

铁素体/贝氏体双相钢的变形和断裂特性

蔡明晖¹ 丁桦¹ 张建苏² 李龙³ 唐正友¹

1. 东北大学材料与冶金学院 沈阳 110004
2. 上海宝钢集团公司技术中心 上海 201900
3. 日本国立材料科学研究所 东京 305-0047

摘要 对一种低碳硅锰钢进行 TMCP 实验, 获得了不同铁素体形态的铁素体/贝氏体双相钢 (FB 钢). 研究了 FB 钢在单轴拉伸下的变形行为及断裂特性, 结果表明: 在均匀塑性变形阶段, FB 钢的瞬时加工硬化指数 n^* 值与真应变 ε 的关系曲线可分为 n^* 值较高、 n^* 值随 ε 缓慢下降以及 n^* 值随 ε 迅速下降三个阶段. 与等轴铁素体/贝氏体双相钢相比, 准多边形铁素体/贝氏体双相钢的强度和低应变区的 n^* 值均比较高. FB 钢拉伸试样颈缩区的孔洞或微裂纹产生在 F-B 相界面附近和铁素体内, 有助于减弱裂纹尖端附近的局部应力集中, 改善钢材的抗裂纹扩展性能.

关键词 金属材料, 铁素体/贝氏体双相钢, 单轴拉伸, 变形行为, 断裂特性

分类号 TG142

文章编号 1005-3093(2009)01-0083-06

Deformation and fracture characteristics of ferrite/bainite dual-phase steels

CAI Minghui¹ DING Hua^{1*} ZHANG Jiansu² LI Long³ TANG Zhengyou¹

1. School of Materials and Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110004

2. Technology Center, Baoshan Iron & Steel Group Co., Shanghai 201900

3. National Institute for Materials Science, Japan, Tsukuba 305-0047

Manuscript received April 25, 2008; in revised form June 5, 2008.

* To whom correspondence should be addressed, Tel:(024)83686458, E-mail: hding@263.net

ABSTRACT The deformation and fracture characteristics of a low carbon Si-Mn steel with ferrite/bainite dual-phase structure were investigated by thermo-mechanical controlled process (TMCP). The results showed that the curves of the instantaneous work-hardening factor n^* value versus true strain ε are made up with three stages during uniform plastic deformation: n^* value is relatively higher at stage I, decreases slowly with ε in stage II, and then decreases quickly with ε in stage III. Compared to the equiaxed ferrite/bainite dual-phase steel, the quasi-polygonal ferrite/bainite dual-phase steel shows higher tensile strength and n^* value in the low strain region. The voids or micro-cracks formed not only at ferrite-bainite interfaces but also within ferrite grains in the necked region, which can improve the property of resistance to crack propagation by reducing local stress concentration of the crack tips.

KEY WORDS metallic materials, ferrite/bainite dual-phase steel, uniaxial tension, deformation behavior, fracture characteristics

热轧双相钢具有强度高、屈强比低、初时加工硬化率高以及强度和韧性良好配合等优点, 是目前应用最多的先进高强度 (Advanced High Strength Steel, AHSS) 钢种之一 [1,2]。与传统的铁素体/马氏体双相钢 (DP 钢) 相比, 铁素体/贝氏体双相钢 (FB 钢) 具有高强度和冷成形性的配合, 焊接、疲劳以及延伸凸缘性能良好, 是汽车底盘和车轮等行走部件用热轧

高强度钢板的理想材料 [3]。

目前, 国内外对 FB 钢的组织性能及某些特性开展了广泛研究 [4-8]。FB 钢在单轴拉伸条件下的连续屈服特性与贝氏体的含量以及组织中可动位错的密度有关 [4]; 示波冲击实验结果表明, 仿晶界型铁素体/贝氏体 (FGBA/B) 钢具有良好的抗裂纹扩展能力, 强韧性配合良好 [5,6]; 李龙等 [7,8] 研究了低碳锰 FB 钢的组织性能及单轴拉伸下的力学行为, 证实 Hollomon 方程可描述 FB 钢的流变曲线。本文对一种低碳硅锰钢进行 TMCP (Thermo-Mechanical

Control Process) 实验获得具有准多边形/等轴铁素体和贝氏体组织的 FB 钢, 研究其在单轴拉伸下的变形特性, 并利用扫描电镜对拉伸试样颈缩区孔洞或微裂纹的分布及断裂特性作进一步观察分析.

1 实验方法

实验用钢的化学成分(质量分数, %)为: C 0.077, Si 0.56, Mn 1.43, S 0.0027, P 0.0049, N 0.0038. 用真空感应电炉熔炼后浇铸成 50 kg 的铸锭, 再锻造成尺寸为 30 mm×100 mm×100 mm 的热轧实验坯料. 用 Gleeble-1500 热模拟机测出实验钢在冷速为 2 °C/s 下的 A_{r3} 为 735 °C, 用 Thermo-calc 软件计算出的 A_{e3} 为 848 °C.

在配有冷却装置的 $\phi 450$ mm 轧机上进行 TMCP 实验, 其工艺流程在图 1 中给出. 使用层流喷水方式冷却轧件, 通过调节冷却水的流量和水冷设备的组数来控制冷却速度: 前一阶段冷却时间为 7-9 s; 后一阶段冷却时间为 2-3 s. 随后置入保温箱中缓冷至室温, 模拟实际生产过程中的板带卷取过程.

沿板材的纵向截取标准拉伸试样, 用 CMT5105

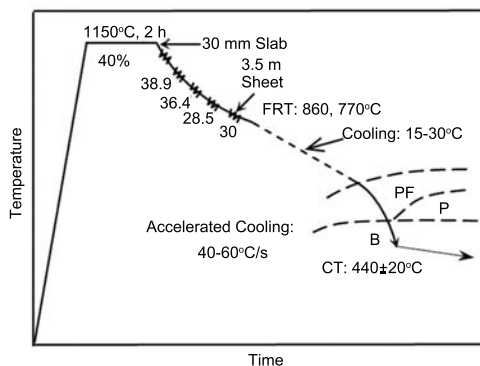


图 1 实验钢的热轧工艺示意图

Fig.1 Schematic representation of laboratory simulation of TMCP

型微机控制电子万能实验机, 测量其力学性能, 拉伸速率为 3 mm/min. 在 LEICA Q550IW 金相显微镜下观察拉伸前的微观组织, 并借助 OLYCIS 图象分析软件测量铁素体的平均晶粒尺寸及第二相的体积分数. 用 SSX500 扫描电镜观察拉伸试样断口的形貌, 以及纵剖面上颈缩区内的孔洞和裂纹的分布情况.

2 结果与讨论

2.1 铁素体/贝氏体组织的形成

从图 2 可以看出, 1 号和 2 号试样的热轧组织主要由铁素体和贝氏体等构成. 1 号试样中铁素体界面不清晰, 呈高度的不规则形状, 主要为准多边形铁素体, 贝氏体的体积分数约为 30.8%; 2 号试样中铁素体晶粒多呈等轴状, 贝氏体的体积分数约为 21.2%. 图 3 为试样的透射电镜组织, 准多边形铁素体和等轴铁素体形貌分别在图 3a 和 3c 中给出. 图 3b 和 3d 表明, 1 号和 2 号试样中的贝氏体由大致平行的板条铁素体组成, 铁素体板条宽度约为 0.5-1 μm , 这种微细化的贝氏体铁素体板条能提高实验钢的强度和韧性.

由图 2 可知, 终轧温度的变化使实验钢组织中铁素体的形貌发生了明显的变化. 当终轧温度 FRT (finish rolling temperature) 为 860 °C 时, FRT 高于 A_{e3} , 实验钢变形处在奥氏体未再结晶区或奥氏体部分再结晶区, 材料经变形获得的组织缺陷和形变能累积作用小, 发生铁素体相变的驱动力较小, 因此其铁素体应该是在终轧后冷却过程中析出的. 由于 1 号试样第一阶段冷却速度较快, 在低的转变温度下, 碳原子的扩散过程变得缓慢, 使形核的铁素体来不及充分长大, 而变成高度不规则的准多边形铁素体. 当 FRT 降为 770 °C 时, 低温变形造成了大量的变形带和高密度位错区, 使铁素体的临界形核功降低, 同时, 温度过冷使形核驱动力增加, 形核速率急剧上升, 在随后的冷却过程中形成细小等轴的铁素体 [9].

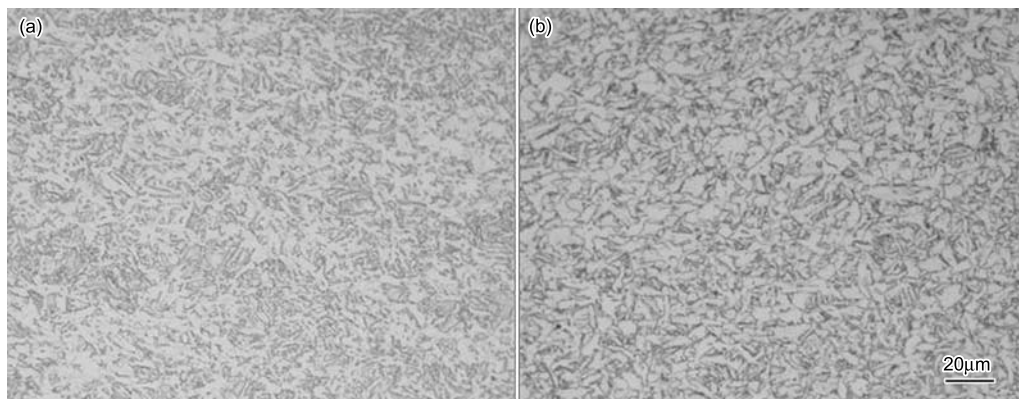


图 2 不同终轧温度试样的金相组织

Fig.2 Microstructures of experimental steels with different finish rolling temperature. (a) 860 °C (sample 1); (b) 770 °C (sample 2)

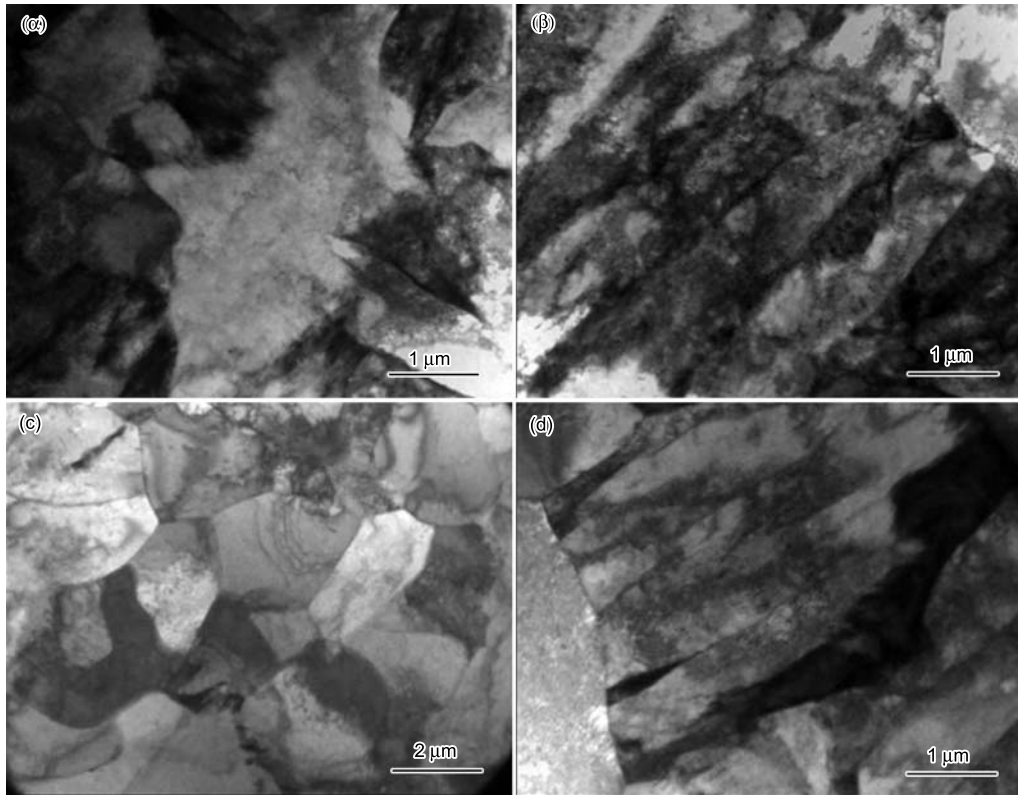


图3 实验钢的 TEM 组织

Fig.3 TEM micrographs of the sample 1, quasi-polygonal ferrite (a) and bainitic ferrite laths (b), sample 2, equiaxed ferrite(c) and bainitic ferrite laths (d)

2.2 FB 钢单轴拉伸下的变形特性

从图 4 可以看出,与等轴铁素体/贝氏体双相钢相比,准多边形铁素体/贝氏体双相钢的强度较高,但延伸率有所降低.这除了与组织中贝氏体的体积分数有关之外,还与铁素体的形貌及分布有关.由于 1 号试样中贝氏体的体积分数较高,且铁素体是在较低的温度下形成的,所以该试样的强度较高,但塑性略有降低.图 4 也表明,两种铁素体形态的 FB 钢均具有低的屈强比,工程应力-应变曲线没有明显的屈服点或屈服点伸长,即表现为连续的屈服特性. FB 钢的这种屈服特性与贝氏体的含量以及组织中可动位错的密度有关^[4].

在金属薄板成形中,硬化指数 n 值是一个极为重要的成形参数. n 值大可以起到变形均匀化、扩展变形区、减少毛坯的局部变薄以及增大极限变形参数等作用.目前,普遍利用 Hollomon 方程在双对数坐标系中计算 n 值,该方法是假设材料的 n 值在变形过程中为常数,而实际上多数材料在均匀变形阶段的 n 值并非常数.因此,即使采用相同的方法,也会因取值范围不同而得到的 n 值相差较大.为此,由 Hollomon 方程推导出瞬时加工硬化指数 n^* 值的公式,即: $n^* = (\epsilon/\sigma)(d\sigma/d\epsilon)$,探讨了 FB 钢的 n^* 值随着真应变 ϵ 变化的演变规律(图 5).图 5 表明,在均匀

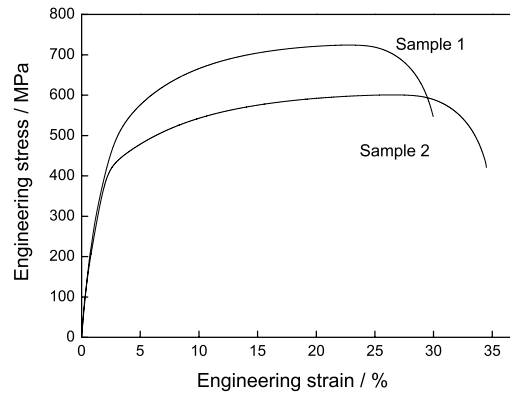


图4 实验钢的工程应力与应变曲线

Fig.4 Engineering stress versus strain curves of FB steel

塑性变形阶段,FB 钢的 n^* 值随 ϵ 增加呈逐渐减小趋势,且 $n^*-\epsilon$ 曲线大体可以分为三个阶段:第 I 阶段 n^* 值较高;第 II 阶段 n^* 值随 ϵ 增加而缓慢下降;第 III 阶段 n^* 值随 ϵ 增加而迅速下降.

材料的 n^* 值随着 ϵ 的变化特性与其组织结构特征密切相关.第一阶段的 n^* 值较高,与贝氏体周围的可动位错使铁素体产生均匀变形有关^[10].在应变较小,位错的运动主要以平面滑移为主,位错硬化机制占主导.此时,铁素体优先发生塑性变形,贝

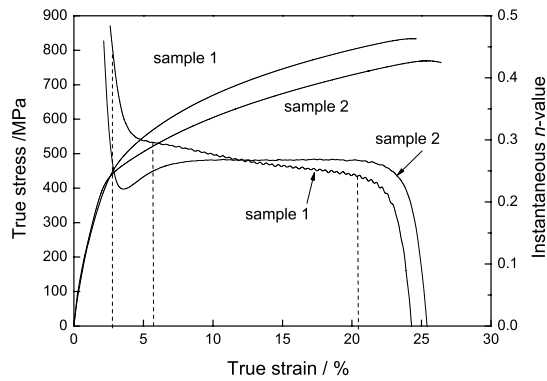


图5 实验钢的真应力和瞬时硬化指数与应变的关系

Fig.5 True stress and instantaneous n -value versus true strain curves of FB steel

氏体只有弹性变形, 必然在两相界处表现出一定的塑性应变不相容, 使相界面附近的铁素体中位错塞积缠结. 贝氏体的含量越多, 位错密度越高, n^* 值也就越大. 图5也表明, 低应变区1号试样的 n^* 值大于2号试样. 随着应变量的增加, 形变组织中塞积的位错可能在外加应力作用下穿过障碍, 使贝氏体产生一定的塑性变形, 可使拉伸变形中产生的局部应力集中得到松弛, 使两相之间的应变不协调性降低, 从而导致 n^* 值随应变的增加而缓慢下降. 第三阶段的 n^* 值迅

速下降可能与铁素体进一步变形产生交滑移以及大部分的贝氏体产生屈服有关.

2.3 FB 钢单轴拉伸下的断裂特性

图6为1号和2号试样的拉伸断口形貌. 可以看出, 1号和2号试样的断口均为延性断口, 韧窝呈等轴或抛物线状. 1号试样中铁素体主要为准多边形铁素体(图2a), Rodrigues等认为^[11], 准多边形铁素体是由扩散控制的相变产物, 塑性较好. 在裂纹扩展过程中, 强度较低的准多边形铁素体在裂纹尖端附近应力场作用下产生较大的塑性变形, 减少了应力集中, 提高了抗脆性断裂能力. 对于2号试样, 大部分铁素体为等轴状, 且晶粒尺寸细小(图2b). 当裂纹穿过晶界扩展时, 晶粒愈细, 晶界愈多, 裂纹扩展过程中绕曲的次数愈多, 扩展所需的能量愈大, 钢材的韧性愈好^[12].

在试样的颈缩区内, 形成了较多的孔洞和微裂纹(图7), 主要产生在铁素体内或F-B相界面附近. DP钢在拉伸断裂的颈缩过程中, 孔洞或微裂纹主要产生在F-M或M-M相界面附近^[13,14], 其抗裂纹扩展能力较差主要与裂纹沿两相界面传播有关. 但是, 贝氏体完全或部分取代DP钢中的马氏体, 即形成FB钢或F+B+M复相钢, 材料具有更好的韧性. 这是由于

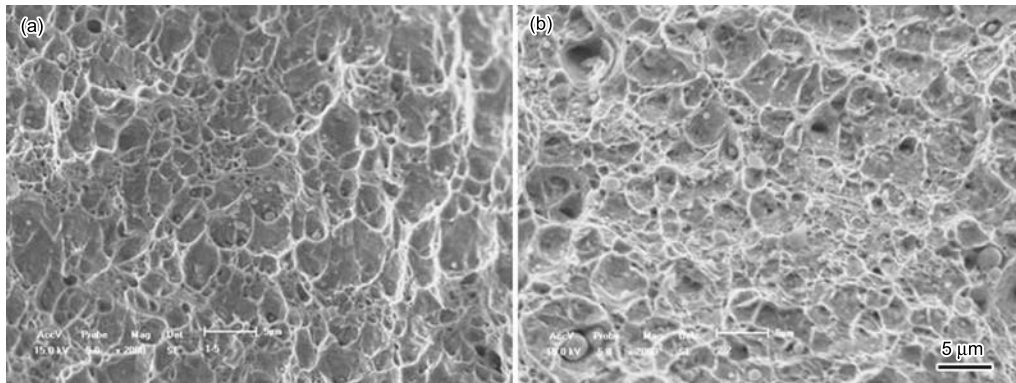


图6 实验钢拉伸后的断口扫描照片

Fig.6 Fracture surface of the samples, (a) sample 1, (b) sample 2

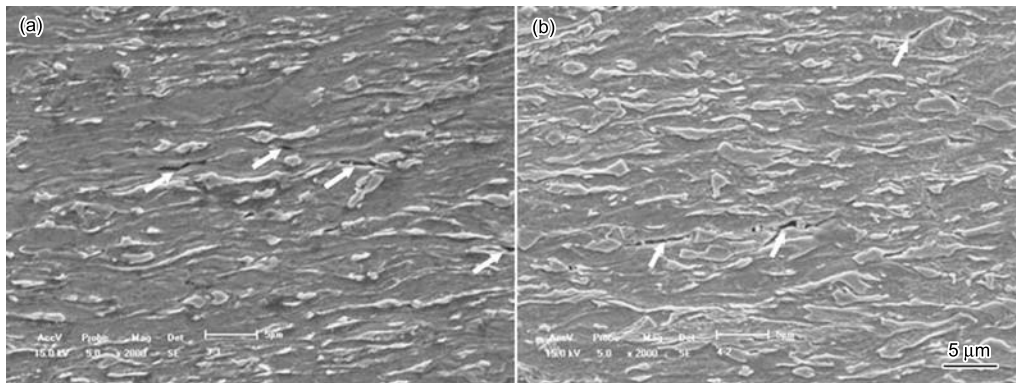


图7 拉伸断口纵剖面处的扫描照片

Fig.7 Fracture surface of the samples, (a) sample 1, (b) sample 2

用贝氏体代替马氏体,使硬相与软相之间的硬度比减少,有助于改善硬相的韧性,并使两相之间的变形较为协调。即铁素体产生较大塑性变形的同时,贝氏体也有一定的屈服,从而减少了两相界面产生孔洞或微裂纹的几率。另外,由于铁素体是软相,当孔洞或微裂纹产生在铁素体内时,强度较低的铁素体在应力场的作用下产生较大的塑性变形,减弱了裂纹附近的局部应力集中,从而阻止裂纹扩展,改善了钢材的塑性及抗裂纹扩展性能。

综上所述,低碳硅锰 FB 钢具有良好的变形以及断裂韧性,与组织中铁素体的形态、尺寸、体积分数以及贝氏体的形貌与分布都有密切关系。由于奥氏体向贝氏体相变时产生的体积膨胀使铁素体中可动位错的密度较高,强韧化的贝氏体铁素体板条以及结合良好的 F-B 界面等都导致 FB 钢的初始加工硬化率升高,使微孔的产生和聚集发生困难,推迟缩颈的发生。在塑性变形的开始阶段,低合金高强度钢 (HSLA 钢) 的 n^* 值约为 0.2, DP 钢的 n^* 值为 0.3 左右,而 FB 钢的 n^* 值高达 0.45 左右^[15]。即与 HSLA 钢和 DP 钢相比,FB 钢在低应变区具有明显高的加工硬化值,这种早期加工硬化行为有利于提高材料在成形过程中应变分配的均匀性,防止成形过程中早期鼓起和褶皱的发生。另外,按照 Ashby-Mileiko 综合变形理论^[10],为了提高 FB 钢初始阶段的 n^* 值,应增加贝氏体的体积分数或细化贝氏体铁素体板条尺寸。但是贝氏体的体积分数过高,会使均匀延伸下降,成形性能恶化;为了提高 FB 钢的韧性,应提高其均匀延伸,即降低贝氏体的体积分数,缩小贝氏体与铁素体两相之间的硬度比。因此,为了获得综合性能良好的 FB 钢,应考虑改善初始加工硬化速率及均匀延伸两方面的共同因素,对有利于前者而不利后者或相反的因素加以限制。其主要途径包括:(1) 为了提高铁素体相的强度,在保证理想的铁素体和贝氏体含量比的前提下,适当提高第一阶段的水冷速度,以减小铁素体的晶粒尺寸;(2) 通过增加固溶强化元素(如 Si、Nb 等)的含量等来提高铁素体的强度;(3) 合理控制第二阶段的水冷速度及卷取温度,力求使贝氏体组织均匀、微细化,以利于提高初始加工硬化速率和均匀延伸。

3 结 论

1. 当终轧温度 FRT 略高于 A_{e3} (860 °C) 时,FB 钢的组织主要由准多边形铁素体/贝氏体组成,当 FRT 降至 A_{e3} 和 A_{r3} 之间时(770 °C),主要由等轴铁素体/贝氏体组成。具有准多边形铁素体/贝氏体组织的双相钢有较高的强度和初始瞬时硬化指数。

2. 在均匀塑性变形阶段,FB 钢的瞬时加工硬化指数 n^* 值与真应变 ε 的关系曲线可分为三个阶段:第 I 阶段 n^* 值较高;第 II 阶段 n^* 值随着 ε 的增加而缓慢下降;第 III 阶段 n^* 值随着 ε 的增加而迅速下降。与 HSLA 钢和 DP 钢相比,FB 钢在低应变区具有明显高的加工硬化值。

3. 在拉伸断裂的颈缩过程中,FB 钢中的孔洞或微裂纹多产生在铁素体内或 F-B 相界面附近。强度较低的铁素体在应力场的作用下产生较大的塑性变形,有利于减弱裂纹附近的局部应力集中,提高钢材的抗裂纹扩展能力。

参 考 文 献

- 1 A.Kumar, S.B.Singh, K.K.Ray, Influence of bainite/martensite-content on the tensile properties of low carbon dual-phase steels, *Materials Science Engineering A*, **474**, 270(2008)
- 2 KANG Yonglin, *Quality Controlling and Forming Property of Modern Automobile Steel Plates* (Beijing, The Press of Metallurgical Industry, 1999) p.129
(康永林,现代汽车板的质量控制与成形性(北京,冶金工业出版社,1999) p.129)
- 3 M.Takahashi, Development of high strength steels for automobiles, *Nippon Steel Technical Report*, **88**, 3(2003)
- 4 A.Barbacki, The role of bainite in shaping mechanical properties of bainite, *Journal of Materials Processing Technology*, **53**, 57(1995)
- 5 XU Pingguang, FANG Hongsheng, BAI Bingzhe, WANG Zhenjia, YANG Zhigang, HUANG Jinfeng, New duplex microstructure of grain boundary allotriomorphic ferrite/granular bainite, *Journal of Iron and Steel Research International*, **9**(2), 33(2002)
- 6 XU Pingguang, BAI Bingzhe, FANG Hongsheng, WANG Zhenjia, WANG Jianping, PAN Yongkun, Development of grain boundary allotriomorphic ferrite/granular bainite duplex steel, *Journal of University of Science and Technology Beijing*, **10**(2), 39(2003)
- 7 LI Long, DING Hua, DU Linxiu, SONG Hongmei, ZHENG Fang, Microstructures and mechanical property of low carbon manganese steel with grain boundary allotriomorphic ferrite/bainite structure, *Acta Metallurgica Sinica*, **42**(11), 1227(2006)
(李 龙, 丁 桦, 杜林秀, 宋红梅, 郑 芳, 仿晶界型铁素体/贝氏体低碳锰钢的组织 and 力学性能, *金属学报*, **42**(11), 1227(2006))
- 8 LI Long, DING Hua, WEN Jinglin, SONG Hongmei, ZHANG Pijun, Mechanical behaviors of a low carbon steel with a duplex microstructure of bainite and ferrite, *Chinese Journal of Materials Research*, **21**(5), 517(2007)
(李 龙, 丁 桦, 温景林, 宋红梅, 张丕均, 铁素体/贝氏体复相组织低碳钢的力学特性, *材料研究学报*, **21**(5), 517(2007))

- 9 XU Yunbo, YU Yongmei, WU Di, WANG Guodong, Mathematical model of ferrite transformation of Nb microalloyed steels through low temperature heavy deformation, *Chinese Journal of Materials Research*, **20**(2), 131(2006)
(许云波, 于永梅, 吴迪, 王国栋, 低温变形 Nb 微合金钢铁素体相变的数学模型, *材料研究学报*, **20**(2), 131(2006))
- 10 MA Mingtu, *Dual-Phase Steels-Metallurgy of Physics and Mechanics* (Beijing, The Press of Metallurgical Industry, 1988) p.137
(马鸣图, 双相钢 - 物理和力学冶金 (北京, 冶金工业出版社, 1988) p.137)
- 11 P.C.M.Rodrigues, E V.Pereloma, D.B.Santos, Mechanical properties of an HSLA bainitic steel subjected to controlled rolling with accelerated cooling, *Materials Science Engineering A*, **283**, 136(2000)
- 12 QIAN Zhiping, *Deformation and Fracture of Materials* (Shanghai, The Press of Tongji University, 1989) p.270
(钱志平, 材料的变形与断裂 (上海, 同济大学出版社, 1989) p.270)
- 13 M.Erdogan, The effect of new ferrite content on the tensile fracture behavior of dual phase steels, *Journal of Materials Science*, **37**, 3623(2002)
- 14 K.Hasegawa, K.Kawamura, T.Urabe, Y.Hosoya, Effects of microstructure on stretch-flange-formability of 980 MPa grade cold-rolled ultra high strength steel sheets, *ISIJ International*, **44**(3), 603(2004)
- 15 M.F.Shi, SUN Zhongming, Comparing moulding properties between dual-phase steel and HSLA steel, *The World Iron & Steel*, **4**, 18(2002)
(M.F.Shi, 孙忠明, 双相钢和低合金高强度钢成形性能的对比较, *世界钢铁*, **4**, 18(2002))