

# 1300MPa级 0.14C-2.72Mn-1.3Si钢的显微组织和力学性能及加工硬化行为\*

赵征志<sup>1,2)</sup> 佟婷婷<sup>1,2)</sup> 赵爱民<sup>1,2)</sup> 何青<sup>1,2)</sup> 董瑞<sup>1,2)</sup> 赵复庆<sup>1,2)</sup>

1) 北京科技大学 冶金工程研究学院, 北京 100083

2) 北京科技大学现代交通先进金属材料与加工技术北京实验室, 北京 100083

**摘要** 在连续退火试验机上, 对一种Mn含量介于中锰和低锰之间的C-Si-Mn系(0.14C-1.3Si-2.72Mn, 质量分数,%)超高强钢进行处理, 获得了具有铁素体、淬火马氏体、回火马氏体以及一定量残余奥氏体的多相组织. 利用膨胀仪、SEM、TEM、EBSD、XRD等对实验钢在不同热处理工艺下的微观组织进行了表征. 结果表明, 800 °C退火实验钢获得最佳综合力学性能, 屈服强度为 672 MPa, 抗拉强度为 1333 MPa, 总伸长率为 13%. 这主要是 800 °C退火钢精细的组织、合适的相比例以及一定量残余奥氏体共同作用的结果. 对实验钢加工硬化行为进行了深入分析, 讨论了实验钢瞬时n值(加工硬化指数)的变化, 采用修正的C-J方法对试验钢多阶段加工硬化行为进行了分析, 探讨了马氏体结构参数 $\sqrt{f}d$  ( $f$ 为马氏体体积分数,  $d$ 为马氏体等效直径)、铁素体体积分数等对加工硬化的影响. 结果表明, 实验钢颈缩前的n随真应变增基本上是快速增加后减小, 但不同温度退火实验钢n较小趋势不同; 由于不同温度退火实验钢马氏体体积分数不同, 经修正后的C-J法分析得到了 2 阶段和 3 阶段的加工硬化行为; 铁素体体积分数对马氏体与铁素体共同下的塑性变形应变范围 $\Delta\epsilon$ 有显著影响, 低温时共同变形范围小, 高温时范围逐渐增大, 过高温时可能又减小. 综上, 实验钢高的初始加工硬化率源于各相的配比、形貌和分布等, 是各组织协调配合和各因素共同作用的结果, 有利于提高试验钢的强度和塑性.

**关键词** 多相组织, 残余奥氏体, 加工硬化行为, 均匀延伸, 修正 C-J 分析方法

中图分类号 TG113 文献标识码 A 文章编号 0412-1961(200×)×-××-×

## MICROSTRUCTURE, MECHANICAL PROPERTIES AND WORK HARDENING BEHAVIOR OF 1300MPa GRADE 0.14C-2.72Mn-1.3Si STEEL

ZHAO Zhengzhi<sup>1,2)</sup>, TONG Tingting<sup>1,2)</sup>, ZHAO Aimin<sup>1,2)</sup>, HE Qing<sup>1,2)</sup>, DONG Rui<sup>1,2)</sup>, ZHAO Fuqing<sup>1,2)</sup>

1) Engineering Research Institute, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083

2) Beijing Laboratory of Modern Traffic Metal Materials and Processing Technology, University of Science and Technology Beijing Beijing 100083

Correspondent: ZHAO Zhengzhi, Associate professor, Tel:(010)62332617,

E-mail: zhaozhzhi@ustb.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.51271035)

Manuscript received 200\*—\*\*—\*\*, in revised form 200\*—\*\*—\*\*

**ABSTRACT** Multiphase microstructure which contains ferrite, lath martensite, tempered martensite and a specific proportion of retained austenite with chemical composition of Mn between low Mn and medium Mn(0.14C-1.4Si-2.72Mn, mass fraction, %) belong to C-Si-Mn series was produced using continuous annealing simulator. By means of dilatometric simulation、OM、SEM、TEM、EBSD、XRD, microstructures of the steels in different heat treatments were characterized. The results illustrate that the tested steel sheet gained good comprehensive properties with yield strength of 672 MPa, tensile strength upto 1333 MPa, total elongation  $A_{50}$  of

\*国家自然科学基金资助项目(No.51271035)

收到初稿日期: 200\*—\*\*—\*\*, 收到修改稿日期: 200\*—\*\*—\*\*

作者简介: 赵征志, 男, 1977年生, 副研究员

13% after annealing at 800 °C, which can be explained by the refined microstructure, appropriate proportion of phases and a specific proportion of retained austenite. This article has deeply analyzed the work hardening behavior, discussed the change of  $n$  (instantaneous work hardening rate). The multi-stage work hardening behavior was studied by modified C-J analysis, and explored the influence of  $\sqrt{f/d}$  ( $f$  is the volume fraction of martensite,  $d$  is the equivalent diameter of martensite) and fraction of ferrite on it. The results show that  $n$  increases with the rise of true strain and then decreases with it, but has a different feature in the decrease for the different tested steels; the multi-stage work hardening behavior studied by modified C-J analysis shows 2 or 3 stages because of the different martensite volume fraction. The  $\Delta\varepsilon$  (scope of combined action of ferrite and martensite) is affected by the volume fraction of ferrite:  $\Delta\varepsilon$  is small when the temperature is low, and then  $\Delta\varepsilon$  is large when temperature increases, while the  $\Delta\varepsilon$  maybe small when temperature continue to rise. Above all, the high instantaneous work hardening rate which is helpful for the improvement of strength, plasticity and toughness can be attributed to the proportion, morphology and distribution of ferrite and martensite, which is also the consequence of coordination and combination action of each factor.

**KEY WORDS** multiphase microstructure, retained austenite, work hardening behavior, uniform elongation, modified C-J analysis

近年来,国内外学者对先进高强钢(AHSS)进行了深入研究,先后发展了DP(Dual-phase)钢<sup>[1]</sup>、TRIP(Transformation Induced Plasticity)钢<sup>[2,3]</sup>、TWIP(Twinning Induced Plasticity)钢<sup>[4,5]</sup>和Q&P(Quenching and Partitioning)钢<sup>[6,7]</sup>等,得到了优异的综合力学性能.其中,Mn是超高强钢中的重要元素,目前国内外研究超高强钢中的Mn含量主要集中在Mn $\leq$ 2.0%和Mn $\geq$ 4.0%(质量分数,下同)<sup>[8-10]</sup>,而对Mn含量在2.0%~4.0%之间的研究较少.Zhong等<sup>[11]</sup>探究了0.2C-1.5Mn-1.5Si-0.05Nb-0.03Mo(质量分数,%)高强钢的Q-P-T(Quenching-Partitioning-Tempering)工艺,所得实验钢的抗拉强度为1500MPa,总伸长率为15%,但合金元素较多,工艺参数控制严格,这不仅增加了成本,而且导致工艺和组织控制复杂,工业化生产与应用的难度加大;李振等<sup>[12]</sup>研究了0.08C-5Mn-0.15Si(质量分数,%)中锰热轧TRIP钢的退火工艺及组织演变,所得实验钢的抗拉强度为900MPa,总伸长率为27%,抗拉强度偏低.而且,目前能够广泛应用到汽车车身上的DP钢和TRIP钢的抗拉强度普遍低于1000MPa.

本工作设计了一种Mn含量介于中锰和低锰之间的C-Si-Mn系超高强钢,Mn含量控制在2.0%~3.0%,不添加其它合金元素,并通过可行的工业化试制方案,将实验钢的抗拉强度提高至1300MPa以上,总伸长率为13%.旨在节约成本,简化工艺,使其能够应用在汽车车身当中.研究了实验钢不同退火温度下微观组织形貌、各相组成和力学性能,并深入讨论了不同变形阶段的加工硬化行为,探究了马氏体结构参数 $\sqrt{f/d}$ 以及各相对比对加工硬化行为的影响.

## 1 实验方法

实验用钢采用50 Kg中频真空感应炉冶炼成铸锭并锻造成40 mm $\times$ 90 mm $\times$ 140 mm方坯,其主要化学成分(质量分数/%)为:C 0.14, Si 1.30, Mn 2.72, P 0.008, S 0.0037, Fe 余量.锻坯经1200 °C保温1 h,经五道次热轧后得到厚度为4 mm的热轧板,终轧温度为900 °C,卷取温度为650 °C.热轧板酸洗后进行冷轧,压下率为62.5%,得到厚度为1.5 mm的冷轧板;冷轧板退火模拟在ULVAC CCT-AY-II型钢板热处理模拟试验机上进行,具体工艺路线如图1所示.

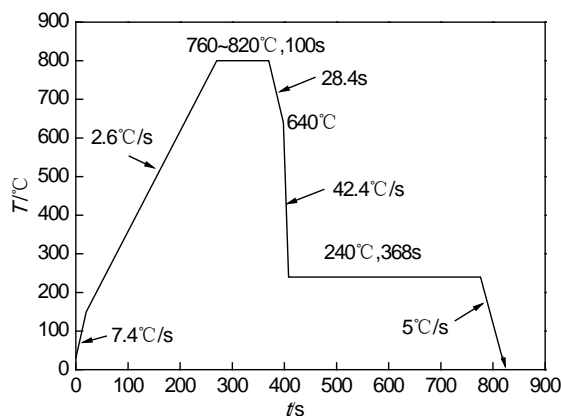


图 1 0.14C-1.3Si-2.72Mn 钢退火工艺路线

Fig.1 schematic diagram of Annealing process applied to 0.14C-1.3Si-2.72Mn steel

在冷轧板上切取  $4\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 1.5\text{ mm}$  的矩形试样, 利用 DIL 805A 热膨胀仪, 依据标准 YB T 5127-1993《钢的临界点测定方法(膨胀法)》测定实验钢相变点, 得到实验钢的  $A_{c1}$ (钢加热时, 珠光体转变为奥氏体的温度)和  $A_{c3}$ (亚共析钢加热时, 所有铁素体转变为奥氏体的温度)分别为  $699$  和  $843\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $M_s$  和  $M_f$ (钢经奥氏体化冷却后, 奥氏体向马氏体转变的开始温度和终了温度)分别为  $388$  和  $269\text{ }^{\circ}\text{C}$ . 在退火板上沿轧向切取标距为  $50\text{ mm}$ 、厚度为  $1.5\text{ mm}$  的拉伸试样, 以  $2\text{ mm/min}$  的拉伸速度在室温下进行拉伸实验, 对每种状态的拉伸试样进行 2 次拉伸测试, 力学性能取其平均值. 钢板的金相样经抛光和 4%(体积分数)硝酸酒精侵蚀后, 利用 ZEISS ULTRA 55 型场发射扫描电镜(SEM)观察显微组织.

在退火板上切取 EBSD(Electron Backscattered Diffraction)试样, 电解抛光后, 在带有 HKL 系统的 ZEISS ULTRA 55 型场发射 SEM 上进行分析, 加速电压为  $20\text{ kV}$ , 步长为  $0.2\text{ }\mu\text{m}$ . 采用 HKL CHANNEL 5 软件进行数据采集. 利用 Tecnai G2 F30 S-TWIN 型透射电镜(TEM)观察马氏体、铁素体的精细亚结构和残余奥氏体的分布. TEM 试样采用双喷减薄制取, 双喷液为 5%(体积分数)高氯酸酒精溶液, 并采用液氮冷却至  $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 双喷电压为  $20\sim 30\text{ V}$ .

利用 D/MAX-RB 型 X 射线衍射仪(XRD)对实验钢中的残余奥氏体进行了测定, 实验参数为: Cu 靶、电压  $40\text{ kV}$ 、电流  $150\text{ mA}$ 、步宽为  $0.02^{\circ}$ , 速度  $1^{\circ}/\text{min}$ . 选择  $\gamma$  相  $(200)_{\gamma}$ 、 $(220)_{\gamma}$ 、 $(311)_{\gamma}$  3 条衍射线和  $\alpha$  相  $(200)_{\alpha}$ 、 $(211)_{\alpha}$  2 条衍射线进行步进扫描, 精确测定对应的衍射角  $2\theta$  和积分强度  $I$ . 利用直接比较法计算残余奥氏体的体积分数<sup>[13]</sup>, 再根据下式计算残余奥氏体中的碳含量<sup>[14]</sup>.

$$C_{\gamma} = (a - 0.3547) / 0.00467$$

式中:  $C_{\gamma}$  为残余奥氏体中 C 的质量分数, %;  $a_{\gamma}$  为残余奥氏体的晶格常数, nm.

## 2 实验结果及分析

### 2.1 退火温度对实验钢显微组织的影响

图 2 为实验钢退火板微观组织的 SEM 像, 不同相的体积分数如表 1 所示. 可以看出, 实验钢组织主要为铁素体和马氏体, 且随退火温度升高, 铁素体体积分数减少, 形貌类似为多边形; 马氏体体积分数增多, 形貌结构出现多样性. 一方面, 马氏体块逐渐粗大, 这主要取决于两相区内形成奥氏体晶粒的尺寸, 低温退火时, 奥氏体在铁素体晶界处形核, 但长大缓慢, 得到细小的奥氏体晶粒; 而高温退火时, 奥氏体晶核逐渐向铁素体内部扩展, 晶粒尺寸变大. 马氏体形貌发生变化主要与马氏体转变温度区间有关.

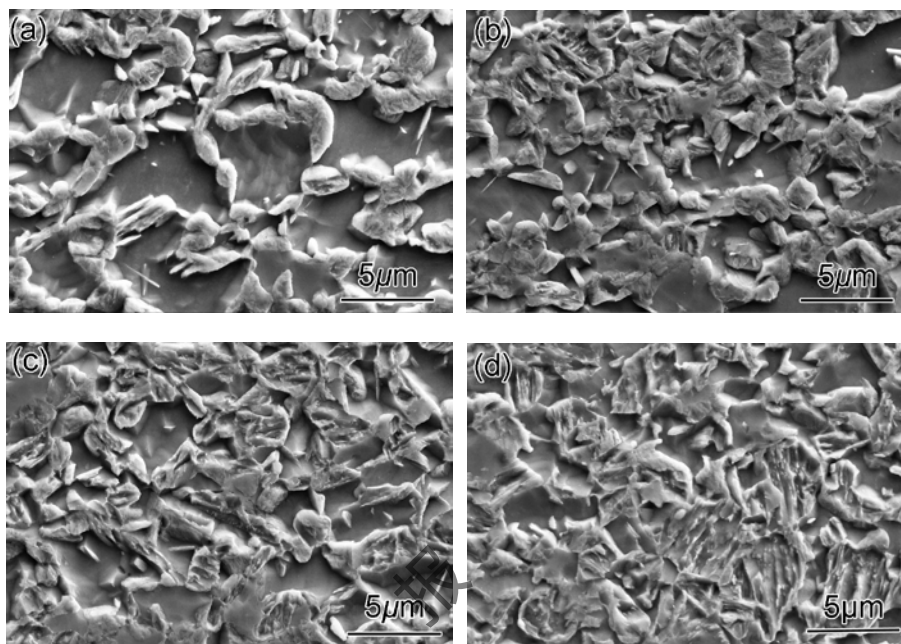


图2 不同退火温度下实验钢板显微组织的 SEM 像

Fig.2 SEM images of tested steel under annealing temperatures of 760 °C(a), 780 °C(b), 800 °C(c), and 820 °C(d)

从图 2(a)可以看出, 760 °C 退火后马氏体基本为岛状淬硬态, 周围呈亮白色边圈, 心部呈灰色. 这是由于两相区奥氏体的形成满足 Speich 等<sup>[15]</sup>提出的动力学模型: 第一步由 C 扩散控制, 扩散距离短, 长大速率快; 第二步由 Mn 在铁素体中的扩散控制, Mn 在铁素体中的扩散速率比在奥氏体中高近 3 个数量级, Mn 通过铁素体或沿铁素体晶界的扩散就会导致奥氏体晶核周围形成高 Mn 边圈, 使得边部比心部有更高的淬透性, 冷却时就会形成亮白色马氏体边圈. 760 °C 退火过程中, C、Mn 等元素向奥氏体晶核内扩散, 最终得到富 C 和 Mn 的细小奥氏体, 该部分奥氏体的  $M_s$  可能低于 240 °C. 当实验钢快冷至 240 °C 时, 两相区形成的奥氏体有少部分发生转变, 继续冷至室温的过程中才转变成马氏体<sup>[16,17]</sup>.

随退火温度升高, 两相区形成的奥氏体体积分数增多, 平均 C 含量降低, 其稳定性降低, 奥氏体的  $M_s$  逐渐高于 240 °C, 在快速冷至 240 °C 的过程中马氏体转变量增多, 这部分马氏体在 240 °C 等温过程中, 发生一定程度的回火<sup>[18,19]</sup>, 马氏体板条结构被破坏, 且边缘变得模糊. 退火温度为 820 °C 时, 接近完全奥氏体区, 此时奥氏体的  $M_s$  接近 269 °C, 快速冷至 240 °C 时, 奥氏体已基本转变成马氏体, 并在等温过程中发生回火, 如图 2(d) 所示, 组织中除少量铁素体, 基本为均匀的回火马氏体. 图 3 为 760 和 800 °C 退火板马氏体的 TEM 像, 可以看出, 不同退火温度下马氏体块大小与内部结构的不同, 760 °C 退火后的马氏体块细小, 板条清晰, 为淬硬态马氏体; 800 °C 退火时马氏体块粗大, 板条边界模糊, 为回火马氏体特征, 这与上述描述相符.

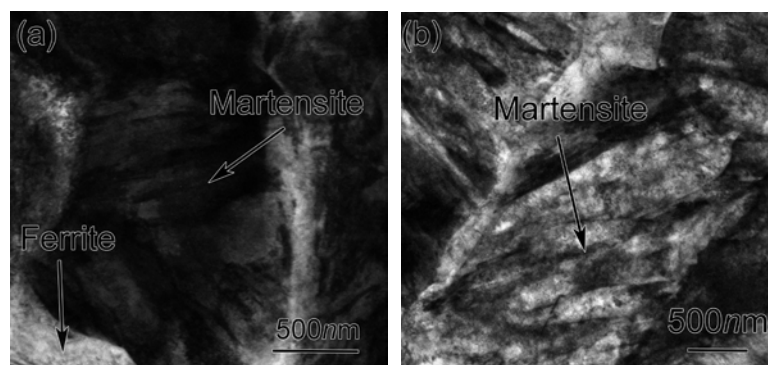


图3 不同退火温度下实验钢的 TEM 像

Fig.3 TEM images of tested steel under annealing temperatures of 760 °C(a), and 800 °C(b)

2.2 退火温度对实验钢力学性能的影响

图 4 和 5 分别为不同温度退火实验钢的力学性能和应力-应变曲线. 从图 4 可以看出, 随退火温度升高, 实验钢的抗拉强度先升高后略微降低, 这是由于随退火温度升高, 奥氏体体积分数增多, 冷却时形成的硬化相马氏体体积分数增大, 之后由于组织中回火马氏体体积分数增多, 使得位错密度降低, 位错强化减弱<sup>[20]</sup>, 抵消了马氏体体积分数增多带来的强化作用.

随退火温度升高, 实验钢屈服强度不断增大, 这主要与组织中 ferrite 的体积分数有关. 拉伸过程中, 在软相 ferrite 中首先发生变形, 随退火温度升高, ferrite 体积分数减少, 组织中初始的总可动位错减少, 变形时屈服就不容易发生, 屈服强度提高.

随退火温度升高, 实验钢总伸长率先升高后降低, 这是因为随退火温度升高, 一方面带状倾向明显减弱, ferrite 均匀细化; 另一方面马氏体回复程度增大, 过饱和 C 原子的脱溶过程加快, 位错密度降低, 位错塞积减弱. 而 820 °C 退火后钢板的总伸长率降低, 一方面是由于软相组织 ferrite 比例减少; 另一方面是由于马氏体块粗化, 相对界面面积减小, 导致应力集中得不到缓解, 承受外力的均匀延伸区间减小.

从图 5 可以看出, 试验钢的工程应力-应变曲线没有明显的屈服平台, 表现为连续屈服, 这是由于退火冷却时马氏体相变产生体积膨胀, 对周围组织挤压相当于进行了预变形, 减少了拉伸变形过程中间隙原子钉扎和脱钉的过程, 表现为连续屈服<sup>[21]</sup>.

表 1 不同退火温度实验钢中各相体积分数和残余奥氏体中 C 含量

Table 1 Volume fraction of each constituent phase and Mass fraction of carbon in retained austenite of tested steel under different annealing temperatures

T/°C	f <sub>F</sub> /%	f <sub>M</sub> /%	f <sub>RA</sub> /%	C <sub>γ</sub> /%
760	65.97	28.17	5.86	1.02
780	50.97	44.49	4.54	1.07
800	26.14	68.11	5.75	1.12
820	25.82	70.33	3.85	1.25

T-annealing temperature, f<sub>F</sub>-volume fraction of ferrite, f<sub>M</sub>-volume fraction of martensite, f<sub>RA</sub>-volume fraction of retained austenite, C<sub>γ</sub>-carbon content of retained austenite

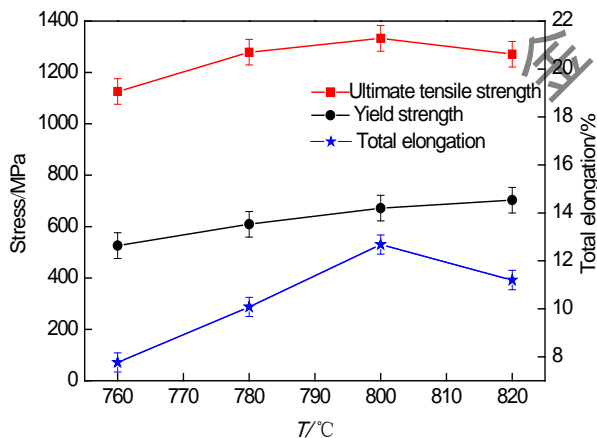


图 4 不同退火温度实验钢的力学性能  
Fig.4 Mechanical properties of tested steel under different annealing temperatures

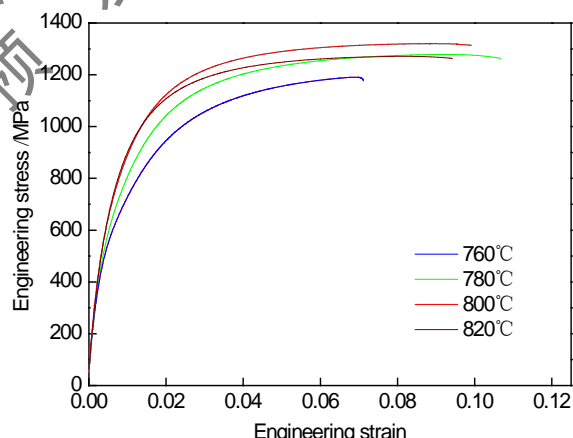


图 5 不同退火温度实验钢的应力-应变曲线  
Fig.5 Stress-strain curves of tested steel under different annealing temperatures

2.3 残余奥氏体的测定和分布

不同退火温度实验钢的 XRD 谱如图 6 所示, 图 7 显示了不同退火温度下的残余奥氏体含量及其 C 含量. 由图可知, 760 °C 退火时, 实验钢中的残余奥氏体较多, 这是因为虽然在低温两相区形成的奥氏体较少, 但该部分奥氏体中 C 含量高, 稳定了这部分奥氏体, 能够大部分保留至时效区进行配分, 使其在室温

稳定存在. 780 °C退火时, 两相区奥氏体增多, C 含量降低, 稳定性下降, 保留至时效区进行配分的奥氏体减少, 导致室温残余奥氏体减少. 但 800 °C退火后的残余奥氏体却增多, 这主要是由于 240 °C时效的影响, 800 °C退火后快冷阶段形成的马氏体较多, C 从快冷形成的马氏体扩散到未转变奥氏体中时, 有利于 C 的扩散, 增加了这部分奥氏体的稳定性, 使其在后续冷却过程中稳定存在, 因此室温残余奥氏体较多. 当温度升高到 820 °C时, 两相区形成的奥氏体太多, 平均 C 含量较低, 在快冷段已经基本完全相变, 室温残余奥氏体较少. 总之, 室温残余奥氏体含量是多种因素共同作用的结果.

从图 7 还可看出, 随退火温度升高, 残余奥氏体中 C 含量增加, 这说明影响 C 含量的主要因素可能是: 退火温度升高, 两相区形成的奥氏体增多, 快冷阶段形成的马氏体量增多, 时效时有利于 C 从马氏体到奥氏体的扩散, 提高了室温残余奥氏体的 C 含量.

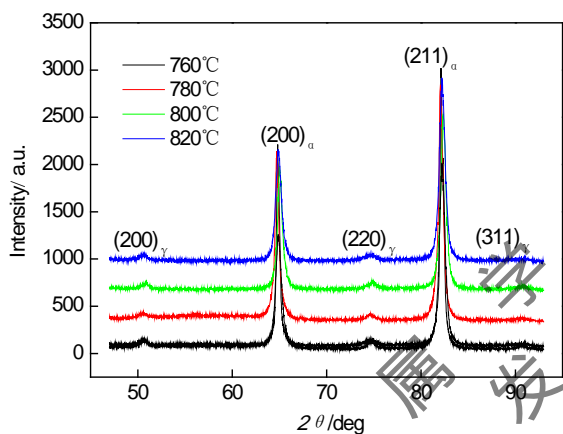


图 6 不同退火温度实验钢的 XRD 谱

Fig.6 XRD spectra of tested steel under different annealing temperatures

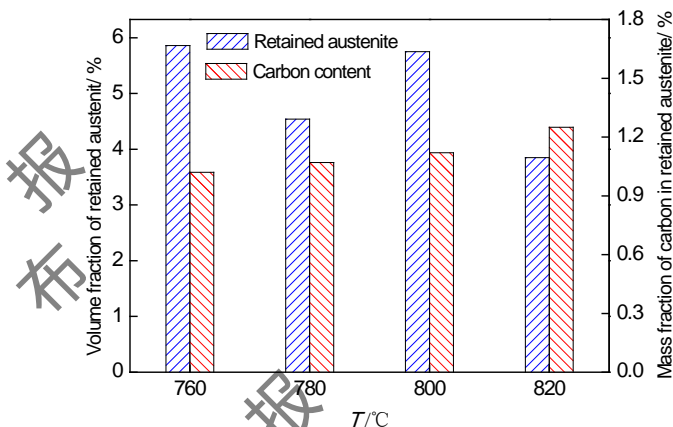


图 7 不同退火温度实验钢残余奥氏体及残余奥氏体中 C 含量  
Fig.7 Volume fraction of retained austenite and Mass fraction of carbon in retained austenite in tested steel under different annealing temperatures

图 8 为 800 °C退火实验钢中的残余奥氏体的 TEM 像. 可见, 实验钢中残余奥氏体以 2 种形态存在, 一种以块状分布在马氏体块内, 如图 8(a)和(b)所示, 图 8(a)中插图为其衍射斑, 标定为面心立方; 另一种以薄膜状分布在马氏体板条间, 如图 8(c)所示. 这些残余奥氏体在应力作用下发生马氏体相变, 一方面产生应力松弛, 延迟裂纹的产生; 另一方面, 形成硬化相, 提高钢的抗拉强度, 产生持续的加工硬化. 这是导致试验钢退火板具有高强度、较好延伸率的原因之一<sup>[22]</sup>.

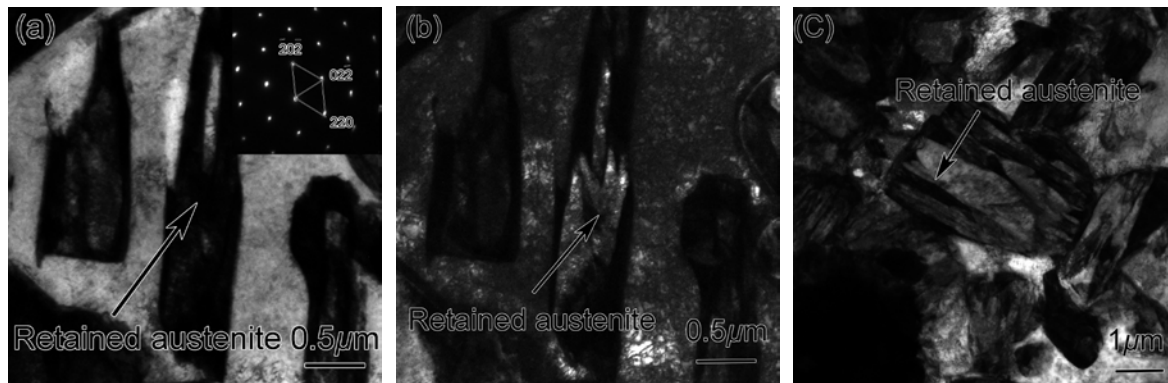


图 8 800 °C退火后实验钢中残余奥氏体的 TEM 像

Fig.8 TEM images of retained austenite in tested steel after annealing at 800 °C (a) bright field image (b) dark field image (c) thin film retained austenite (Inset in Fig.8a shows diffraction pattern of retained austenite)

### 3 分析与讨论

#### 3.1 瞬时 n 值(加工硬化指数)

均匀变形条件下, 可以用公式 $\sigma=k\epsilon^n$ 表示材料应力应变关系(其中,  $\sigma$ 为真应力,  $\epsilon$ 为真应变,  $k$ 为强度系数,  $n$ 为加工硬化指数). 将公式两边取对数 $n=d(\ln\sigma)/d(\ln\epsilon)$ , 用来描述变形过程中的加工硬化行为. 根据文献[23]的计算结果, 试样发生颈缩时均匀真应变在数值上等于瞬时 $n$ 值, 均匀真应变达到最大, 材料的瞬时 $n$ 值为曲线 $\ln\sigma-\ln\epsilon$ 的斜率.

图 9 为实验钢 760~820 °C 退火后得到的  $n$  与  $\epsilon$  的关系. 曲线与直线  $n=\epsilon$  的交点即为均匀真应变, 此时试样发生颈缩, 将此时的真应变换算成工程应变即为均匀伸长率. 可以看出, 760、780、800 和 820°C 退火实验钢分别在  $\epsilon=0.051$ 、0.087、0.078 和 0.084 处发生颈缩. 不同温度退火后钢板在颈缩前  $n$  随  $\epsilon$  增加的变化趋势不同. 在刚开始阶段,  $n$  均是迅速上升至最高值后便迅速下降. 当  $\epsilon$  大于 0.006 左右时, 760°C 退火时的  $n$  略有上升; 780°C 退火时的  $n$  下降幅度明显减弱; 800°C 退火时的  $n$  下降幅度略有减弱; 而 820°C 退火时的  $n$  下降幅度没有变化. 当  $\epsilon$  大于 0.012 左右时,  $n$  均随  $\epsilon$  增加呈下降趋势.

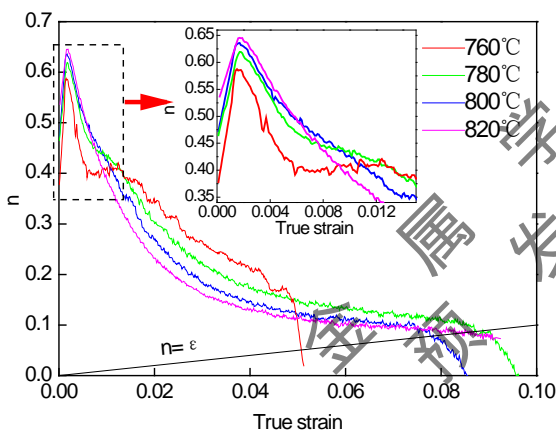


图 9 不同退火温度试验钢板的瞬时 n 值  
Fig.9 Instantaneous n-value of tested steel after different annealing temperature

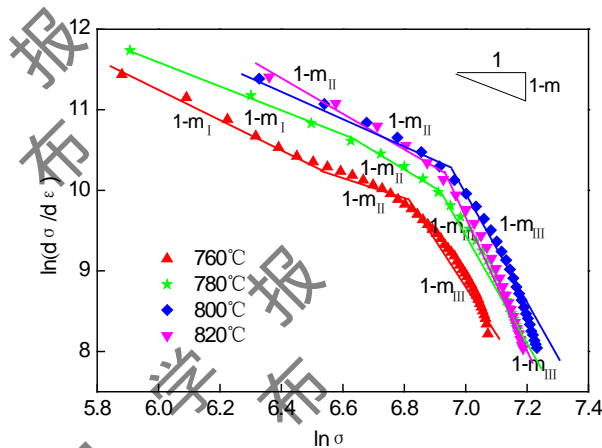


图 10 试验钢加工硬化行为的改进 C-J 方法分析结果  
Fig.10 Plots of the work hardening behavior of the experimental steel obtained by using the modified C-J analysis

#### 3.2 多阶段加工硬化行为

高强钢往往表现出多阶段加工硬化特征, 研究<sup>[24]</sup>指出, 基于Swift方程修正的Crussard-Jaoul方法能够反映出不同变形阶段的硬化机制, 如式(2)所示.

$$\epsilon = \epsilon_0 + K\sigma^m \tag{2}$$

式中,  $m$  和  $K$  分别代表应力指数与材料常数,  $\epsilon_0$  为最大弹性应变.

对式(2)做以下处理:

$$Km \frac{d\sigma}{d\epsilon} \sigma^{m-1} = 1 \tag{3}$$

$$\ln \frac{d\sigma}{d\epsilon} = (1-m)\ln\sigma - \ln(Km) \tag{4}$$

式(4)反映出  $\ln \frac{d\sigma}{d\epsilon}$  与  $\ln\sigma$  呈线性变化关系, 斜率为  $(1-m)$ . 这表明  $m$  越小, 加工硬化率越大. 聂文金等<sup>[25]</sup>

发现, 对于拉伸时连续屈服的F/M双相钢,  $\ln \frac{d\sigma}{d\epsilon}$  与  $\ln\sigma$  一般存在 3 个线性阶段: 初始铁素体均匀变形, 马氏体弹性变形阶段; 受马氏体约束的铁素体变形, 马氏体弹性变形阶段; 铁素体马氏体共同塑性变形阶段. 如果马氏体体积分数较高, 第一阶段被第二阶段代替, 加工硬化表现为 2 个阶段. 图 10 给出了利用修正后的C-J法对实验钢加工硬化行为分析结果,  $m_I$ 、 $m_{II}$ 、 $m_{III}$  分别表示不同阶段应力指数. 可见, 马氏体体积分

数较低的 760 和 780 °C 退火实验钢存在 3 个线性阶段，马氏体体积分数较高的 800 和 820 °C 退火实验钢存在 2 个线性阶段，这与聂文金等<sup>[26]</sup>研究的双相钢结果相似，同时说明实验钢中少量的残余奥氏体对加工硬化影响很小。

由  $\sigma=K\varepsilon^n$  和  $\varepsilon=\varepsilon_0+K\sigma^m$  可知，在颈缩前， $n$  和  $m$  本质上是等价的， $n$  等同于  $1/m$ 。表 2 列出了由修正后的 C-J 法分析得到的实验钢加工硬化各阶段的应力指数以及塑性变形各阶段转变点的应变。可见，760°C 退火实验钢 3 个阶段的应力指数关系为： $1/m_{II}>1/m_I>1/m_{III}$ ；780°C 退火实验钢 3 个阶段的应力指数关系为： $1/m_I>1/m_{II}>1/m_{III}$ ，800 和 820°C 退火实验钢 2 个阶段的应力指数关系为： $1/m_{II}>1/m_{III}$ 。这与图 9 中  $n$  随  $\varepsilon$  增加的整体变化趋势相同。

结合图 9 与表 2 的数据分析可得，760°C 退火实验钢在  $\varepsilon \leq 0.009$  时，为第一阶段，变形主要发生在铁素体中，在外力作用下铁素体内位错密度迅速增加，发生位错塞积，瞬间使实验钢形变抗力增加， $n$  快速上升，随应变增加，基体中可动位错密度增加，导致变形阻力减小，加工硬化效果减弱， $n$  又快速下降。当  $0.009 < \varepsilon < 0.018$  时，为第二阶段，此时  $n$  不降反升，说明这阶段的加工硬化效果增强，与 760°C 时的  $1/m_{II} > 1/m_I$  对应，这可能是由于低温退火时，铁素体体积分数较大，内部可动位错较多导致的。当  $0.018 < \varepsilon < 0.051$  时，为第三阶段，该阶段为铁素体马氏体共同塑性变形阶段， $n$  逐渐下降，在阶段后期快速下降，加工硬化显著减弱，这可能与 760°C 退火后的马氏体体积分数较少，共同作用协调性差有关，这也与 760°C 时的  $1/m_{III}$  最小对应。同理，780°C 退火实验钢的加工硬化效果在第二阶段最高，是铁素体的均匀变形作用，第二阶段次之，与 760°C 有所差别的原因在于铁素体与马氏体比例，影响外力传递，第三阶段最弱。800 和 820°C 退火实验钢由于马氏体体积分数较高，第一阶段被第二阶段代替，直接进入第二阶段，第二阶段的加工硬化效果整体强于第三阶段。从图 9 还可看出，在第三阶段时，随退火温度升高，马氏体体积分数增多，马氏体块增大，应力传递相对容易，使  $n$  迅速下降，并且退火温度越高，时效过程中马氏体回火明显，位错密度降低，抵抗变形能力弱，也使  $n$  降低<sup>[26]</sup>。

表 2 实验钢不同硬化阶段应力指数  $m$  及转变点的应变

Table 2 Stress exponents and strain at the transition points in deformation stages of tested steels by the modified C-J analysis

T/°C	$m_I$	$m_{II}$	$m_{III}$	$\varepsilon_{tr1}/\%$ ( $m_I \rightarrow m_{II}$ )	$\varepsilon_{tr2}/\%$ ( $m_{II} \rightarrow m_{III}$ )
760	2.9	2.0	6.7	0.9	1.8
780	2.6	3.0	8.0	0.8	1.6
800	-	2.8	8.0	-	1.3
820	-	3.3	8.7	-	1.3

$\varepsilon_{tr1}$ -the true strain point of stage 1 to stage 2 in figure 10,  $\varepsilon_{tr2}$ - the true strain point of stage 2 to stage 3 in figure 10

### 3.3 组织结构对加工硬化行为影响分析

研究<sup>[27]</sup>指出，铁素体晶粒尺寸和体积分数、马氏体形貌和分布等结构参数都对高强钢的拉伸行为有显著影响。马氏体的体积分数  $f$  直接影响变形过程中应力在各相间的传递，进而影响屈服强度、加工硬化行为等，马氏体的平均等效直径  $d$  的影响相反<sup>[28,29]</sup>。

本节主要研究结构参数  $\sqrt{f/d}$  对试验钢加工硬化行为的影响<sup>[30,31]</sup>，利用 EBSD 技术统计了实验钢退火后铁素体和马氏体板条束的平均等效晶粒尺寸  $d_F$  和  $d_M$ ，如表 3 所示。本工作将取向差大于 10° 的晶界定义为马氏体板条束界。图 11 为实验钢显微组织的取向成像图，可以直出，760 °C 退火实验钢原始奥氏体晶粒和马氏体板条束比 800 °C 退火钢的细小。采用 HKL CHANNEL 5 软件和下式对退火实验钢  $d_M$  进行了统计。

$$d_M = \left( \frac{4 \sum S_{bi}}{\pi N} \right)^{\frac{1}{2}}$$

式中， $S_{bi}$  为第  $i$  个马氏体板条束面积； $N$  为马氏体板条束个数。

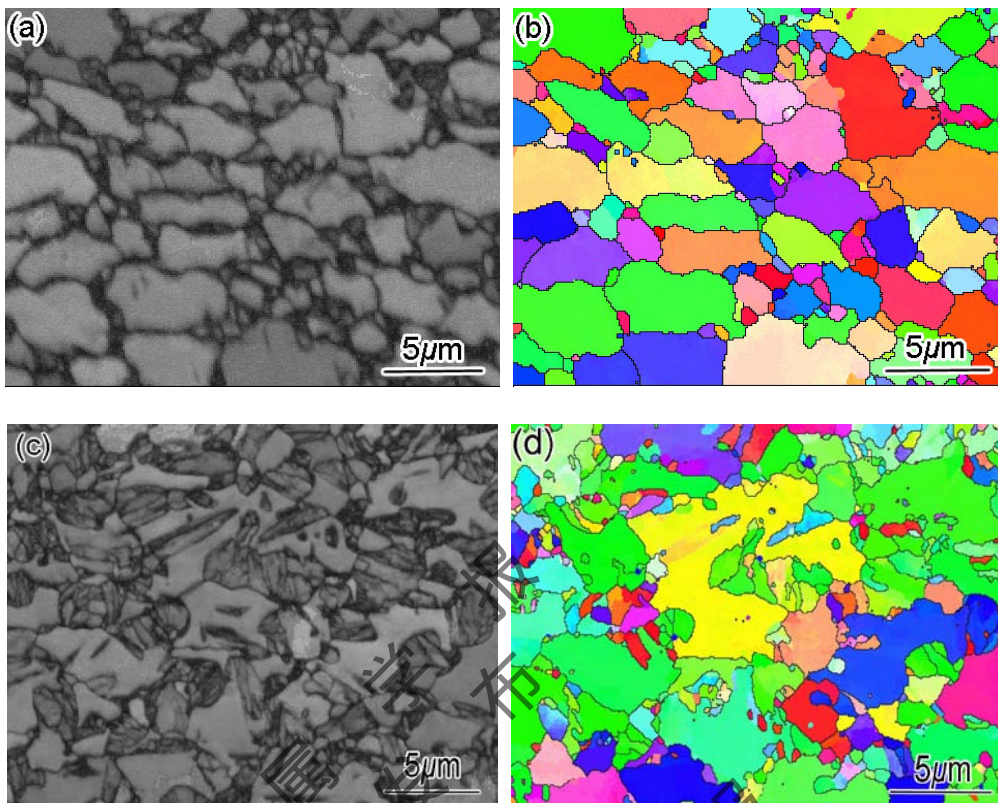


图 11 实验钢的 EBSD 成像图

Fig.11 EBSD images of tested steel. (a) and (c) are image quality maps, (b) and (d) are inverse pole figure (IPF) maps (map (a) (b) were annealed at 760 °C and map (c) (d) were annealed at 800 °C)

统计结果(表 3)显示, 不同退火温度实验钢马氏体板条束平均等效晶粒尺寸分别 0.23、0.51、0.82、1.42 μm, 细小的马氏体板条束中存在的大量的大角度晶界, 可以增加裂纹扩展的阻力, 有效阻碍裂纹的扩展. 表 3 给出了马氏体 $\sqrt{f/d}$  与瞬时n值极值以及 $(n_{max}-n_{min})$ . 图中 $n_{min}$ 和 $n_{max}$ 分别为图 9 中第一阶段起始最低点和上升的最高点n值. 可知, 退火温度从 760 升高到 780 °C 时,  $\sqrt{f/d}$  从 11.07 减小到 7.04,  $n_{max}$ 从 0.58 增加到 0.64;  $n_{min}$ 从 0.38 增加到 0.54,  $\sqrt{f/d}$  对 $n_{min}$ 影响较大, 对 $n_{max}$ 影响较小. 这与研究<sup>[27]</sup>相符. 还可看出,  $(n_{max}-n_{min})$ 随着退火温度的升高, 也即 $\sqrt{f/d}$  的减小, 而减小, 即低温退火时, 马氏体 $\sqrt{f/d}$  对 $(n_{max}-n_{min})$ 影响较大, 这说明低温区这一影响因子较敏感. 这是因为, 当退火温度比较低时,  $\sqrt{f/d}$  较大, 马氏体分散程度大, 在其形成过程中增加铁素体了中可动位错密度, 进而促进实验钢的加工硬化, 使 $(n_{max}-n_{min})$ 较大; 反之,  $(n_{max}-n_{min})$ 较小.

表 3 实验钢退火后等效晶粒尺寸及 n 的极值

Table 2 The equivalent grain size of tested steel after annealing and the extreme values of n

T/°C	$d_F$ μm	$d_M$ μm	$\sqrt{f/d}$ (%·μm <sup>-1</sup> ) <sup>1/2</sup>	$n_{min}$	$n_{max}$	$n_{max}-n_{min}$
760	4.6	0.23	11.07	0.38	0.58	0.20
780	3.7	0.51	9.34	0.46	0.62	0.16
800	2.2	0.82	9.11	0.47	0.63	0.16
820	1.3	1.42	7.04	0.54	0.64	0.10

$d_F$ -diameter of ferrite,  $d_M$ -diameter of martensite,  $\sqrt{f/d}$  -parameter of martensite

图 12 给出了的马氏体与铁素体共同塑性变形的应变范围 $\Delta\epsilon$ (对应于 C-J 中第二、三阶段转折点应变值到发生颈缩时应变值区间的大小)与  $f_M$ (铁素体体积分数)的关系. 由修正后的 C-J 法分析可知, 软相铁素体不仅本身延性好, 增加了材料的均匀延伸率, 而且还提高了马氏体塑性变形的延展范围<sup>[26]</sup>. 由图可见, 当

760 °C退火时, 实验钢铁素体体积分数过大, 且此时马氏体为淬火马氏体(图 2a), 变形过程中应力几乎传递不到马氏体中, 马氏体和铁素体共同作用时塑性变形量很小. 当退火温度为 780~820 °C时, 铁素体体积分数逐渐减少, 马氏体形态逐渐由淬火态变为回火态, 两相共同塑性变形的应变范围显著增大. 这是因为应力由铁素体通过界面传递到马氏体中, 一方面由于周围一定比例的软相铁素体存在, 铁素体减慢了马氏体应力集中的过程; 另一方面, 回火态的马氏体更有利于应力的传递, 因此, 软、硬相的整体配合提高了马氏体与铁素体共同塑性变形的应变范围. 还可看出, 在较高温度退火时, 铁素体体积分数对两相共同塑性变形范围的影响基本稳定. 依此分析, 当铁素体体积分数很小时, 铁素体中可动位错很少, 应力还没来得及传递, 铁素体已经塑性变形, 很可能导致这部分共同的塑性变形又会减小, 这还需要后续实验证实, 如图 12 中的虚线所示.

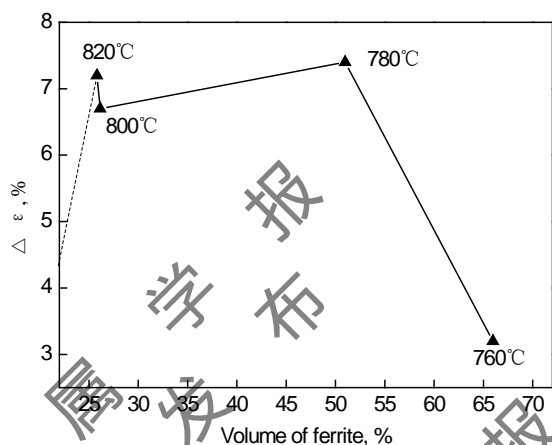


图 12 铁素体体积分数对实验钢塑性变形的影响

Fig.12 Effects of ferrite volume fraction on plastic deformation in tested steel (dotted line maybe the tendency of  $\Delta\varepsilon$  when continue to lower the volume of ferrite)

#### 4 结论

(1)0.14C-2.72Mn-1.3Si 钢退火板显微组织由马氏体、铁素体和少量残余奥氏体组成, 其中, 马氏体部分发生回火, 残余奥氏体或以薄膜状分布在马氏体板条间, 或块状分布在马氏体块内.

(2)0.14C-2.72Mn-1.3Si 钢 800 °C退火后可获得最佳综合力学性能, 屈服强度为 672 MPa, 抗拉强度为 1333 MPa, 总伸长率为 13%, 屈强比 0.5, 强塑积 16.9 GPa·%. 这主要是退火钢精细的组织、合适的组成相比例、一定量残奥共同作用的结果.

(3)实验钢颈缩前的  $n$  随真应变增基本上是快速增加后减小, 但不同温度退火实验钢  $n$  较小趋势不同. 采用修正后的 C-J 法对实验钢多阶段加工硬化行为进行分析得出, 760°C退火实验钢 3 个阶段的应力指数关系为:  $1/m_{II} > 1/m_{I} > 1/m_{III}$ ; 780°C退火实验钢 3 个阶段的应力指数关系为:  $1/m_{I} > 1/m_{II} > 1/m_{III}$ , 800 和 820°C退火实验钢 2 个阶段的应力指数关系为:  $1/m_{II} > 1/m_{III}$ . 这与  $n$  随  $\varepsilon$  增加的整体变化趋势相同.

(4)低温退火后马氏体  $\sqrt{f/d}$  对  $(n_{max}-n_{min})$  影响较大; 铁素体体积分数对马氏体与铁素体共同塑性变形的应变范围  $\Delta\varepsilon$  有显著影响, 低温时铁素体体积分数过高, 共同变形范围小, 高温时范围逐渐增大, 过高温度时可能又减小.

#### 参考文献

- [1] Hayami S, Furukawa T. Microalloying 75. New York: Union Carbide Corp, 1977: 311
- [2] Matsumura O, Sakuma Y, Takechi H. *Scr Metall*, 1987; 21: 1301

- [3] Sugimoto K, Misu M, Kobayashi M, Shirasawa H. *ISIJ Int*, 1993; 33: 775
- [4] Bouaziz O, Guelton N. *Mater Sci Eng*, 2001; A319-321: 246
- [5] Barnett M R. *Mater Sci Eng*, 2007; A464: 1
- [6] Speer J G, Matlock D K, De Cooman B C, Schroth J G. *Acta Mater*, 2003; 51: 2611
- [7] Matlock D K, Brautigam V E, Speer J G. *Mater Sci Fo-rum*, 2003; 426-432: 1089
- [8] Jiang H T, Tang D, Mi Z L, Chen Y L. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2010, 32(2): 201  
(江海涛, 唐获, 米振莉, 陈雨来. 北京科技大学学报, 2010 32(2): 201)
- [9] Nouri A, Saghafian H, Kheirandish S.. *J Iron Steel Res, Int*, 2010, 17(5): 44
- [10] Fan Y, Wang M L, Zhang H, Tao H B, Zhao P, Li S Q. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2013, 35(5): 607  
(范倚, 王明林, 张慧, 陶红标, 赵沛, 李士琦. 第三代汽车钢的热塑性及断裂机理. 北京科技大学学报, 2013, 35(5): 607)
- [11] Zhong N, Wang X D, Wang L, Rong Y H. *Mater Sci Eng A*, 2009, 506(1): 111
- [12] Li Z, Zhao A M, Tang D, Mi Z L, Jiao D H. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2012, 34(2): 132  
(李振, 赵爱民, 唐获, 米振莉, 焦殿辉. 北京科技大学学报, 2012, 34(2): 132)
- [13] Zhang L Y, Wu D, Li Z. *J Iron Steel Res, Int*. 2012;19(2): 42  
(张凌云, 吴迪, 李壮. 钢铁研究学报, 2012;19(2): 42)
- [14] Koh-ichi S, Daiki F, Nobuo Y. *Pro Eng*, 2010; 2: 359
- [15] Speich G R, Demarest V A, Miller R L. *J. Metal Trans A*, 1981, 12(8): 1419
- [16] Anazadeh A S, Sh.K. *Mater Sci Eng A*, 2012; 532: 21
- [17] Rosenberga G, Sinaiováa I, Juhar L. *Mater Sci Eng A*, 2013, 582: 347
- [18] Yan S, Liu X H, Liu W J, Lan H F, Wu H Y. *Acta Metall Sin*, 2013; 49: 917  
(闫述, 刘相华, 刘伟杰, 蓝慧芳, 吴红艳. 金属学报. 2013; 49: 917)
- [19] 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)
- [20] Mohammad R A, Ekrami A. *Mater Sci Eng A*, 2008, 477: 30
- [21] Kang Y L, Kuang X, Yin X D. *Auto Technol& Matel*, 2006; 5: 1  
(康永林, 邝霜, 尹显东. 汽车工艺与材料. 2006; 5: 1)
- [22] Ren Y Q, Xie Z J, Shang C J. *Acta Metall Sin*. 2012; 48: 1074  
(任勇强, 谢振家, 尚成嘉. 金属学报. 2012; 48: 1074)
- [23] Li Y L. *J Chongqing Univ (Nat Sci )*, 2001; 24 (3): 58  
(李玉兰. 重庆大学学报(自然科学版). 2001; 24(3): 58)
- [24] Colla V, Sanctis D M, Dimatteo A. *Metal Mater Trans*. 2009; 40 ( 11 ) : 2557
- [25] Nie W J, Shang C J, Guan H L, Zhang X B, Chen S H, *Acta Metall Sin*. 2012; 48: 298  
(聂文金, 尚成嘉, 关海龙, 张晓兵, 陈少慧. 金属学报. 2012; 48: 298)
- [26] Zhao Z Z, Ye J Y, Wang Z Z, Zhao A M. *J Shenyang Univ Technol*. 2013; 35: 36  
(赵征志, 叶洁云, 汪志刚, 赵爱民. 沈阳工业大学学报. 2013; 35: 36)
- [27] Seyedrezai H, Pilkey A K, Boyd J D. *Mater Sci Eng A*, 2014; 594: 178
- [28] Mazinani M, Poole W J. *Metal Mater Trans*. 2007; A38: 328
- [29] Lanzillotto C A N, Pickering F B. *Metal Sci*. 1982; 16:371
- [30] Ashby M F. *Philos Mag*. 1966; 14: 1157
- [31] Ashby M F. *Philos Mag*. 1970; 21:399