

DOI: 10.13228/j.boyuan.issn0449-749x.20180084

热轧 DP600 汽车用钢的微观结构特征与力学性能

朱瑞琪, 宋新莉, 郑爱琴, 陈荣东, 贾 涓, 范丽霞

(武汉科技大学省部共建耐火材料与冶金国家重点实验室, 湖北 武汉 430081)

摘 要: 为了研究热轧 DP600 汽车用钢的微观结构特征及力学性能, 使用扫描电子显微镜(SEM)、透射电子显微镜(TEM)等分析了试验钢的组织、夹杂物及位错结构等, 借助万能拉伸试验机测试了试验钢的强度与塑性。结果表明, 热轧 DP600 汽车用钢的组织是铁素体+马氏体, 随着应变量的增加, 位错密度增加, 位错缠结更为严重, 在夹杂物与基体界面处、铁素体晶界处萌生微孔, 马氏体发生断裂。热轧 DP600 试验钢的屈服强度为 394.9 MPa, 抗拉强度为 641.6 MPa, 塑性应变指数为 0.154, 屈强比为 0.616, 力学性能超过同级别的冷轧退火双相钢板指标。

关键词: 热轧双相钢; 微观结构; 微孔形成; 位错

文献标志码: A **文章编号:** 0449-749X(2018)09-0057-06

Microstructure characteristic and mechanical properties of hot rolled DP600 steel

ZHU Rui-qi, SONG Xin-li, ZHENG Ai-qin, CHEN Rong-dong, JIA Juan, FAN Li-xia

(State Key Laboratory of Refractory Materials and Metallurgy, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081, Hubei, China)

Abstract: In order to research the microstructure characteristic and mechanical properties of high strength dual phase steel DP600, the strength and plasticity was measured by tensile testing machine. The microstructure and inclusion and dislocation were analyzed by scanning electron microscope and transmission electron microscope. The results showed that the ferrite and martensitic were both obtained in dual phase steel DP600. With the increase of static stretching strain, the dislocation density increased and the dislocation tangle was more serious and crack initiated at the interface of inclusions or at the grain boundary of ferrite and the crack was found in martensite island. The yield strength was 394.9 MPa, tensile strength was 641.6 MPa. Plastic strain hardening index n was 0.154 and yield ratio was 0.616. The mechanical properties of hot rolled DP600 steel were higher than the cold rolled and annealing dual phase steel of the same class.

Key words: hot rolled dual phase steel; microstructure characteristic; crack initiation; dislocation

进入 21 世纪后, 在汽车轻量化的推动下, 轻合金、塑料和纤维增强材料不断涌入汽车制造行业。然而轻合金的昂贵成本和纤维增强材料、塑料的低回收利用率, 使得钢铁材料仍旧占据着汽车用材行业的主导地位^[1-3]。而双相钢由于具有优良的性能, 已逐渐成为未来汽车用钢的首选钢种之一。

双相钢(dual phase steel, 简称 DP 钢)是指低碳钢或低碳合金钢经过临界区热处理后控制轧制工艺而得到的, 主要由铁素体和马氏体组成的先进高强度钢(advanced high-strength steel, AHSS)。普通的高强钢是通过控制轧制细化晶粒, 并通过微合金元素的碳氮化物的析出强化基体的, 而双相钢是在纯净的铁素体晶界或晶粒内弥散分布着较硬的马

氏体相, 因此其强度与韧性得到了很好的协调^[4-8]。双相钢的塑性和强度是由铁素体和马氏体的比例来决定的, 其具有以下力学性能特点: 应力-应变曲线无不连续屈服现象; 具有较高的加工硬化速率和高的初始硬化率; 低的屈服强度和高的抗拉强度; 较高的伸长率; 良好的烘烤硬化性能等。因而满足了汽车多种部件的应用条件, 尤其是其所具有的高强度可使汽车重量减轻, 从而兼顾了汽车的安全性和节能性^[9-12]。热轧双相钢与冷轧双相钢相比, 生产流程简单, 具有成本低、生产规模大及综合性能良好等优点, 因此受到国内外的广泛关注。热轧双相钢的研发应用减少了能源的消耗和环境的污染, 对于汽车工业的发展和社会的进步都有积极的意义^[13]。

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51575408)

作者简介: 朱瑞琪(1992—), 女, 硕士生; **E-mail:** 824565556@qq.com; **收稿日期:** 2018-03-06

通讯作者: 宋新莉(1973—), 女, 博士, 教授; **E-mail:** xlsong@wust.edu.cn

本文以热轧 DP600 汽车用钢为研究对象,系统地研究了热轧 DP600 双相钢组织特征、裂纹萌生、不同应变量位错结构的演变以及力学性能。

1 试验材料与方法

DP600 试验钢在真空感应炉中冶炼,其化学成分见表 1,铸坯加热温度为 1 200 ℃,在试验机上进行 7 道次轧制,开轧温度为 1 150 ℃,终轧温度为 900 ℃,轧成厚度为 3.4 mm,控冷到 650 ℃保温一定时间,然后超快冷到低于 200 ℃进行卷取。将试验钢切成 8 mm×10 mm 的小块分别对表面进行磨制、机械抛光和腐蚀,利用扫描电镜(SEM)观察试验钢组织及夹杂物。力学性能测试标准试样如图 1 所示,试样尺寸依据金属材料拉伸试验标准(ASTM E8)^[14]。拉伸试验在万能拉伸试验机上进行,试样上加引伸计,借助计算机全程跟踪完成拉伸试验,拉伸试验在室温条件下进行,拉伸速率为 10^{-3} s^{-1} ,试验过程中应确保试样中心线与夹具的中线重合,在固定期间不出现弯折现象。借助透射电镜(TEM)JEOL JEM-2010 分析了不同应变($\varepsilon=0$ 、0.16、0.26)条件下的位错特征。TEM 分析的试样沿着拉伸试样标距部位并与拉应力方向平行部位取样,线切割成 8 mm×10 mm 试样并磨到 0.1 mm,然后冲出直径为 3 mm 的圆片,在 4% 高氯酸溶液中双喷减薄,然后在高分辨 TEM 电镜中分析位错结构及特点。

表 1 DP600 试验钢化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of dual phase steel DP600						%
C	Si	Mn+Cr	P	S	Al _s	
0.056	0.14	1.78	0.042	0.004 3	0.055	

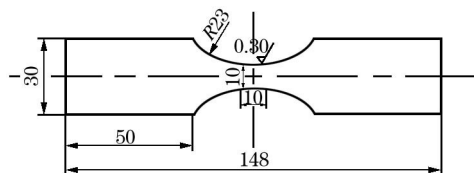


图 1 拉伸试样外形尺寸(mm)

Fig. 1 Shapes and sizes of tensile sample

2 结果与分析

2.1 热轧 DP600 钢的力学性能及应变硬化行为

图 2 所示为试验钢的应力-应变曲线,力学性能指标见表 2。热轧 DP600 汽车用钢的屈服强度为 394.9 MPa,抗拉强度为 641.6 MPa,塑性应变指数为 0.154,屈强比(R_{el}/R_m)为 0.616。本试验研究的热

轧 DP600 双相钢的抗拉强度超过了冷轧 DP600 钢的抗拉强度(621 MPa)水平^[15]。

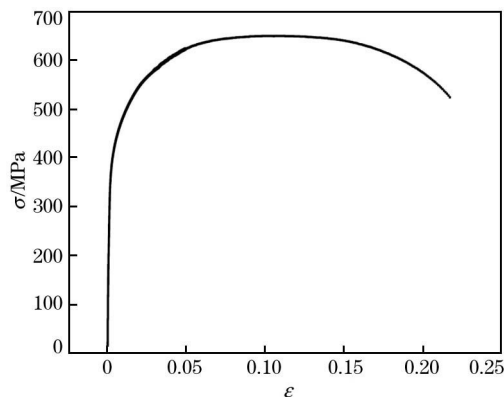


图 2 试验钢 DP600 的应力-应变曲线

Fig. 2 Stress-strain curve of dual phase steel DP600

表 2 试验钢的常规力学性能

Table 2 Mechanical properties of dual phase steel DP600

弹性模量/ GPa	屈服强度/ MPa	抗拉强度/ MPa	伸长 率/%	塑性应变 指数 n	屈强比
182.42	394.9	641.6	25.97	0.154	0.616

图 3 所示为 $\ln(d\sigma/d\varepsilon) - \ln \varepsilon$ 的 Crussard-Jaoul 不同阶段的加工硬化曲线。该图由 Crussard-Jaoul 公式^[16-17]分析得到

$$\sigma = \sigma_0 + K' \varepsilon^{n'} \quad (1)$$

$$\ln\left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon}\right) = \ln K' + \ln n' + (n' - 1) \ln \varepsilon \quad (2)$$

式中: σ 和 ε 分别为应力和应变; σ_0 为真应力; n' 为不同阶段的加工硬化指数; K' 为材料的强度因子。

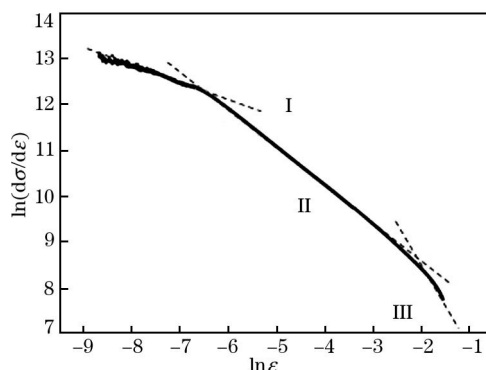


图 3 $\ln(d\sigma/d\varepsilon) - \ln \varepsilon$ 的 Crussard-Jaoul 不同阶段的加工硬化曲线

Fig. 3 Crussard-Jaoul plot of $\ln(d\sigma/d\varepsilon) - \ln \varepsilon$ to reveal various stages of work hardening

由图 3 可知该试验钢在塑性变形过程中应变硬化行为分为 3 个阶段:快速硬化阶段、均匀应变硬化阶段、由于微孔形成导致的硬化速率快速降低阶

段。钢的应变硬化能力受组织类型以及微观结构演变的影响^[18-19]。试验钢组织为铁素体+马氏体,在外加应力作用下,双相钢存在变形的不协调性,应变硬化的第1阶段主要与铁素体均匀变形有关,此阶段的应变硬化率很高,主要是塑性变形过程硬的马氏体作为第二相阻碍位错的运动,相界面产生位错塞积;第2阶段均匀应变硬化阶段与铁素体和马氏体均发生塑性变形有关;第3阶段主要是随变形量的增大,位错密度升高,在铁素体与马氏体相界面及夹杂物界面形成微孔,从而导致试验钢拉伸后期出现快速断裂现象^[20]。

2.2 试验钢的组织与夹杂物分析

图4所示为热轧DP600试验钢组织的金相组织,由图可以看出试验钢是由铁素体与少量马氏体组成。热轧DP600试验钢控制轧制以后,以较快的冷却速率冷却至铁素体相变区间并保温一定时间,此时有部分奥氏体转变为铁素体组织,随后试验钢快冷到 M_s 点以下,剩余奥氏体发生马氏体转变,因此,室温时DP600试验钢主要得到铁素体+马氏体组织,其中马氏体体积分数为8.6%,电子背散射衍射测试结果表明试验钢中铁素体晶粒较为均匀。

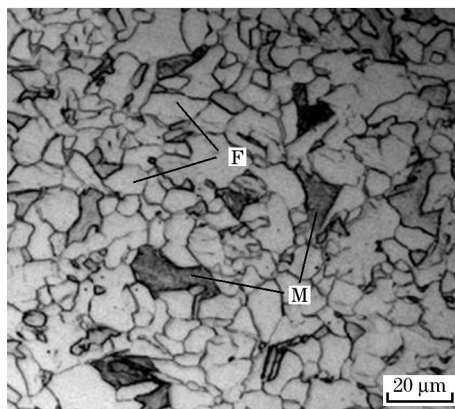
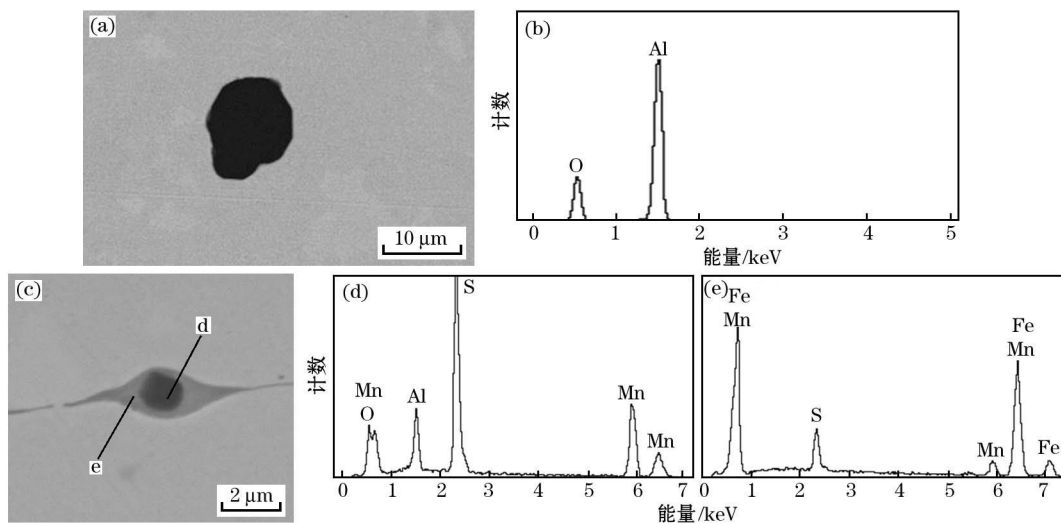


图4 试验钢组织

Fig. 4 Microstructure of high strength DP600

图5所示为试验钢中夹杂物形貌及成分分析结果,由图可见,钢中有少量球形 Al_2O_3 或由 Al_2O_3 与MnS组成的复合夹杂物,夹杂物尺寸为 $2\sim 5\mu m$ 。脱氧与脱硫过程中少量 Al_2O_3 与MnS夹杂物没有进入夹渣而保留在基体中^[21],在受外加载荷作用时,当外加应力或局部应力集中超过夹杂物与基体之间界面结合强度即会在界面处产生微孔洞。



(a) 夹杂物; (b) 夹杂物的成分分析; (c) 复合夹杂物; (d)、(e) 复合夹杂物的成分分析。

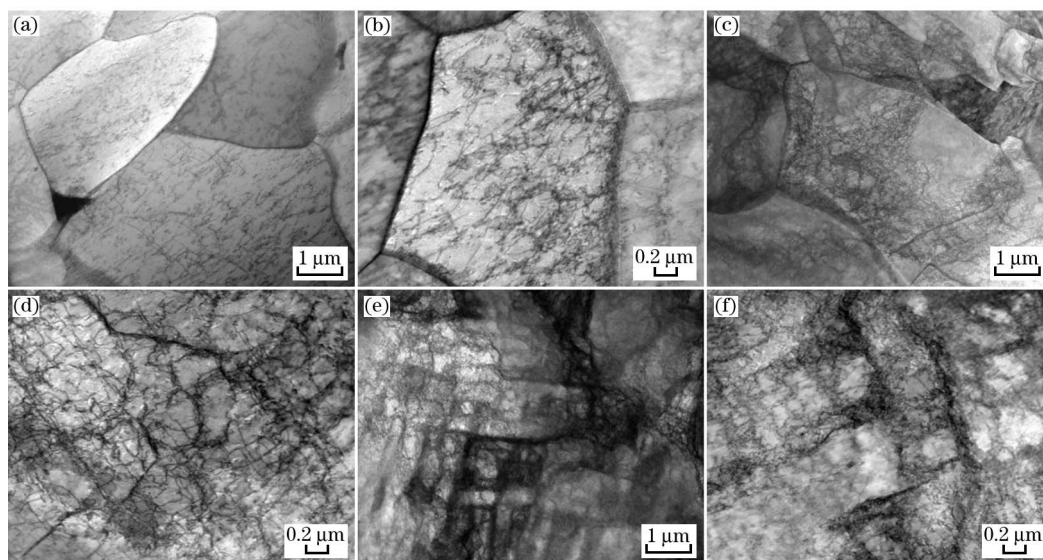
图5 试验钢内部夹杂物形貌及成分分析

Fig. 5 Morphology and composition of inclusions in DP600

2.3 不同应变变量下的位错结构演变

图6所示为静态拉伸不同应变变量下位错结构演变,由图6(a)、(b)所示为试验钢 $\varepsilon=0$ 时的位错形态,热轧样的内部存在不均匀位错,晶粒内可见明显的位错线,在晶界处出现少量位错的塞积,位错密度较高;当试验钢的应变变量 $\varepsilon=0.12$ 时,位错密度增大,

材料内部出现了大量的位错线和位错胞,局部出现位错缠结现象(图6(c)、(d));当试验钢应变变量 $\varepsilon=0.26$ 时,试样被拉长,变形较为严重,位错相互缠结形成位错胞状结构并呈梯形分布(图6(e)、(f));由此可以看出,随着试验钢变形量的增加,位错增殖导致位错密度不断增加,位错缠结更为严重。



(a)、(b) $\varepsilon=0$; (c)、(d) $\varepsilon=0.12$; (e)、(f) $\varepsilon=0.26$ 。

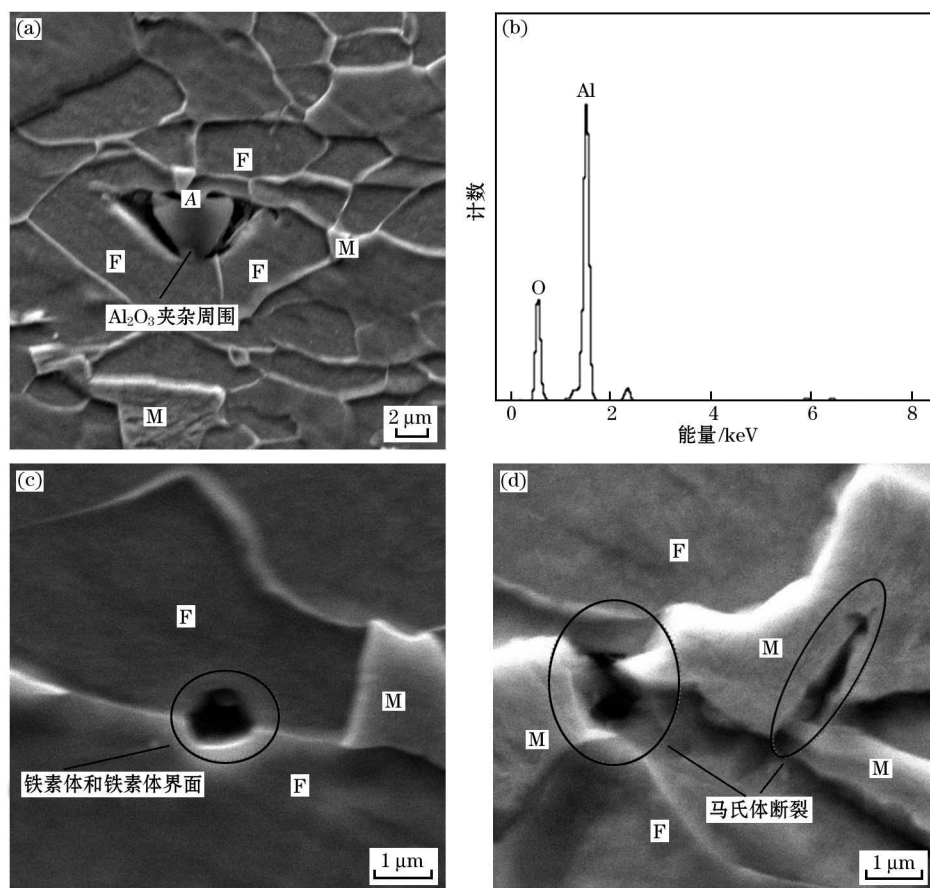
图 6 静态拉伸不同应变下的位错结构演变

Fig. 6 Dislocation structure of different strain

2.4 裂纹萌生

图 7 所示为试验钢在静拉伸过程中微孔形成的 SEM 图,当伸长率为 20% 时材料内部产生了微孔裂

纹,由图可见,本试验钢中裂纹萌生位置有 Al_2O_3 夹杂与铁素体基体的界面处(图 7(a)、(b)),铁素体晶界位置及铁素体与马氏体相界面位置,同时还发现



(a) 夹杂周围; (b) A 点夹杂能谱; (c) 铁素体与铁素体界面; (d) 马氏体与铁素体界面和马氏体断裂。

图 7 试验钢中微孔的形成

Fig. 7 Formation of microvoid in dual phase steel DP600

了马氏体断裂(图 7(c)、(d))。Avramovic-Cingara G 等^[22-23]研究也发现双相钢在外加载荷作用下裂纹形成有 3 个机制: 马氏体岛内部局部损伤萌生裂纹, 铁素体与马氏体界面损伤萌生裂纹, 马氏体断裂。而 Kalashami A G 等^[24]则认为在 DP 双相钢中的微孔形核现象主要有 2 种: 马氏体断裂和在铁素体-马氏体相界面的脱离。本试验钢中的微孔的形成位置在马氏体开裂处及铁素体晶界与夹杂物与基体界面处。铁素体晶界、夹杂物与基体界面处、马氏体与铁素体界面处微孔形成与试验钢塑性变形过程中位错的塞积有密切关系, 而马氏体开裂的主要原因是奥氏体向马氏体转变时基体中产生了一定的相变应力, 另外, 当材料塑性变形量达到一定程度时, 位错塞积应力增大, 相变应力与塑性变形导致的应力集中的综合作用使得马氏体发生断裂。

3 不同应变微观结构演变及其对力学性能影响

本文所研究的热轧 DP600 双相钢的组织主要由铁素体和少量马氏体(体积分数为 8.6%)组成, 钢中含有少量 Al_2O_3 及 Al_2O_3 与 MnS 复合夹杂物。由图 2 可见, 热轧 DP600 试验钢静态拉伸条件下应力-应变曲线比较平滑, 出现连续屈服现象。热轧 DP600 试验钢在外加应力作用下的强度及应变硬化行为受试验钢成分、微观结构等因素影响。本试验钢中软的铁素体基体上分布着硬的马氏体, 在外加应力作用下, 铁素体与马氏体存在塑性变形的不协调性。当试验钢受到外加应力时, 铁素体首先发生塑性变形, 硬的马氏体第二相起到阻碍位错运动的作用, 有利于提高双相钢强度。另外硅、锰元素在钢中作为置换固溶体, 起固溶强化作用。试验钢中碳质量分数较低, 研究表明, 出现连续屈服现象所需的可动位错密度要达到 $10^6 \sim 10^8 \text{ cm}^{-2}$ 。由图 6(a) 和 (b) 可见, 原始热轧板铁素体基体中有大量的位错线, 从而为塑性变形提供了可动位错。在变形的初始阶段, 由于变形量较小, 软的铁素体基体先发生塑性变形, 位错不断增殖, 而此时含有较高位错密度的马氏体由于强度较高而不发生塑性变形。位错增殖并出现位错缠结, 宏观上表现为在较低的应力条件下就有较高的初始加工硬化率, 即表现在应变-硬化曲线的第 1 阶段快速硬化阶段; 随变形量增大, 铁素体中位错密度不断增大, 在铁素体与马氏体相界面塞积, 从而在相界面处产生应力集中, 较大的应力使得马氏体内滑移系开启, 马氏体也发

生塑性变形, 因此, 随变形量增大, 铁素体与马氏体均发生塑性变形时, 出现均匀应变硬化阶段。

试验钢变形第 2 阶段后期, 一方面由于位错不断增殖, 位错密度增大, 位错与位错相遇后发生交互作用而发生交割及位错缠结现象, 位错遇到晶界, 相界面交界处发生塞积从而产生应力集中现象, 应力超过晶界与相界面强度时, 导致微孔在铁素体晶界或铁素体与马氏体相界面处形成(图 7(c))。铁素体中大角度晶界对位错运动有较强的阻碍作用, 研究表明, 裂纹萌生的难易顺序为: 小角度晶界 < CSL 晶界 < 大角度晶界^[25]。Man J 等^[26]认为大角度晶界附近两个晶粒间的弹性和塑性变形是不相容的, 为了满足变形的连续性要求, 引出了额外的内应力, 该内应力与外应力叠加, 晶界附近变形的不协调性增加, 导致晶粒间裂纹的产生, 因此随变形量增加, 位错在铁素体大角度晶界塞积数量升高, 应力集中超过铁素体晶界结合强度时就会在晶界处产生微孔。另外, 基体中有少量夹杂物 Al_2O_3 , 由于夹杂物硬度较高, 位错不能切割, 因此位错运动到夹杂物(Al_2O_3)周围产生位错塞积, 当位错塞积量较高时, 引起应力集中, 由于 Al_2O_3 与铁素体相的界面错配度较大, 界面结合强度较低, 当应力集中超过夹杂界面结合强度, 就会在夹杂与基体位置产生微孔(图 7(a)), 此外, 塑性变形应变达到一定程度, 应力导致马氏体断裂(图 7(d))。该研究与 Shih C C 等^[27]研究结果一致。试验钢第 2 阶段塑性变形后期由于微孔在晶界、夹杂物与基体界面处形成, 同时发生马氏体断裂行为, 因此到塑性变形第 3 阶段, 即应力超过抗拉强度以后, 微孔急剧形成及扩展导致强度迅速下降, 试验钢发生断裂。

4 结论

(1) 热轧 DP600 双相钢主要由铁素体和少量马氏体组成。原始基体中含有一定量的位错, 随变形量增大, 位错密度增加, 形成胞状结构。

(2) 热轧 DP600 试验钢的屈服强度为 394.9 MPa, 抗拉强度为 641.6 MPa, 塑性应变指数为 0.154, 在静拉伸过程中, DP600 钢的应变硬化过程分为快速硬化阶段、均匀变形阶段和应变硬化快速降低阶段, 该试验钢的应变硬化能力与基体组织及位错密切相关, 本文研究的热轧 DP600 双相钢强度超过冷轧 DP600 强度水平。

(3) 试验钢在经过静态拉伸后, 随着应变量的增加, 微孔在 Al_2O_3 夹杂物与铁素体基体界面处、铁

素体晶界处以及马氏体处形成。

参考文献:

- [1] 刘伟燕, 王书伟. 轻量化技术在汽车车身上的应用[J]. 汽车工程师, 2011(2): 50. (LIU Wei-yan, WANG Shu-wei. Application of lightweight technology on vehicle body[J]. Auto Engineer, 2011(2): 50.)
- [2] 利成宁, 袁国, 周晓光, 等. 汽车结构用热轧双相钢的生产现状及发展趋势[J]. 轧钢, 2012, 29(5): 38. (LI Cheng-ning, YU-AN Guo, ZHOU Xiao-guang, et al. Production situation and development trend of the hot-rolled dual phase steel for automobile structure[J]. Steel Rolling, 2012, 29(5): 38.)
- [3] 韩志勇, 张明达, 徐海峰, 等. 高性能汽车钢组织性能特点及未来研发方向[J]. 钢铁, 2016, 51(2): 1. (HAN Zhi-yong, ZHANG Ming-da, XU Hai-feng, et al. Research and application of high performance automobile steel[J]. Iron and Steel, 2016, 51(2): 1.)
- [4] 王有铭, 李曼云, 韦光编. 钢材的控制轧制和控制冷却[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2009. (WANG You-ming, LI Man-yun, WEI Guang-bian. Control Rolling and Cooling of Steel[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009.)
- [5] 时晓光, 刘仁东, 韩斌, 等. 热轧双相钢 DP600 组织性能的研究[J]. 钢铁研究学报, 2010, 22(4): 39. (SHI Xiao-guang, LIU Ren-dong, HAN Bin, et al. Microstructures and properties of hot rolling dual phase DP600 steels[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2010, 22(4): 39.)
- [6] 朱瑞琪, 宋新莉, 郑爱琴, 等. 含磷高强 IF 汽车钢的应变硬化及微观结构特征[J]. 钢铁, 2018, 53(2): 55. (ZHU Rui-qi, SONG Xin-li, ZHENG Ai-qin, et al. Strain hardening and microstructure characteristic of high strength IF bearing phosphorus steel[J]. Iron and Steel, 2018, 53(2): 55.)
- [7] 孙力, 刘天武, 安会龙, 等. 汽车热轧大梁钢分条后出现侧弯的原因分析[J]. 中国冶金, 2018, 28(1): 49. (SUN Li, LIU Tian-wu, AN Hui-long, et al. Cause analysis on lateral bending of hot rolled steel strip for automobile beam after longitudinal cutting[J]. China Metallurgy, 2018, 28(1): 49.)
- [8] 刘丽萍, 王健, 张彦鹏. 高强钢板坯加热工艺研究与应用[J]. 中国冶金, 2017, 27(11): 30. (LIU Li-ping, WANG Jian, ZHANG Yan-peng. Research and application of high strength steel slab heating techniques[J]. China Metallurgy, 2017, 27(11): 30.)
- [9] Timokhina I B, Pereloma E V, Ringer S P, et al. Characterization of the bake-hardening behavior of transformation induced plasticity and dual-phase steels using advanced analytical techniques[J]. ISIJ International, 2010, 50(4): 574.
- [10] Sodjit S, Uthaisangsuk V. Microstructure based prediction of strain hardening behavior of dual phase steels[J]. Materials and Design, 2012, 41: 370.
- [11] 羊军, 胡伟, 王武荣, 等. 1 000 MPa 级 DP 钢的准静态拉伸行为与应变速率的关系[J]. 钢铁研究学报, 2011, 23(7): 39. (YANG Jun, HU Wei, WANG Wu-rong, et al. Relationship between strain rate and quasi-static tensile behavior of 1 000 MPa DP steel[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2011, 23(7): 39.)
- [12] 楚洪超. 1 000 MPa 级高强热轧钢带的板形矫正[J]. 中国冶金, 2016, 26(2): 66. (CHU Hong-chao. Shape leveling of 1 000 MPa high strength hot rolled strip[J]. China Metallurgy, 2016, 26(2): 66.)
- [13] 孙耀祖, 王旭, 王运玲, 等. 汽车用双相钢的研究进展[J]. 中国材料进展, 2015, 34(6): 475. (SUN Yao-zu, WANG Xu, WANG Yun-ling, et al. Research progress on DP steel for automobiles[J]. Progress of Chinese Materials, 2015, 34(6): 475.)
- [14] Designation E. Standard test methods for tension testing of metallic materials[J]. ASTM, 2001(9): 22.)
- [15] 孟根巴根, 夏明生, 潘文娜, 等. DP600 冷轧双相钢的激光焊接性[J]. 焊接, 2016(8): 46. (MENG Gen-ba-gen, XIA Ming-sheng, PAN Wen-na, et al. Laser welding of DP600 cold rolled dual phase steel[J]. Welding and Joining, 2016(8): 46.)
- [16] Bag A, Ray K K, Dwarakadasa E S. Influence of martensite content and morphology on tensile and impact properties of high-martensite dual-phase steels[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1999, 30(5): 1193.
- [17] Das A, Ghosh M, Tarafder S, et al. Micromechanisms of deformation in dual phase steels at high strain rates[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 96(23): 2445.
- [18] 李龙, 丁桦, 杜林秀, 等. 低碳铁素体贝氏体复相钢的拉伸应力-应变曲线分析[J]. 材料热处理学报, 2007, 28(5): 46. (LI Long, DING Hua, DU Lin-xiu, et al. Analysis of stress-strain curves by tensile test in low carbon steel with a duplex microstructure of bainite and ferrite[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2007, 28(5): 46.)
- [19] 亢占英, 郑建平. 热镀锌双相钢应变硬化特性研究[J]. 宝钢技术, 2015(2): 32. (KANG Zhan-ying, ZHENG Jian-ping. Study of strain hardening characteristic of hot-dip galvanized dual-phase steel[J]. Baosteel Technology, 2015(2): 32.)
- [20] Avramovic-Cingara G, Saleh C A R, Jain M K, et al. Void nucleation and growth in dual-phase steel 600 during uniaxial tensile testing[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2009, 40(13): 3117.
- [21] 雷少龙, 姜敏, 杨叠, 等. Al 脱氧钢中氧化物对 MnS 析出的影响[J]. 北京科技大学学报, 2013, 35(11): 1443. (LEI Shao-long, JIANG Min, YANG Die, et al. Effect of oxides on MnS precipitation in aluminum-deoxidized steel[J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 2013, 35(11): 1443.)
- [22] Avramovic-Cingara G, Ososkov Y, Jain M K, et al. Effect of martensite distribution on damage behaviour in DP600 dual phase steels[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 516(1): 7.
- [23] Ghadbeigi H, Pinna C, Celotto S. Failure mechanisms in DP600 steel: Initiation, evolution and fracture[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 588(588): 420.
- [24] Kalashami A G, Kermanpur A, Ghassemali E, et al. Correlation of microstructure and strain hardening behavior in the ultrafine-grained Nb-bearing dual phase steels[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 678: 215.

(下转第 73 页)