1800 MPa 级超高强热成形钢组织性能演变及奥氏体化工艺制度研究

刘 爽[1], 陈慧琴[1], 曹 苗[1], 车 鑫[1], 杨 帆[1], 冯 毅[2]

（1. 太原科技大学材料科学与工程学院, 山西 太原 030024; 2. 中国汽车工程研究院股份有限公司, 重庆 401122）

摘 要: 对不同奥氏体化温度及保温时间条件下的 1 800 MPa 级超高强热成形钢组织性能演变进行了试验研究, 确定了最佳的热成形奥氏体化工艺制度。结果表明, 当奥氏体化温度及保温时间分别达到 840 ℃、3 min 时, 1 800 MPa 级超高强热成形钢淬火后的组织均为马氏体, 且马氏体组织随着奥氏体化温度的升高及保温时间的增加逐渐粗大, 抗拉强度逐渐下降。当奥氏体化温度为 840 ℃ 时, 抗拉强度、伸长率及强塑积分别可以达到 1 861.3 MPa、6.88%、12.81 GPa·%; 当保温时间为 3 min 时, 抗拉强度、伸长率及强塑积分别可以达到 1 851.28 MPa、6.84%、12.66 GPa·%。最佳奥氏体化工艺制度为: 奥氏体化温度 840 ℃, 保温时间 3 min。

关键词: 超高强热成形钢; 奥氏体化; 组织; 性能

中图分类号: TF76,TG156.31 **文献标志码:** A **文章编号:** 1004−7638(2023)06−0133−06

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2023.06.019 **开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID) :**

听语音 聊科研 与作者互动

Study on microstructure evolution and austenitizing process of 1800 MPa grade ultra-high strength hot stamping steels

Liu Shuang[1], Chen Huiqin[1], Cao Miao[1], Che Xin[1], Yang Fan[1], Feng Yi[2]

(1. School of Meterials Science and Engineering, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, Shanxi , China; 2. China Automotive Engineering Research Institute Co.,Ltd., Chongqing 401122, China)

Abstract: The evolution of microstructures and properties of 1800 MPa ultra-high strength hot stamping steels under different austenitizing temperatures and holding times were experimentally studied in this paper, and the optimum hot stamping austenitizing process was established. The results show that when the austenitizing temperature and holding time reach 840 ℃ and 3 min, respectively, the quenched microstructures of the hot stamping steel is consisted of martensite, and the martensite becomes coarser with the increase in temperature and holding time. The tensile strength decreases gradually with the increase of the austenitizing temperature and holding time. When the austenitizing temperature is 840 ℃, the tensile strength, elongation and strength-ductility product can reach 1 861.3 MPa, 6.88% and 12.81 GPa·%, respectively. When the holding time is 3 min, the tensile strength, elongation and strength-ductility product can reach 1 851.28 MPa, 6.84% and 12.66 GPa·%, respectively. The austenitizing temperature of 840 ℃ and holding time of 3 min are selected as the optimum austenitizing parameters.

Key words: ultra-high strength hot stamping steel, austenitizing process, microstructures, properties

收稿日期: 2022−09−08

基金项目: 山西省基础研究计划青年科学研究项目(202203021222210); 山西省高等学校科技创新项目资助(2022L310)。

作者简介: 刘爽, 1990 年出生, 男, 博士, 通讯作者, 研究方向: 先进高强钢成分设计及工艺研究, E-mail: liushuang@tyust.edu.cn。

0 引言

随着世界汽车产业的快速发展及环保要求的日益提高，轻量化技术逐渐成为汽车企业提升产品竞争力的重要研究领域之一[1−4]。使用超高强热成形钢提升汽车车身强度、减轻车身质量是实现汽车轻量化的有效方式之一[5−9]。目前，汽车车身使用的超高强钢多为 22MnB5，该钢种的抗拉强度约为 1 500 ~ 1 600 MPa；为进一步提升车身安全性能及轻量化水平，研究更高强度级别的超高强钢组织、性能演变行为及制定更加合理的热成形奥氏体化工艺制度对汽车工业的发展具有重要意义。

Scharifi Emad 等[10] 对 22MnB5 钢的力学性能、宏观变形行为及微观组织演变进行了研究，发现微观混合组织形貌的变化会导致梯度试样的塑性应变分布发生变化，马氏体组织和梯度组织的应变局部变化程度分别高于接收态和铁素体-珠光体组织。Reitz A 等[11] 对 22MnB5 钢的相变行为进行了研究，发现当奥氏体化温度低于 900 ℃ 且保温时间较短时，钢中会存在大量未溶解的渗碳体，当保温时间达到 300 s 时更有利于 22MnB5 内部合金元素的均匀分布。Zhang Yi 等[12] 对 800 ℃ 时 22MnB5 的高温接触摩擦系数进行了研究，发现硼钢磨损表面发生了严重的弹塑性变形，而载荷的增加会使摩擦系数在一定范围内降低，这是由剪切力的增长速度低于法向力的增长速度所致。Kong Ling 等[13] 对 22MnB5 钢在热成形过程中的组织演变进行了原位观察研究，研究发现当温度达到 810 ℃ 时可以实现 22MnB5 的完全奥氏体化，此时奥氏体晶粒大多较小，局部粗大；当温度达到 920 ~ 1 000 ℃ 时能够发现 B 元素的重熔凝固现象，其形成的第二相粒子可以对奥氏体晶界产生钉扎作用，对奥氏体晶粒的粗化起到一定的抑制作用。22MnB5 热成形钢抗拉强度约为 1 500 ~ 1 600 MPa，虽然许多学者对 22MnB5 热成形钢的组织演变及力学性能进行了大量研究，但还不能满足汽车产业对进一步提升车身用钢强度要求。目前，1 800 MPa 级超高强热成形钢在汽车车身上的应用相对较少，关于 1 800 MPa 级超高强钢组织演变及工艺制度制定的研究鲜有报道。笔者以钢的淬火组织演变及力学性能变化为依据，在此基础上制定了合适的 1 800 MPa 级超高强热成形钢奥氏体化工艺制度，对车身用钢强度提升及工艺制度制定具有重要理论意义。

1 研究方案

试验研究对象为某钢厂生产的 1 800 MPa 级热成形钢，其主要化学成分如表 1 所示。热成形主要工艺参数包括奥氏体化温度及保温时间，为确定最佳的奥氏体化温度，对保温 5 min 条件下，奥氏体化温度分别为 810、840、870、900、930、960、990 ℃ 时热成形钢的相变行为及力学性能进行研究；之后，为确定最佳的保温时间，又对奥氏体化温度为 930 ℃，保温时间分别为 1、3、5、7、9 min 条件下热成形钢相变行为及力学性能进行研究。对不同条件下淬火后得到的钢样进行磨样、抛光、腐蚀（4% 硝酸酒精溶液），再通过金相显微镜对其组织进行表征分析；力学性能测试中，拉伸速率为 3 mm/min，拉伸试样尺寸为 A_{50} 标准试样[14]，为避免试验误差对数据造成的影响，每组力学性能测量 3 次并取其平均值作为最终结果。最后，在前文确定的最佳奥氏体化温度及保温时间条件下对热成形钢进行淬火，并采用同样的方法对淬火后的组织进行 SEM、EBSD 及力学性能分析，进而验证前文最佳热成形工艺制度制定的正确性。EBSD 样品测试条件为：电压 30 V，电流 0.2 A，电解抛光时间 20 s。

表 1 1 800 MPa 级热成形钢主要化学成分

Table 1 Main composition of 1 800 MPa hot stamping steel %

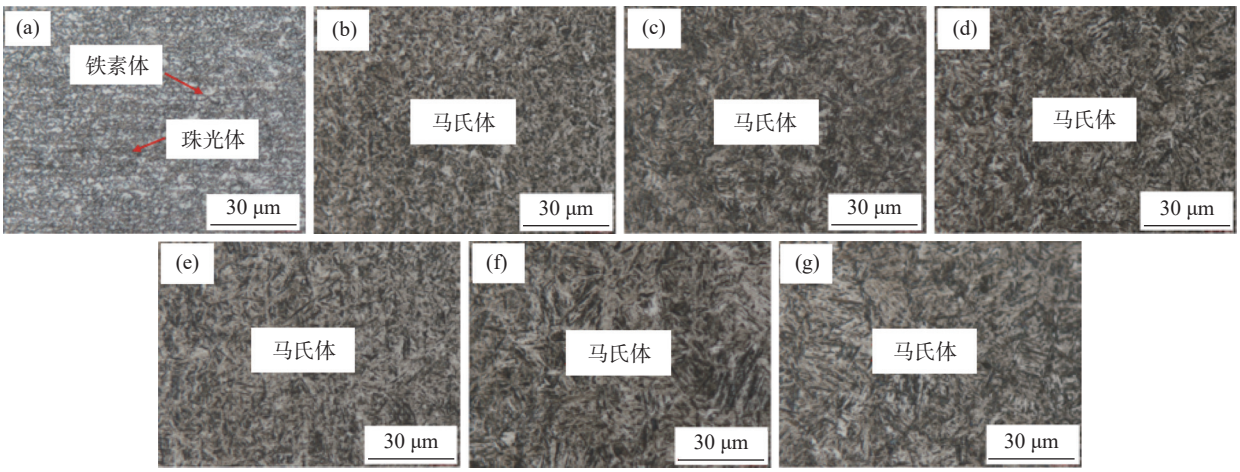
C	Mn	Si	Al	B	Cr	Ti	Nb
0.29	1.40	0.26	0.04	0.003	0.25	0.027	0.051

2 结果与讨论

2.1 奥氏体化温度对组织演变及力学性能的影响

图 1(a) 为奥氏体化温度为 810 ℃ 时热成形钢淬火后的金相组织。此时组织中含有大量的铁素体和珠光体，且明显呈现带状分布特征，表明当奥氏体化温度为 810 ℃ 时，该 1 800 MPa 级热成形钢并没有完全奥氏体化。图 1(b)~(g) 是奥氏体化温度分别为 840、870、900、930、960、990 ℃ 时热成形钢淬火后的组织。分析可知，不同温度条件下淬火后的组织均为马氏体。当奥氏体化温度为 840 ℃ 时马氏体组织相对较为细小，随着温度的升高，当奥氏体化温度分别为 870、900、930 ℃ 时，马氏体组织逐渐变得粗大；当温度分别为 960、990 ℃ 时，马氏体

组织粗大较为明显。粗大的马氏体组织不利于热成形钢力学性能的提升, 故在保证其完全奥氏体化的基础上应尽量选择较低的奥氏体化温度。对本钢种而言, 当奥氏体化温度为 840 ℃ 时可保证淬火后组织为细小的全马氏体组织, 故其最佳奥氏体化温度定为 840 ℃。

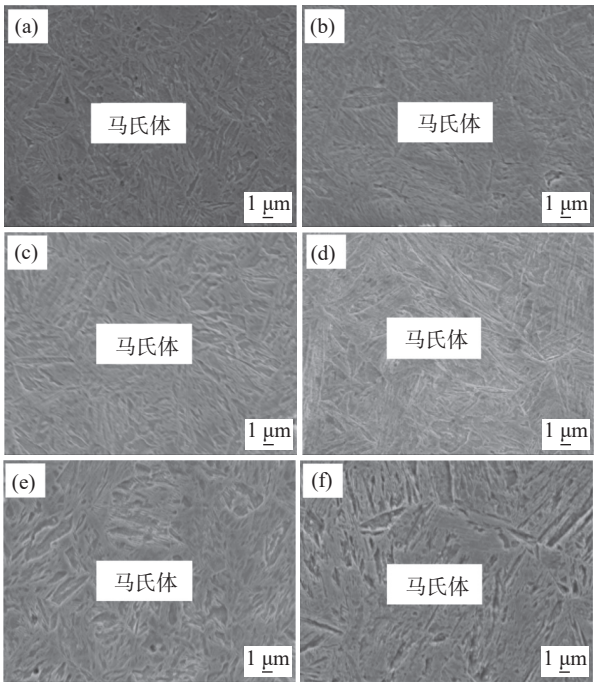


（a）810 ℃;（b）840 ℃;（c）870 ℃;（d）900 ℃;（e）930 ℃;（f）960 ℃;（g）990 ℃

图 1　不同奥氏体化温度下热成形钢的淬火组织

Fig. 1　Quenching microstructures under different austenitizing temperatures

为更加清晰地观察到热成形钢不同奥氏体化温度下淬火后得到的马氏体组织, 又对其进行 SEM 表征, 如图 2 所示。



（a）840 ℃;（b）870 ℃;（c）900 ℃;（d）930 ℃;（e）960 ℃;（f）990 ℃

图 2　不同奥氏体化温度下热成形钢的淬火组织(SEM)

Fig. 2　Quenching microstructures under different austenitizing temperatures

分析可知, 淬火后的组织均为马氏体, 紧密相邻的马氏体板条之间呈平行状, 不同原奥氏体晶界区域的马氏体之间呈一定角度相交, 且随着温度的升高, 马氏体组织逐渐粗大。当温度为 840 ℃ 时, 马氏体组织最为细小, 当温度为 990 ℃ 时, 马氏体组织最为粗大, 该规律与前文金相组织变化一致。

图 3 为不同奥氏体化温度条件下热成形钢的力学性能变化。分析可知, 当奥氏体化温度为 810 ℃ 时, 其抗拉强度相对较低为 1 428.23 MPa, 伸长率相对较高为 8.37%, 这是由该温度下超高强钢未完全奥氏体化所致。当奥氏体化温度为 840 ℃ 时, 抗拉强度相对较高为 1 861.3 MPa, 伸长率为 6.88%, 与 810 ℃ 相比, 其强度急剧增加, 这是由于该钢在 840 ℃ 时实现了完全奥氏体化且淬火后的组织为全马氏体所致, 此时其强塑积为 12.81 GPa·%。随着奥氏体化温度的继续升高, 抗拉强度、伸长率及强塑积均呈下降趋势, 这是由其淬火后的马氏体组织随着温度的升高逐渐粗大所致[15]。结合前文该超高强钢组织形貌演变分析, 其最佳奥氏体化温度应为 840 ℃。

2.2　保温时间对组织演变及力学性能的影响

图 4 为奥氏体化温度为 930 ℃, 保温时间分别为 1、3、5、7、9 min 条件下淬火后热成形钢的金相组织。分析可知, 当保温时间为 1 min 时, 热成形钢淬火后的组织为呈带状分布的铁素体和珠光体, 表

明该保温条件下并未实现完全奥氏体化。随着保温时间的继续增加，当保温时间分别为 3、5、7、9 min 时，淬火后的组织为全马氏体，且随着保温时间的增加，马氏体组织逐渐粗大。即若使该钢种实现完全奥氏体化，保温时间至少应大于 3 min，故最佳保温时间定为 3 min。

为更加清晰的观察到不同保温时间下淬火后得到的马氏体组织，又对保温时间大于 3 min 的钢样进行 SEM 表征，如图 5 所示。分析可知，淬火后的组织均为马氏体，不同原奥氏体晶界区域的马氏体之间亦呈一定角度相交，当保温时间为 3 min 时，马氏体组织相对较为细小。

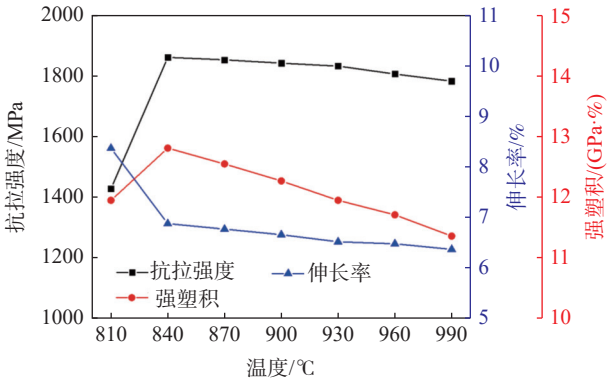
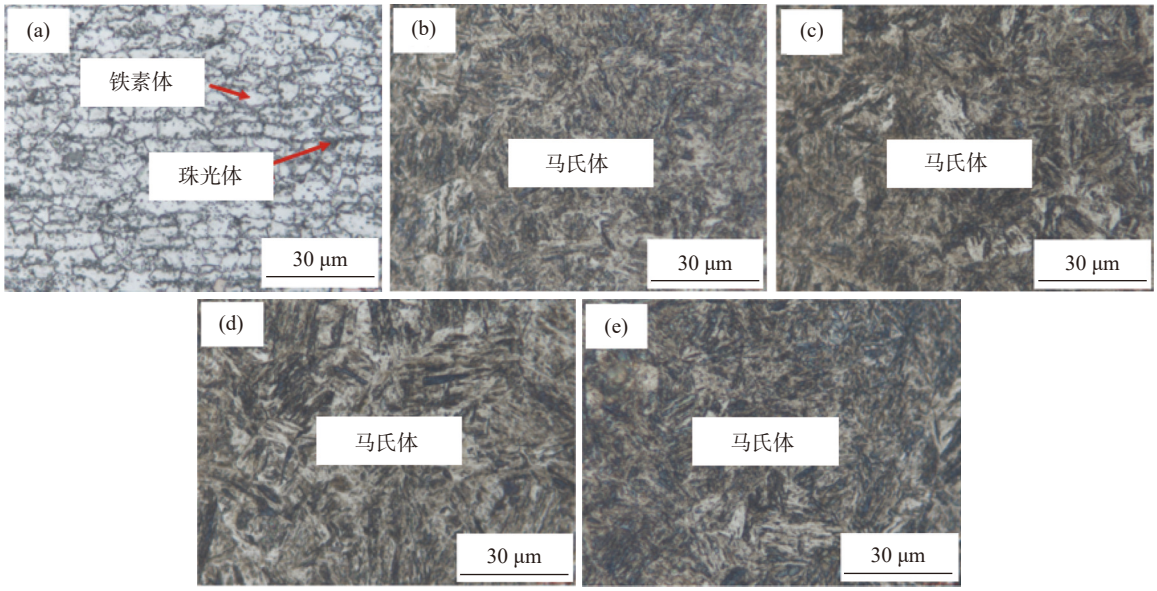


图 3　不同奥氏体化温度下热成形钢的力学性能变化

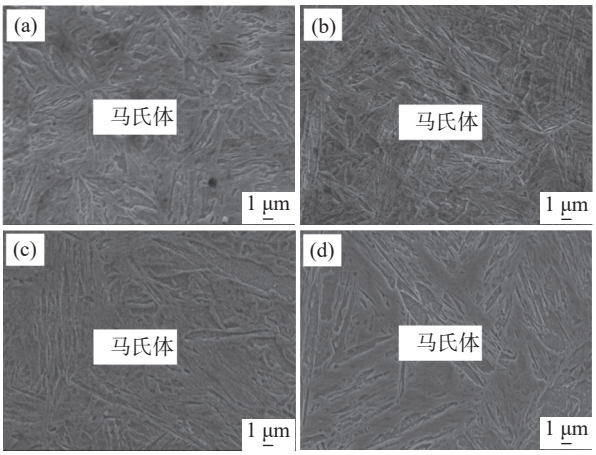
Fig. 3　Changes of mechanical properties at different austenitizing temperatures



（a）1 min；（b）3 min；（c）5 min；（d）7 min；（e）9 min

图 4　不同保温时间下热成形钢的淬火组织

Fig. 4　Quenching microstructures at different holding times



（a）3 min；（b）5 min；（c）7 min；（d）9 min

图 5　不同保温时间下热成形钢的淬火组织(SEM)

Fig. 5　Quenching microstructures at different holding times

图 6 为奥氏体化温度为 930 ℃ 时，不同保温时间条件下超高强钢力学性能变化。分析可知，当保温时间为 1 min 时，其抗拉强度为 582.46 MPa，伸长率为 23.21%，这是由该条件下超高强钢未完全奥氏体化所致。当奥氏体化时间为 3 min 时，抗拉强度、伸长率及强塑积分别为 1 851.28 MPa、6.84%、12.66 GPa·%。随着保温时间的继续增加，其抗拉强度和强塑积均呈下降趋势，这是由淬火后的马氏体组织随保温时间的增加而逐渐粗大所致。结合前文马氏体组织随保温时间变化的分析，该超高强钢奥氏体化最佳保温时间为 3 min。

2.3　最佳奥氏体化工艺制度制定

根据前文分析可知，当奥氏体化温度为 840 ℃、

保温时间为 3 min 时, 该超高强钢可以实现完全奥氏体化, 故最佳奥氏体化工艺制度制定为: 奥氏体化温度 840 ℃、保温时间 3 min。为验证上述最佳奥氏体化工艺制度的正确性, 又对该条件下的淬火组织进行了 SEM、EBSD 表征, 如图 7 所示。晶界取向差在 47°至 60°时发生了马氏体转变的晶体学特征, 在该晶界取向差范围内, 晶粒数均明显增加, 尤其是在 60°左右时, 晶粒数增加最为明显, 均在 5%以上, 结合 SEM 表征可知, 淬火后得到了马氏体组织。

图 8 为通过 EBSD 技术表征得到的最佳奥氏体化条件下淬火后试样 CSL 晶界特征及占比。根据 Watanabe 提出的晶界特征分布概念, 当∑值在 3 ~ 29 时为低∑重位点阵(CSL)晶界, 低∑重位点阵(CSL)晶界不易与溶质原子、位错发生交互作用, 晶界结合力强、能量低, 能减少或避免裂纹的产生, 同时对微裂纹的扩展起到一定的阻碍作用。该条件下其低∑重位点阵(CSL)晶界占比为 9.87%, 表明该超高强钢具有一定的抑制微裂纹扩展的能力。

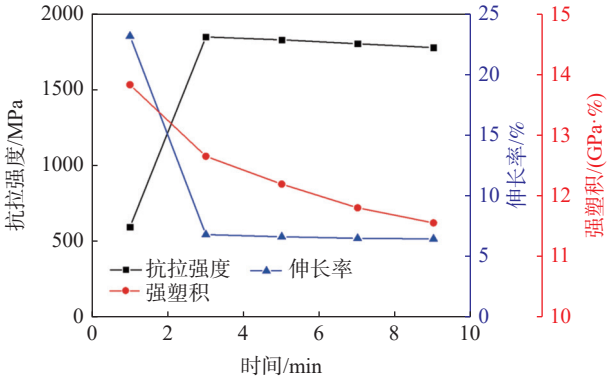
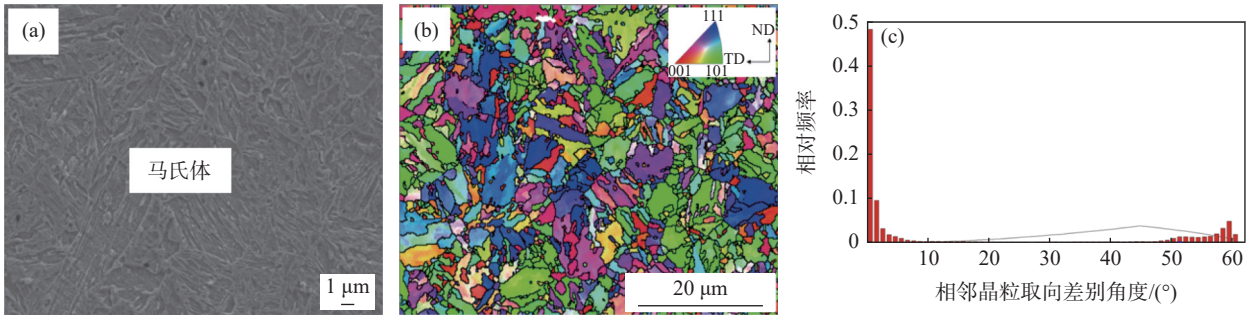


图 6　不同保温时间下热成形钢的力学性能变化

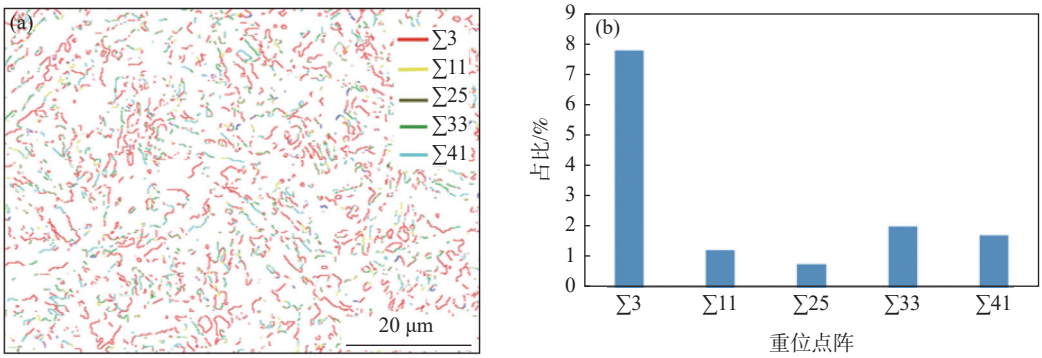
Fig. 6　Changes of mechanical properties at different holding times



(a)SEM 表征; (b)EBSD 表征; (c) 相邻晶粒取向差分布

图 7　最佳工艺制度下超高强钢组织及 EBSD 表征

Fig. 7　Microstructure and EBSD analysis of the ultra-high strength steel with the optimum austenitizing process



(a) 晶界分布; (b) 重位点阵占比

图 8　淬火后试样 CSL 晶界特征及占比

Fig. 8　Characteristics and proportion of the CSL grain boundary of the steel

3　结论

对不同奥氏体化温度及保温时间条件下 1 800 MPa 级超高强热成形钢组织及力学性能演变行为进行了研究。得到结论如下:

1)保温时间为 5 min 条件下, 奥氏体化温度达到 840 ℃ 时, 1 800 MPa 级超高强钢能够实现完全奥氏体化, 淬火后的组织为全马氏体, 且随着奥氏体

化温度的升高逐渐粗大。奥氏体化温度为 840 ℃时的抗拉强度、伸长率及强塑积分别可以达到 1 861.3 MPa、6.88%、12.81 GPa·%。

2)奥氏体化温度为 930 ℃ 条件下，保温时间达到 3 min 时，1 800 MPa 级超高强钢能够实现完全奥氏体化，且淬火后能得到全马氏体组织。随着保温时间的增加，马氏体组织逐渐粗大。保温时间为 3 min 时的抗拉强度、伸长率及强塑积分别可以达到 1 851.28 MPa、6.84%、12.66 GPa·%。

3)1 800 MPa 级超高强热成形钢的最佳奥氏体化工艺制度为：奥氏体化温度 840 ℃，保温时间 3 min。

参考文献

[1] Zhang Y, Lai X, Zhu P. Lightweight design of automobile component using high strength steel based on dent resistance[J]. Materials & Design, 2006, 27(1): 64−68.

[2] Li Jixiong , Wang Daoyong . Study on application of MSOT method for lightweight design of automobile body structure[J]. Advances in Mechanical Engineering, 2020, 12(10): 1-15.

[3] Zheng Songlin. Lightweight design of automobile drive shaft based on the characteristics of low amplitude load strengthening[J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering, 2011, 24(6): 1111.

[4] Novotny S, Geiger M. Process design for hydroforming of lightweight metal sheets at elevated temperatures[J]. Journal of Materials Processing Tech, 2003, 138(1-3): 594−599.

[5] Lechler J , Merklein M. Hot stamping of ultra high strength steels as a key technology for lightweight construction[C]// Materials Science & Technology Conference and Exhibition, MS&T'08. Germany: University Erlangen-Nuremberg, 2008.

[6] Mori K I. New hot stamping processes of automobile lightweight ultra-high strength steel parts[J]. Journal of the Japan Society for Technology of Plasticity, 2012, 53(613): 98−102.

[7] Xu Yunsong, Gong Yu, Du Hao, *et al*. A newly-designed hot stamping plus non-isothermal Q&P process to improve mechanical properties of commercial QP980 steel[J]. International Journal of Lightweight Materials and Manufacture, 2019, 3(1): 26−35.

[8] Hu Ping , Liang Ying, He Bin. Hot stamping advanced manufacturing technology of lightweight car body[C]//The Formability of High-Strength Steel for Hot Stamping. Singapore: Springer, 2017: 165-192.

[9] De Castro M R, Monteiro W A, Politano R. Enhancements on strength of body structure due to bake hardening effect on hot stamping steel[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2019, 100(1/4): 771−782.

[10] Scharifi E, Schade T, Ademaj A, *et al*. Characterization of mechanical properties, macroscopic deformation behavior and microstructure of functionally graded 22MnB5 steel[J]. Steel Research International, 2021, 92(7): 16.

[11] Reitz A, Grydin O, Schaper M. Characterization of phase transformations during graded thermo-mechanical processing of press-hardening sheet steel 22MnB5[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2020, 51: 5628−5638.

[12] Zhang Y, Wang W, Liu K, *et al.* Thermomechanical analysis on the frictional contact behavior of a high-strength steel 22MnB5–die steel H13 tribopair at 800 °C by experiment and finite-element simulation[C]//ARCHIVE Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part J Journal of Engineering Tribology , 2021, (208-210): 1994-1996.

[13] Kong Ling, Peng Yan. In situ observation on microstructure evolution of 22MnB5 in hot stamping process[J]. Metallurgical Research and Technology, 2019, 116(2): 209.

[14] Liu S, Long M, Zhang S, *et al*. Study on the prediction of tensile strength and phase transition for ultra-high strength hot stamping steel[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(6): 14244−14253.

[15] Liu S, Ai S, Long M, *et al*. Evolution of microstructures and mechanical properties of Nb-V alloyed ultra-high strength hot stamping steel in austenitizing process[J]. Materials, 2022, 15: 8197.

编辑　唐肖