

22MnB5 钢热变形诱发相变及其对组织性能的影响

闵永安¹, 赵洁璠¹, 林建平², 闵峻英²

(1. 上海大学 材料科学与工程学院, 上海 200072; 2. 同济大学 机械与能源工程学院, 上海 201804)

摘要: 利用 Gleeble 3500 热力试验机对 22MnB5 钢板在温度 900~600 °C、应变速率 0.01~0.40 s⁻¹ 条件下进行热拉伸, 研究变形过程中的应力应变行为, 并结合光镜、扫描电镜、X 射线衍射仪和硬度测试仪分析试样的微观组织, 探究热变形对相变的影响。结果表明: 当温度为 800 °C, 应变速率达到 0.10 s⁻¹ 后, 变形将诱发铁素体相变; 在 700 °C 下热变形促进铁素体相变; 在 600 °C 下热变形将诱发贝氏体相变。在 800~600 °C 热变形过程中, 由于形变应变诱发或促进了奥氏体转变, 22MnB5 钢的变形抗力降低、延性提高, 从而改善了成型性能; 相应冲压件的强度在 900~1 000 MPa。

关键词: 硼钢; 热变形; 相变; 变形温度; 应变速率

中图分类号: TG142.1

文献标志码: A

Hot Deformation Induced Phase Transformation of 22MnB5 Steel and Its Influence on Microstructure and Property

MIN Yongan¹, ZHAO Jiefan¹, LIN Jianping², MIN Junying²

(1. Materials Science and Engineering, Shanghai University, Shanghai 200072, China; 2. School of Mechanical Engineering, Tongji University, Shanghai 2001804, China)

Abstract: Thermal tensile tests of 22MnB5 steel sheet were conducted with Gleeble 3500 thermo-mechanical simulator at temperatures of 900 °C to 600 °C and strain rates of 0.01 s⁻¹ to 0.40 s⁻¹, then stress-strain behaviors during deformation were analyzed. The microstructure was investigated by optical microscopy, scanning electron microscopy and X-ray diffraction analyzer. The results show that, when the specimen is deformed at 800 °C, the deformation induces ferrite transformation as the strain rate reaches 0.10 s⁻¹; transformation to ferrite is promoted by the deformation at 700 °C; and bainite, instead of ferrite, is induced accounting for deformation at 600 °C. During the hot deformation process at the temperature range of 800~600 °C, the decrease of deformation resistance and the increase of ductility lead to the improvement of formability for 22MnB5 steel, since the strain

induces or promotes austenite transformation to other phases. Meanwhile, tensile strengthes are about 900~1 000 MPa.

Key words: boron steel; hot deforming; phase transformation; deformation temperature; strain rate

汽车轻量化是实现节能减排的有效途径, 高强度钢板因其兼顾轻量化与安全性, 在汽车行业得到日益广泛的应用^[1-2]。按成形温度和工艺特点, 高强度汽车钢板可分为冷成形钢与热成形钢。其中冷成形高强钢包括双相钢、相变诱发塑性 (TRIP) 钢、马氏体钢等, 这类钢在成形过程中变形抗力大, 对设备要求高, 且零件从模具中取出后, 回弹现象严重, 容易出现较大的扭曲、翘曲^[3]。而热成形钢板由于是在高温下成形, 具有易成形、尺寸稳定等优点^[4-5]。

热成形工艺主要流程是将退火态的硼钢板加热至 900 °C 附近, 保温适当时间完全奥氏体化后, 移入带有冷却系统的模具中进行冲压成型, 并快速冷却使钢板发生马氏体相变, 同时实现控形和控性目的, 最终可获得抗拉强度达到 1 500 MPa 的冲压件^[6]。热冲压制成的零件强度高、尺寸精度高、碰撞性能好^[7-8]。

在奥氏体区变形并快速冷却获得马氏体组织的热成型工艺技术已得到广泛研究^[9-10]。近年来, 力学性能梯度冲压件成为热成形技术领域的研究热点^[11-12]。例如, 轿车 B 柱中部需要足够的强度使得汽车在承受冲击时能保证车体完整性, 而两端则需要较好的延展性以吸收能量, 降低碰撞对乘员造成的危害。为实现力学性能的梯度化, 在热成形过程中, 这类冲压件不同部位需采用不同的工艺参数以达到组织性能的有效控制。本文通过试验研究硼钢板在奥氏体-铁素体两相区的热变形行为, 探究工艺过程中的相变和组织特征, 深入分析变形对相变的影响,

为力学性能梯度冲压件的工艺制定提供技术依据。

1 试验方法

试验用 22MnB5 钢板的化学成分如表 1 所示, 将 1.6 mm 厚的钢板加工成如图 1 所示的拉伸试样。

表 1 试验用 22MnB5 钢的化学成分

Tab.1 Chemical composition of 22MnB5 steel %				
w_C	w_{Mn}	w_P	w_S	w_{Si}
0.221 0	1.211 0	0.019 0	0.003 0	0.258 0
w_{Cr}	w_{Ti}	w_{Al}	w_B	
0.190 0	0.039 0	0.036 0	0.003 7	

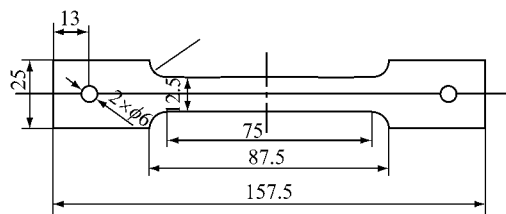


图 1 硼钢板拉伸试样尺寸(单位:mm)

Fig.1 Dimensions of tensile specimen(unit: mm)

根据 Fan 等的研究^[13], 900、800 °C 下 22MnB5 钢处于单相奥氏体状态, 700、600 °C 则处于奥氏体-铁素体两相区。据此设计试验方案如下:

在 Gleeble 3500 热力试验机上进行高温拉伸试验, 模拟 22MnB5 钢热成形过程。试验过程中, 记录试样温度、应力以及位移等参数的变化, 以研究其应力应变行为和相变过程特点。

试样共分 4 组, 每组 3 根试样。1 组试样以 15 °C · s⁻¹ 的速率加热到 900 °C、保温 5 min 完全奥氏体化后, 分别以 0.01、0.10、0.40 s⁻¹ 的应变速率拉伸至断裂, 断裂后喷氮气快速冷却至 200 °C 以下。

其余 3 组试样以 15 °C · s⁻¹ 的速率加热到 900 °C 保温 5 min, 随后分别以 35 °C · s⁻¹ 的速率快冷至 800、700、600 °C, 每组试样再以上述 0.01、0.10、0.40 s⁻¹ 3 种速率拉伸至断裂, 然后喷氮气快速冷至 200 °C 以下。

拉伸结束后, 在试样断口附近取样制成金相试样, 在金相显微镜下比较不同试样的纵向组织形态, 用 ZEISS SUPRA 40 扫描显微镜(SEM)观察精细结构; 在 HXD-1000TC 显微硬度测试仪上测试硬度, 每个试样测 8 次取均值; 用 X-350A 型 X 射线应力仪测定试样的残余奥氏体含量, 并对比 α' 相(220) 晶面衍射峰。

2 试验结果与分析

2.1 高温应力应变行为

22MnB5 试样在 900 °C、不同应变速率下拉伸的应力应变曲线如图 2a 所示。图中可见, 应变增加, 应力也增大, 直至试样发生颈缩断裂。0.01、0.10 和 0.40 s⁻¹ 3 种应变速率对应的最大应力分别是 125、190 和 200 MPa, 对应的最大应变分别是 0.50、0.62 和 0.76。可见, 最大应力和最大应变均随应变速率增加而增大。最大应力代表试样在变形过程中的加工硬化程度, 越高则硬化率越高。最大应变即延伸率, 其越高说明拉伸过程中试样表现出的塑性越好。

在 600 °C 拉伸变形过程中, 最大应力和最大应变也随拉伸速率增加而增大, 如图 2d 所示。而在 800 °C 和 700 °C 则有所不同, 800 °C、0.10 s⁻¹ 变形过程中的最大应力最低, 700 °C、0.10 s⁻¹ 变形过程中的最大应变最高, 如图 2b 和 c 所示。拉伸速率相同的情况下, 800 °C 和 700 °C 的最大应变普遍大于 600 °C 和 900 °C, 而 800 °C 变形的最大应变完全高于 900 °C, 如图 3b 所示。

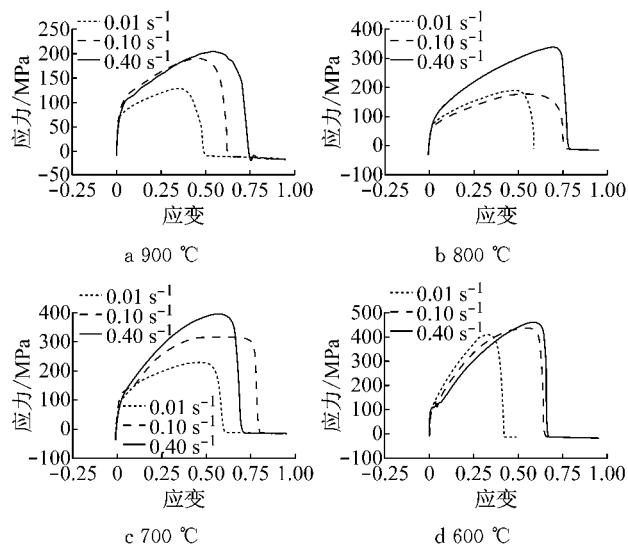


图 2 不同工艺下的应力应变曲线

Fig.2 Stress-strain curves of different processes

2.2 组织

各工艺获得的组织中 900 °C 变形所得的均为板条马氏体(M), 与 800 °C、0.01 s⁻¹ 变形后的组织相同, 如图 4a 所示。当变形温度为 800 °C, 应变速率为 0.10 s⁻¹ 时, 组织中除马氏体外还有少量铁素体(F), 如图 4b 所示。800 °C、0.40 s⁻¹ 的速率变形后得到铁素体、贝氏体(B)和残余奥氏体(RA)构成的混

合组织. 800 ℃时,随着应变速率增大,组织越为细小. 变形温度为 700 ℃和 600 ℃时,均获得铁素体、贝氏体和残余奥氏体的混合组织,这些组织都有不

同程度的变形迹象,其中贝氏体和残余奥氏体沿着拉伸方向延长,分布在铁素体基体上,如图 4d~i 所示.

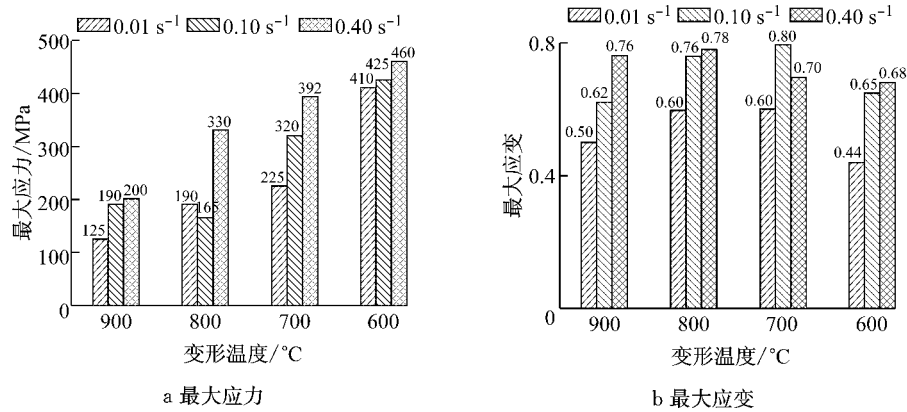


图3 变形温度和拉伸速率对变形过程中最大应力和最大应变的影响

Fig.3 Effect of deformation temperature and strain rate on maximum stress and maximum strain

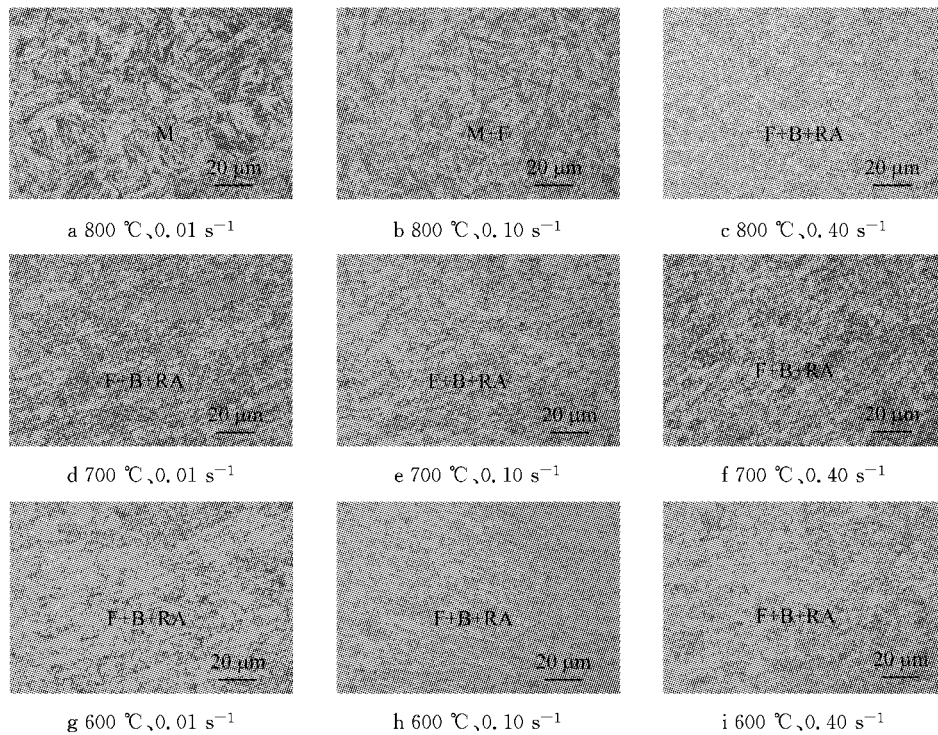


图4 不同试样的光镜组织

Fig.4 Microstructures of specimens under different conditions

X 射线测得 800、700 和 600 ℃变形试样的残余奥氏体体积分数如表2所示. 温度为800 ℃, 0.01、

表2 不同试样的残余奥氏体体积分数

Tab.2 Retained austenite volume percent of specimens under different conditions

应变速率/s ⁻¹	残余奥氏体体积分数/%		
	800 ℃	700 ℃	600 ℃
0.01	—	11.5	9.0
0.10	—	14.8	14.1
0.40	21.6	20.0	19.3

0.10 s⁻¹变形后未检测到残余奥氏体,而 0.40 s⁻¹变形试样中残余奥氏体最多,为 21.6%;700 ℃和 600 ℃的试样中残余奥氏体均随应变速率增加而增多,体积分数在 9%~20%之间.

2.3 硬度

上述 800 ℃、0.01 s⁻¹变形后的试样硬度为 490 HV;0.10 s⁻¹对应的硬度稍降,为 473 HV;而 0.40 s⁻¹变形后试样硬度降至 307 HV. 可见在 800 ℃温度下变形,应变速率不同,硬度相差很大. 700 ℃和

600 °C 变形后试样的硬度都在 (270 ± 20) HV 范围内, 温度和变形速率对硬度影响不明显. 在 700 °C 变形, 0.01、0.10 和 0.40 s^{-1} 应变速率对应试样的硬度分别为 284、265 和 274 HV, 硬度随拉伸速率先降后升. 600 °C 3 种速率对应试样的硬度分别为 254、282、286 HV, 硬度随拉伸速率增加而增大, 如图 5 所示. 900 °C 变形的试样均为全马氏体组织, 硬度约为 510 HV, 不作比较.

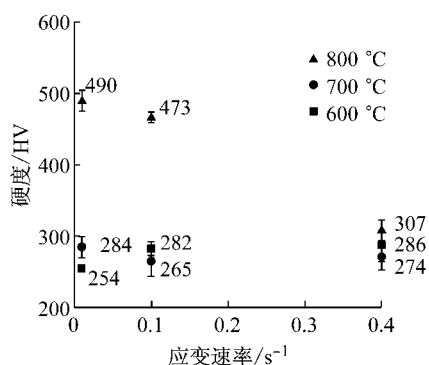


图5 800~600 °C 变形后试样的硬度

Fig.5 Hardness of specimens deformation at 800~600 °C

3 讨论

3.1 组织特征

22MnB5 钢在 800~600 °C 变形后的 X 射线衍射峰如图 6 所示, 图中 α' (铁素体-贝氏体-马氏体)

的 (220) 晶面和奥氏体 (311) 晶面对应的衍射峰分别在 156° 和 128° 附近. 900 °C 下变形速率对组织影响不大, X 射线衍射峰均与 800 °C、0.01 s^{-1} 相似, 故仅就 800~600 °C 的变形温度展开讨论.

800 °C 变形, 应变速率 0.01 s^{-1} 和 0.10 s^{-1} 相比于 0.40 s^{-1} 的试样, $\alpha'_{(220)}$ 衍射峰宽化, 半高宽 (FWHM) 约为 4°, $\gamma_{(311)}$ 峰不明显, 如图 6a 所示. 由于马氏体是碳在 α -Fe 中的过饱和固溶体, 间隙碳原子使点阵产生非对称畸变, 这种非对称畸变中心 (碳原子) 的非均匀应力场会与位错产生强烈的交互作用, 因而强烈阻碍位错运动, 使得位错密度增加, 导致 X 射线衍射强度降低、衍射谱线宽化^[14]. 而贝氏体和铁素体的碳原子饱和程度较低, 故 FWHM 较小. 0.40 s^{-1} 对应的衍射峰明显细高, 结合其硬度, 表明试样组织主要为非马氏体相.

700 °C 和 600 °C 变形各试样的贝氏体-铁素体峰和奥氏体峰都十分明显, 且奥氏体峰随着应变速率增大而增高. 图 6b 中, 相比于 800、600 °C, 700 °C、0.10 s^{-1} 拉伸试样对应的铁素体峰最高, 半高宽最小, 表明铁素体含量最多, 故其硬度最低; 而另 2 个冷速的 FWHM 稍大, 说明产生了较多贝氏体. 600 °C 试样的衍射峰如图 6c 所示, 相比于 800、700 °C, 600 °C、0.01 s^{-1} 试样的铁素体峰最高, FWHM 最低, 铁素体含量最多; 0.10 s^{-1} 与 0.40 s^{-1} 对应的衍射峰较宽, 贝氏体含量也相近. 总体来看, 在 700 °C 和 600 °C 变形的试样组织相近, 所以硬度接近.

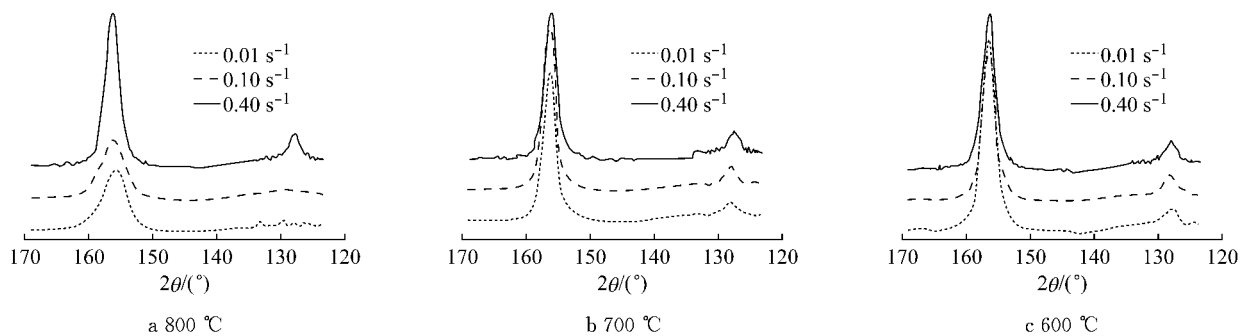


图6 800~600 °C 不同工艺试样的衍射峰

Fig.6 Diffraction peaks of specimens processing at 800~600 °C

扫描电镜下观察上述试样的精细组织, 800 °C、0.10 s^{-1} 试样的组织主要为板条马氏体, 马氏体块边界处有少量铁素体, 由于易腐蚀所以下凹, 如图 7a 所示. 其他铁素体-贝氏体-残余奥氏体试样的精细组织相似: 短棒状、颗粒状残余奥氏体不均匀分布在下凹的铁素体基体上, 基体上凸起的大块组织为贝氏体, 700 °C、0.10 s^{-1} , 700 °C、0.40 s^{-1} 变形试样分别如 7b 和 c 所示, 可见 0.40 s^{-1} 对应组织中贝氏体

更多. 高倍下, 铁素体边界清晰可见. 由于变形促进铁素体/贝氏体相变, 碳原子向相邻的奥氏体扩散, 使奥氏体稳定化, 冷却时不发生相变, 最后呈粒状在晶界残留下来^[15].

3.2 相变与应力应变行为

金属高温变形时, 应变速率越大, 动态回复和动态再结晶等软化过程的时间越短、程度越低, 加工硬化率越高, 最大应力越大. 同时, 应变速率越大, 单位

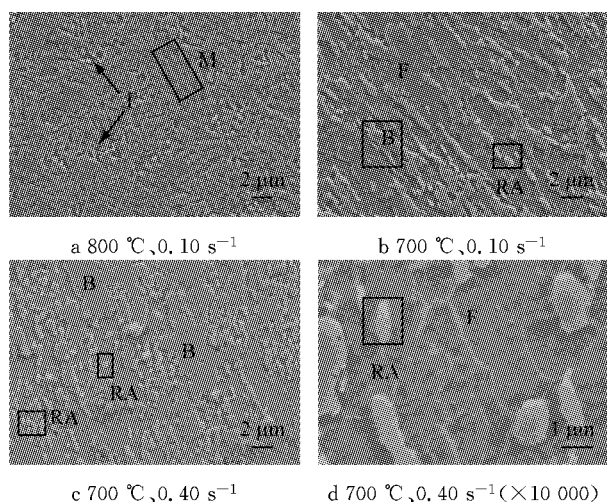


图7 热变形试样的典型 SEM 组织

Fig.7 Microstructures of specimens processing under different conditions by SEM

时间内的变形储存能也增加,驱动力增大,再结晶晶粒越细小,塑性越好,最大应变也增大^[16]。此外,温度降低,最大应力增加而最大应变降低。但试验结果却显示 22MnB5 钢热变形应力应变行为并不完全符合上述规律。

在 800 °C 变形条件下,0.10 s⁻¹ 对应试样的加工硬化率最低。这是因为应变积累到一定程度,诱发了铁素体相变,相变的膨胀效应造成了应力松弛。而应变速率为 0.40 s⁻¹ 时,铁素体相变的驱动力更大,故铁素体更多,由于此时应变引起的加工硬化占主导作用,最大应力仍然最高。但是 800 °C 变形的试样延伸率均高于 900 °C,因此诱发的相变改善了试样的延性。

700 °C 处于奥氏体-铁素体两相区,应变累积促进奥氏体转变成铁素体^[17]。应变速率为 0.01 s⁻¹ 时,变形时间长(约 60 s),有足够的时间回复,位错密度降低,导致形变畸变能降低,所以驱动力较小,铁素体析出并不多。以高速 0.40 s⁻¹ 变形,时间短(约 1.75 s),碳原子扩散范围有限,铁素体相变不能充分进行,析出也不多。相比之下,0.10 s⁻¹ 速率变形既积累了一定的畸变能,相变时间(约 8 s)也较充裕,因此获得铁素体最多,故试样在热变形时表现出的塑性最好,延伸率最大。

温度为 600 °C 时仍处于钢的两相区,而实际上硬度是随应变速率增高而增大的。因为 600 °C 接近贝氏体转变温度,变形不仅促进铁素体转变,应变还转而开始诱发贝氏体相变^[18-19],但由于诱发程度较低,对应力应变行为影响不明显。

总的来说,在 800~600 °C 变形将诱发或促进

22MnB5 钢的铁素体和贝氏体相变,这些相变转而改变了组织的应力状态以及塑性行为。

3.3 工艺性能

前文已述及,热变形行为对 22MnB5 钢的相变影响很大,变形过程中钢的塑性得到不同程度的改善。在 800 °C 下成形,以 0.01~0.10 s⁻¹ 变形得到传统的马氏体组织,0.40 s⁻¹ 变形后获得铁素体+贝氏体+残余奥氏体组织,硬度约为 307 HV。该温度下延伸率最高,成形性最好,

在 700 °C 变形促进铁素体相变,成形性能良好,其中以 0.10 s⁻¹ 为甚。组织由铁素体、贝氏体和残余奥氏体组成,硬度在 260~300 HV 范围内,根据文献^[20]研究推测其抗拉强度约为 900~1 000 MPa。变形温度为 600 °C 时,最终组织与 700 °C 相似,但是变形抗力高且延伸率较低。

故在 800~700 °C 热成形的 22MnB5 零件将具有较高的强度和优良的韧性,并且成形性能好。含残余奥氏体的 22MnB5 钢在服役承载时可产生 TRIP 效应,提高钢的吸震性能^[21]。

4 结论

(1) 22MnB5 钢在 800 °C 热变形、应变速率达到 0.10 s⁻¹ 时将诱发铁素体相变;700 °C 热变形促进铁素体相变;600 °C 热变形促进铁素体相变并可能诱发贝氏体相变。由于诱发/促进铁素体相变,22MnB5 钢显示了良好的热变形性能。

(2) 22MnB5 钢在 800 °C 变形,以应变速率 0.01 s⁻¹ 变形得到马氏体组织,0.10 s⁻¹ 变形将诱发铁素体析出,应变速率为 0.40 s⁻¹ 时得到铁素体、贝氏体、残余奥氏体混合组织。700 °C 与 600 °C 变形得到的组织相似,由铁素体、贝氏体和残余奥氏体组成,硬度约为 (270±20) HV。残余奥氏体以棒状、颗粒状形态分布在铁素体基体上。

(3) 变形温度为 800 °C,应变速率为 0.10 s⁻¹ 时,变形抗力最低;变形温度为 700 °C,应变速率为 0.10 s⁻¹ 时,铁素体的相变驱动力和时间最有利,铁素体最多,最大应变最大。

参考文献:

- [1] 马宁,申国哲,张宗华,等. 高强度钢板热冲压材料性能研究及在车身设计中的应用 [J]. 机械工程学报, 2011, 47(8): 60.

MA Ning, SHEN Guozhe, ZHANG Zonghua, et al. Material

- performance on hot-forming high strength steel and its application in vehicle body [J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering, 2011, 47(8): 60.
- [2] 康永林. 汽车轻量化先进高强钢与节能减排 [J]. 钢铁, 2008, 43(6): 1.
- KANG Yonglin. Lightweight vehicle, advanced high strength steel and energy-saving and emission reduction [J]. Chinese Journal of Iron and Steel, 2008, 43(6): 1.
- [3] Peng C, Muammer K. Simulation of springback variation in forming of advanced high strength steels [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2007, 190(1/3): 189.
- [4] Naderi M, Ketabchi M, Abbasi M, *et al.* Semi-hot stamping as an improved process of hot stamping [J]. Journal Material Science Technology, 2011, 27: 369.
- [5] Karbasian H, Tekkaya A E. A review on hot stamping [J]. Journal of Materials Process Technology, 2010, 210: 2103.
- [6] Hein P, Wilsius J. Status and innovation trends in hot stamping of USIBOR 1500P [J]. Steel Research International, 2008, 79: 85.
- [7] 邢忠文, 包军, 杨玉英, 等. 可淬火硼钢板热冲压成形试验研究 [J]. 材料科学与工艺, 2008, 16(2): 172.
- XING Zhongwen, BAO Jun, YANG Yuying, *et al.* Hot stamping processing experiments of quenchable boron steel [J]. Chinese Journal of Materials Science and Technology, 2008, 16(2): 172.
- [8] Babbitt M. Some highlights on new steel products for automotive use [J]. Steel Research International, 2006, 77 (9/10): 620.
- [9] Abbasi M, Saeed-Askbari A, Naderi M. The effect of strain rate and deformation temperature on the characteristics of isothermally hot compressed boron-alloyed steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 538: 356.
- [10] Ying L, Lu J D, Chang Y, *et al.* Optimization evaluation test of strength and toughness parameters for hot stamped high strength steels [J]. Journal of Iron and Steel Research: International, 2013, 20(11): 51.
- [11] 盈亮, 贾治域, 常颖, 等. 高强度热冲压钢板强韧性工艺优化研究 [J]. 材料科学与工艺, 2013, 21(6): 72.
- YING Liang, JIA Zhiyu, CHANG Ying, *et al.* Optimization of strength and toughness parameters in hot stamping process for ultra high strength steel [J]. Chinese Journal of Material Science and Technology, 2013, 21(6): 72.
- [12] 桂中祥, 张宜生, 王子健. 考虑侧碰的汽车 B 柱加强板材料性能梯度优化 [J]. 吉林大学学报: 工学版, 2011, 41(5): 1210.
- GUI Zhongxiang, ZHANG Yisheng, WANG Zijian. Optimization of yield stress distribution in B pillar reinforcement panel regarding side crashworthiness [J]. Chinese Journal of Jilin University: Engineering and Technology Edition, 2011, 41 (5): 1210.
- [13] Fan D W, Park R B, Cho Y R, *et al.* Influence of isothermal deformation conditions on the mechanical properties of 22MnB5 HPF steel [J]. Steel Research International, 2010, 81(4): 292.
- [14] 张占平, 齐育红, 王晓俊, 等. 55NiCrMoV7 钢回火组织特征与回火温度和时间的关系 [J]. 材料热处理学报, 2007, 28 (2): 73.
- ZHANG Zhanping, QI Yuhong, WANG Xiaojun, *et al.* Relationship between microstructure and tempering time and temperature in 55NiCrMoV7 steel [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2007, 28(2): 73.
- [15] DU Linxiu, YI Hailong, DING Hua, *et al.* Effects of deformation on bainite transformation during continuous cooling of low carbon steels [J]. Journal of Iron and Steel Research: International, 2006, 13(2): 37.
- [16] 曹金荣, 刘正东, 程世长, 等. 应变速率和变形温度对 T122 耐热钢流变应力和临界动态再结晶行为的影响 [J]. 金属学报, 2007, 43(1): 35.
- CAO Jinrong, LIU Zhengdong, CHENG Shichang, *et al.* Influence of strain rate and deformation temperature on flow stress and critical dynamic recrystallization of heat resistant steel T122 [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2007, 43(1): 35.
- [17] 赵河山, 李殿中, 刘朝霞, 等. 低碳钢形变诱导铁素体相中 C 原子扩散行为与稳定性研究 [J]. 金属学报, 2007, 43(3): 286.
- ZHAO Heshan, LI Dianzhong, LIU Chaoxia, *et al.* Investigation on diffusion of carbon atoms and stability of deformation induced ferrite in a low carbon steel [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2007, 43(3): 286.
- [18] Jin X J, Min N, Zheng K Y, *et al.* The effect of austenite deformation on bainite formation in an alloyed eutectoid steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 438/440: 170.
- [19] Min J Y, Lin J P, Min Y A, *et al.* On the ferrite and bainite transformation in isothermally deformed 22MnB5 steels [J]. Material Science and Engineering: A, 2012, 550: 375.
- [20] Min J Y, Lin J P, Min Y A. Effect of thermo-mechanical process on the microstructure and secondary-deformation behavior of 22MnB5 steels [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2013, 213: 818.
- [21] 许云波, 侯晓英, 王业勤, 等. 高强贝氏体基体钒微合金化 TRIP 钢的性能 [J]. 材料研究学报, 2012, 26(2): 175.
- XU Yunbo, HOU Xiaoying, WANG Yeqin, *et al.* Mechanical properties of high-strength V-microalloyed TRIP-aided sheet steel with bainite ferrite matrix [J]. Chinese Journal of Materials Research, 2012, 26(2): 175.