 8c 中 A_{ss} 线所示,即热稳定化 (A_{ts}) 线 + (相致和相关化学) 稳定化 (A_{ams}, A_{ims}, A_{bs}) 线 + 宏观热应力稳定化 (A_{mss}) 线。 A_{ss} 线应与残余奥氏体量 (A_R) 线(图 8b) 相对应,这里应指出的是低温(变温马氏体为主导作用)时虽相致稳定化作用很大,但因变温马氏体量过多,故所剩奥氏体量不多了,同时还有宏观热应力的反稳定化作用,因此残余奥氏体量较少,温度愈低,残余奥氏体量愈少,于是残余奥氏体量 (A_R) 和等温温度间关系曲线呈马鞍型,标志奥氏体的稳定化程度。图 8b 分析与图 2a, b 和图 6b 的实验结果相似,故奥氏体稳定化作用为各类稳定化机制的综合结果。

4 结论

(1) 奥氏体稳定化为热稳定化、化学稳定化、相致稳定化和宏观热应力等机制综合结果,系等温温度和等温时间(含冷速)的函数。

(2) 在一定等温时间内,淬火合金钢中残余奥氏体量与等温温度呈马鞍型关系,标志奥氏体稳定化程度。

(3) 等温温度和等温时间选择合理,淬火合金钢中室温残余奥氏体量并不多。

(4) 下贝氏体区等温淬火合金钢由准贝氏体组成时,其强韧性配合最好,如果典型贝氏体出现就会恶化强韧性配合,强韧性配合良好是准贝氏体而非典型下贝氏体的特性。

(5) 利用淬火合金钢中奥氏体稳定化的马鞍型曲线,调整合理的残余奥氏体 / 马氏体或贝氏体铁素体量的比配,可获无变形淬火工艺。

(6) M_c 点无特殊物理意义。

张文尚、杨鹤梅和王克文等高级工程师完成了实验工作,作者谨致谢意。

参考文献

- [1] Cubberly W H, Masseria V, Kirpatrick C W, Sanders B. *Metals Handbook*, (Vol.4), 9ed. Metals Park Ohio: American Society Metals, 1981: 117, 599
- [2] Zackay V F, Paker E R, Fahr D, Bush R. *Trans Soc Metall*, 1967; 60: 252
- [3] Matsumura O, Sakuma Y, Takechi H. *Trans ISIJ*, 1987; 27: 570
- [4] Webster D. *Metall Trans*, 1971; 2A: 1857
- [5] Lou B, Averbach B L. *Metall Trans*, 1983; 14A: 1899
- [6] Paker E R, Zackay V F. *Eng Fract Mech*, 1975; 7: 371
- [7] Gregory H. *Steel Res*, 1995; 66: 433
- [8] Wen C, Lin J, Zhou Y. *Acta Metall Sin (Engl Lett)*, 1996; 9: 59
- [9] Bhadeshia H K D H, Edmonds D V. *Met Sci*, 1983; 17: 420
- [10] Liu D Y, Fang H S, Bai B Z. *Trans Mater Heat Treat*, 2002; 23(4): 57
(刘东雨, 方鸿生, 白秉哲. 材料热处理学报, 2002; 23(4): 57)
- [11] Mathaws J A. *Trans Soc Steel Treat*, 1925; 8: 565
- [12] Morgen E A, Ko T. *Acta Metall*, 1953; 1: 36
- [13] Holloman J H. *J Appl Phys*, 1947; 18: 1421
- [14] Cohen M. *Trans ASM*, 1949; 41: 35
- [15] Xu Z Y. *Martensitic Transformation and Martensite*. Beijing: Science Press, 1980: 56, 61
(徐祖耀. 马氏体相变与马氏体. 北京: 科学出版社, 1980: 56, 61)
- [16] Haidemenopouls G N, Vasilakos A N. *J Alloys Compd*, 1997; 247: 128
- [17] Mohahcy O N. *Mater Sci Eng*, 1995; B32: 267
- [18] Kang M K, Yang S P, Guan D H. *Bainite in Steels*. Shanghai: Shanghai Science Press, 1990: 190, 208, 282, 376
(康沫狂, 杨思品, 管敦惠. 钢中贝氏体. 上海: 上海科技出版社, 1990: 190, 208, 282, 376)
- [19] Ko T. *JISI*, 1953; 175: 36
- [20] Kang M K, Sun J L, Yang Q M. *Metall Trans*, 1990; 21A: 853
- [21] Lifshiz V G. *Physical Properties of Metals and Their Alloys*, Russian Maskva, 1956
- [22] Harries W, Cohen M. *Met Technol*, 1948; No.2446: 21
- [23] Kang M K. *Proc of First Conf of Heat Treatment Institution of EMES*, Beijing: China Machine Press, 1966: 96
(康沫狂. 中国机械工程学会热处理学会第一届年会论文集, 北京: 机械工业出版社, 1966: 96)
- [24] Blanjer M E. *Phase Transformation for Heat Treatment of Steels*. Russian: Metallurgical Press, 1962: 121
- [25] Thomas G, Sarikaya M. In: *Proc Inter Conf of Solid-Solid Phase Transformations*, New York: TMS-AIME, 1982: 999
- [26] Huang D H, Thomas G. *Metall Trans*, 1971; 2A: 1587
- [27] Friedel J. *Dislocations*, Paris: Pergomon Press, 1964: 270
- [28] Clark R, Thomsa G. *Metall Trans*, 1975; 5: 699
- [29] Rao B V N, Thomsa G. *Metall Trans*, 1980; 11A: 441
- [30] Kang M K, Zhu M. *Heat Treat Met*, 2005; 31(1): 14
(康沫狂, 朱明. 金属热处理, 2005; 31(1): 14)
- [31] Xu Z Y. *Shanghai Met*, 1982; 4(4): 46
(徐祖耀. 上海金属, 1982; 4(4): 46)
- [32] Magee C L. *Phase Transformations*, Metals Park, Ohio: ASM, 1970; 115
- [33] Lee Y K, Shn H C, Jang Y C, Kim S H, Chai C S. *Scr Mater*, 2002; 47: 805
- [34] Patel J R, Cohen M. *Acta Metall*, 1953; 1: 531
- [35] Xu Z Y. *Acta Metall Sin*, 2004; 40: 113
(徐祖耀. 金属学报, 2004; 40: 113)
- [36] Denis S, Gaatier E, Simon A, Beek G. *Mater Sci Technol*, 1985; 1: 805
- [37] Yong J R, Huang C Y, Hsieh W H, Chiou C S. *Mater Trans JIM*, 1996; 37: 579
- [38] Nahimov D M. *Handbook (Metallography and Heat Treatment of Steels and Cast Irons)*, Russian: Metallurgical Press, 1956: 380