

# 22MnB5 热成形钢点焊接头组织演变与性能分析

才贺龙, 易红亮, 吴迪

(东北大学 轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 沈阳 110819)

**摘要:** 采用不同工艺参数对 22MnB5 热成形钢进行点焊试验, 分析工艺参数对焊点性能的影响, 并研究 22MnB5 热成形钢点焊接头组织演变及组织—性能关系。结果表明, 焊点熔核直径与拉剪力两者表现出正相关关系。与电极压力相比, 焊接电流对焊点力学性能具有更大的影响。焊点各区域的组织演变导致了明显的硬度差异。熔核区、过临界热影响区、亚临界热影响区及母材区均为马氏体组织。临界热影响区为铁素体 + 马氏体双相组织, 导致硬度显著降低。该软化区增加了焊点失效时的承载能力及能量吸收能力, 促使接头失效以“熔核拔出”方式发生。

**关键词:** 电阻点焊; 热成形钢; 力学性能; 软化区

中图分类号: TG 457.11

文献标识码: A

doi: 10.12073/j.hjxb.2019400089

## 0 序 言

热成形技术将均匀奥氏体化后的红热钢板, 直接送入内置冷却系统的模具内快速成形及淬火, 完成马氏体相变, 得到抗拉强度 1 500 MPa 以上的热冲压成形件, 从而解决超高强钢成形性与强度两者的矛盾关系<sup>[1-4]</sup>。目前来看, 热成形钢在汽车车身制造中的应用比例日益增加, 并已成为满足汽车减重和增加碰撞安全性能的重要途径<sup>[5-7]</sup>。

电阻点焊因其生产效率高、易于实现自动化等优点, 已经在汽车工业中得到广泛采用, 并将继续成为汽车工业中高强度钢板的主要焊接方法。点焊接头的组织、性能及接头失效方式直接影响着构件及整车碰撞安全性。由于超高强钢特殊物理化学属性, 其焊接工艺性能较难控制, 目前针对组织为全马氏体的热成形钢点焊接头组织演变及组织—性能关系的研究还不够清晰。

试验选择国内某钢厂生产的冷轧退火态 22MnB5 热成形钢, 针对平面模具热冲压处理后组织为全马氏体的钢板进行一系列点焊试验, 并对点焊接头进行了相应的显微组织观察、力学性能评价、硬度测试及熔核直径测量, 揭示 22MnB5 热成形钢点焊过程中的组织演变机理及组织—性能关系。研究结果可用于指导超高强钢点焊工艺参数的优化选择及性能分析。

## 1 试验方法

试验材料采用 1.5 mm 厚冷轧退火态 22MnB5 热成形钢, 其化学成分和力学性能如表 1 和表 2 所示。点焊试验使用日本松下公司生产的 YR-500 SA2HGE 单相交流电阻点焊机, 半球形电极半径为 50 mm, 电极材料为铬—锆—铜。将两块钢板采用如图 1 所示的搭接方式进行点焊试验。

表 1 22MnB5 热成形钢板化学成分 (质量分数, %)

Table 1 Chemical compositions of 22MnB5 hot stamped steel

C	Si	Mn	Cr	Mo	B	Ti
0.23	0.17	0.95	0.24	0.21	0.001 9	0.02

表 2 22MnB5 热成形钢板力学性能

Table 2 Mechanical properties of 22MnB5 hot stamped steel

状态	组织	屈服强度	抗拉强度	断后伸长率
		$R_{\text{el}}/\text{MPa}$	$R_{\text{m}}/\text{MPa}$	$A(\%)$
热成形前	铁素体 + 珠光体	430	510	31.3
热成形后	马氏体	1 100	1 560	7.5

点焊试验中采用的焊接工艺参数如表 3 所示。依次调整焊接电流  $I$ 、焊接时间  $t$  及电极压力  $F$ , 分析 22MnB5 热成形钢点焊获得的熔核直径、拉剪载荷及接头失效形式, 确定合理的焊接工艺窗口范围。焊点力学性能评价在电子式万能材料试验机上进行, 拉伸速度为 2 mm/min, 焊点失效破坏过程中

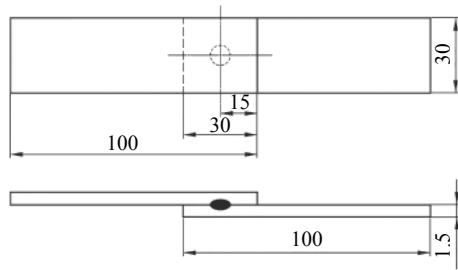


图 1 点焊试验中的试样尺寸 (mm)

Fig. 1 Sample dimensions of spot welding test

所承受载荷的最大值即为焊点的拉剪力。使用线切割机将焊点沿中心切开制备金相试样, 经研磨、抛光及 4% 的硝酸酒精溶液腐蚀后, 采用 Leica DMIR M 光学显微镜及 JXA-8530F 场发射电子探针分析仪观察点焊接头的宏观及微观组织。利用维氏硬度计测试点焊接头的显微硬度, 所用测试载荷为 2.94 N, 加载时间为 10 s, 测试点间距为 0.2 mm。

表 3 点焊试验中的焊接工艺参数

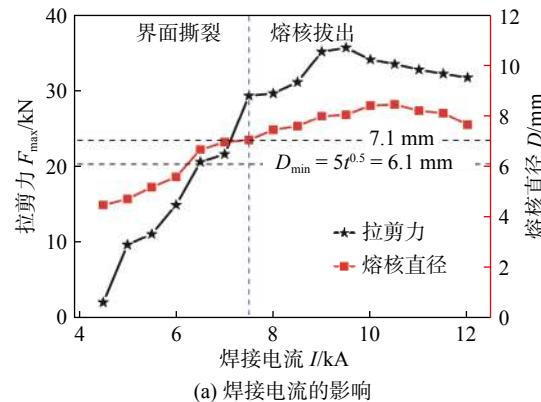
Table 3 Welding parameters of spot welding test

焊接电流 $I/kA$	焊接时间 $t/ms$	电极压力 $F/kN$
4.5 ~ 12.0	400	7.0
8.0 ~ 10.0	300 ~ 500	8.0
9.0	400	3.5 ~ 11.5

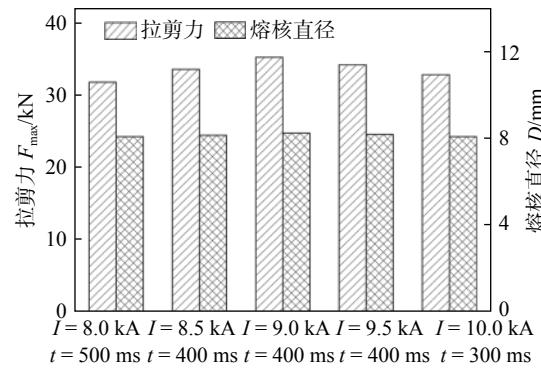
## 2 试验结果与分析

### 2.1 焊接工艺参数对点焊性能的影响

焊接工艺参数对 22MnB5 热成形钢点焊接头拉剪力及熔核直径的影响如图 2 所示。由图 2a 可以看出, 随着焊接电流的增加, 焊点失效时承受的拉剪力及熔核直径均呈现先增加后缓慢降低的变化趋势。当  $I$  较小时, 焊点处金属熔化量少, 熔核直径小, 熔核强度不足, 从而发生“界面撕裂”失效。当  $I$  为 7.5 kA 时, 熔核直径  $D$  达到 7.1 mm, 接头失效形式由“界面撕裂”转变为“熔核拔出”。通常来讲, “熔核拔出”是焊点最理想的失效形式, 表明焊点具有很强的承载能力。当  $I$  增加至 10.5 kA 时, 出现焊接飞溅, 减少了焊点处的金属熔化量, 从而减少了熔核直径, 强度降低, 导致拉剪力降低。可以得出, 22MnB5 热成形钢的理想焊接电流  $I$  为 7.5 ~ 10.0 kA。焊点拉剪力与熔核直径的对应关系表明, 焊点可承载的拉剪力主要取决于熔核尺寸大小, 大尺寸熔核具有更大的承载面积及更高的熔核强度, 因此具有更高的承载能力。



(a) 焊接电流的影响



(b) 焊接电流及焊接时间的影响

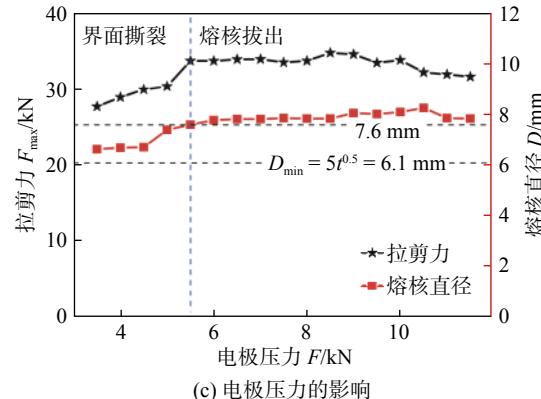


图 2 焊接工艺对焊点拉剪力及熔核直径的影响

Fig. 2 Effects of welding parameters on nugget diameter and peak load of spot weld in tensile-shear test

根据焦耳定律, 点焊热输入量  $Q = I^2 R t$ , 其中  $I$  为焊接电流,  $R$  为接触电阻,  $t$  为焊接时间。焊接电流和焊接时间作为影响焊接热输入的主要因素, 直接影响着点焊接头熔核直径及拉剪力。由图 2b 可以看出, 在合理的工艺窗口内, 采用小电流长时间或大电流短时间的焊接工艺可得到相近的熔核直径及拉剪力, 且所有焊点均表现出“熔核拔出”的失效形式。

电极压力影响着接触电阻, 从而也是影响焊接热输入的重要因素。如图 2c 所示, 随着电极压力的增加, 拉剪力及熔核直径均先增加后略降低。在  $F$

为5.5 kN时,熔核直径 $D$ 达到7.6 mm,接头失效形式由“界面撕裂”失效转变为“熔核拔出”失效。然而 $F$ 低于6.5 kN时,出现焊接飞溅。由此得出,22MnB5热成形钢的理想电极压力 $F$ 为6.5~10.0 kN。虽然图2c表现出与图2a相似的变化趋势,但当电极压力增加至一定值时,两块钢板搭接处的接触面面积达到较为稳定的状态,随后焊点拉剪力及熔核直径受电极压力的影响较小,表明电极压力对焊点性能的影响程度弱于焊接电流。

熔核尺寸直接影响熔核强度,因此是接头失效形式的重要影响因素。根据韩国焊接标准KS B0 8502006,当最小熔核直径 $D_{min} = 5t^{0.5}$ ( $t$ 为钢板厚度)时,熔核强度足以保证焊点以“熔核拔出”方式失效<sup>[8]</sup>。由图2a及图2c可以得出,改变焊接电流及电极压力时,发生“熔核拔出”失效时的最小熔核直径分别为7.1和7.6 mm,明显高于最小熔核直径计算值。因此判定“熔核拔出”条件的经验公式并不适应于超高强度热成形钢。

## 2.2 接头显微硬度

以焊点熔核中心为起始点,向试样边缘方向进行显微硬度测试,依次经过熔核区(FZ)、热影响区(HAZ)及母材区(BM)。焊点的硬度分布结果如图3所示。熔核区硬度约为510 HV,母材区硬度略低于熔核区,达到503 HV左右。热影响区内的硬度分布出现明显差异,靠近母材区一侧的热影响区硬度与母材区硬度接近,靠近熔核区一侧的热影响区硬度接近或略高于熔核区,而在距离熔核中心5 mm左右的硬度明显降低,最低硬度值可达300 HV,该硬度“软化”区域宽度约为1 mm。根据热影响区硬度分布的差异,可将热影响区细分为过临界热影响区(UC-HAZ),临界热影响区(IC-HAZ)及亚临界热影响区(SC-HAZ)。

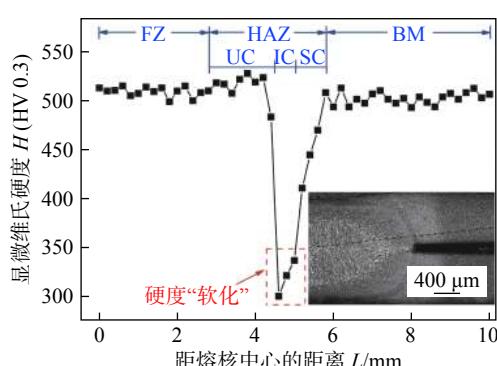


图3 22MnB5热成形钢焊点显微硬度分布

Fig. 3 Micro-hardness profile of 22MnB5 spot weld

## 2.3 接头显微组织

图4为22MnB5热成形钢点焊接头横截面的宏观形貌及各区域显微组织。从图4a中可以看出,整个焊件可以分为5个区域(I~V区),与显微硬度分布结果的结论一致。由于点焊过程快速冷却的特点,熔化金属快速凝固,因此熔核区组织为粗大的板条马氏体(图4b),硬度较高。在熔核区与母材区之间的热影响区受焊接热输入影响较大,因此整个热影响区不同位置的组织呈现出不同的特点。过临界热影响区加热温度高,在点焊过程中达到完全奥氏体化状态,经过快速冷却后相变为马氏体组织,但该区域的晶粒尺寸及马氏体板条尺寸明显细化(图4c)。受加热温度及保温时间影响,过临界热影响区内一定存在粗晶区及细晶区,由于细晶强化作用,远离熔核区方向上的细晶区硬度略微上升,如图3所示。临界热影响区在焊接过程中被加热到铁素体+奥氏体状态,最终铁素体组织保留下来,得到铁素体+马氏体双相组织(图4d),组织软化导致该区域为整个焊接接头硬度最低的区域(图3虚线区域)。亚临界热影响区受热输入影响发生马氏体回火,回火后的组织中可明显看到碳化物存在(图4e)。母材区受点焊热输入影响甚小,该区域组织仍保持热冲压后的马氏体组织特点(图4f),但由于在热冲压过程中会发生马氏体自回火,使得母材区硬度略低于熔核区。

在承受拉剪载荷条件下,焊点以“熔核拔出”方式失效应具备两个条件,(1)熔核区强度足够高;(2)熔核区外须存在低强度区域,使得断裂失效位置发生在该区域,从而增加焊点的承载能力及能量吸收能力。当熔核尺寸小、熔核强度不足时,焊点通常以“界面撕裂”方式失效。虽然在TRIP钢、DP钢等高强钢点焊的热影响区也会出现软化现象<sup>[9]</sup>,但其母材区强度已经显著低于全马氏体组织的熔核区,焊点极易以“熔核拔出”方式失效,因此不能说明热影响区软化现象对其焊点以“熔核拔出”方式失效的有益作用。而在22MnB5热成形钢点焊中,其母材区与熔核区强度差别较小,只有临界热影响区内有低强度的铁素体软相存在,使得临界热影响区强度显著低于接头其它区域。因此,在熔核强度足够高的前提下,硬度“软化”区的存在,提高了22MnB5热成形钢焊点的承载能力及能量吸收能力,使焊点断裂发生在软化区位置,促使接头以“熔核拔出”方式失效。因此,控制焊接工艺及焊点组织对于22MnB5热成形钢点焊性能而言是非常重要的。

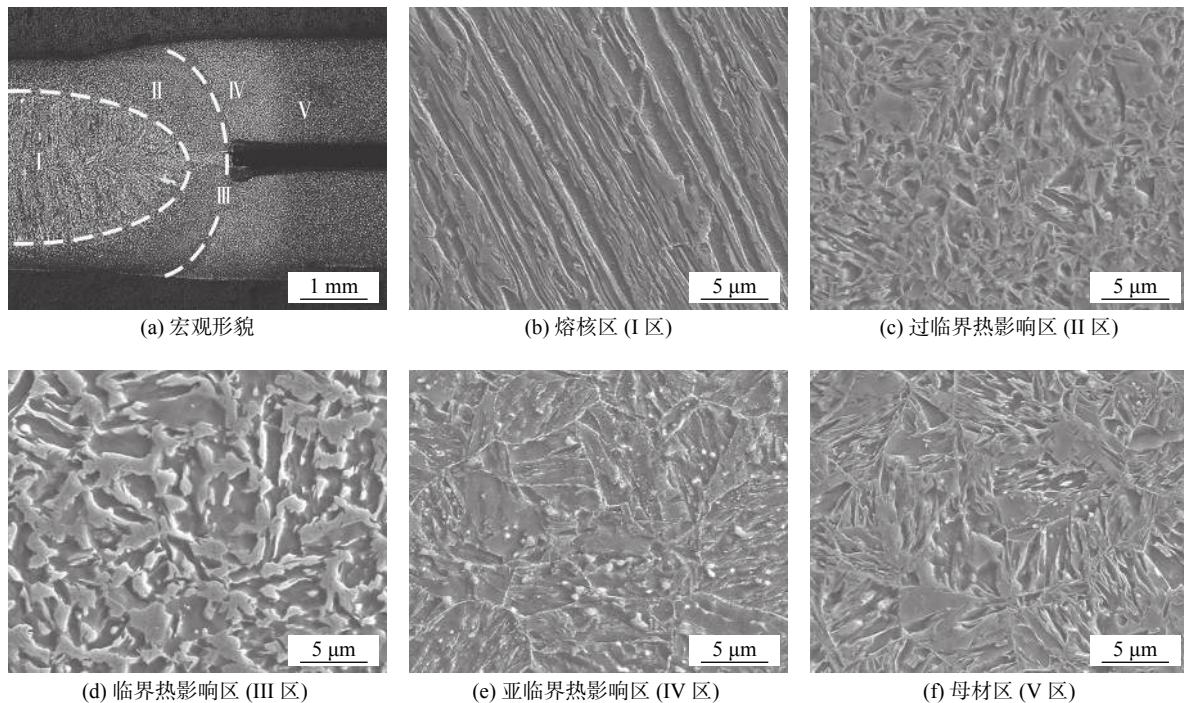


图 4 22MnB5 热成形钢焊点宏观形貌及微观组织形貌

Fig. 4 Macrograph and microstructures of 22MnB5 spot weld

### 3 结 论

(1) 对 22MnB5 热成形钢进行点焊试验, 焊点熔核直径与拉剪力两者表现为正相关关系。

(2) 22MnB5 热成形钢点焊工艺窗口较宽, 理想焊接参数范围为焊接电流 7.5 ~ 10.0 kA, 焊接时间 300 ~ 500 ms, 电极压力 6.5 ~ 10.0 kN。

(3) 焊点各区域的组织不同导致其硬度存在明显差异。熔核区、过临界热影响区、亚临界热影响区及母材区均为马氏体组织, 硬度大约为 500 ~ 520 HV。临界热影响区为铁素体 + 马氏体双相组织, 硬度最低为 300 HV。硬度“软化”区的存在, 提高了 22MnB5 热成形钢焊点的承载能力及能量吸收能力, 使焊点断裂发生在软化区位置, 促使接头以“熔核拔出”方式失效。

### 参考文献:

- [1] Chang Y, Li X D, Zhao K M, et al. Influence of stress on martensitic transformation and mechanical properties of hot stamped AHSS parts[J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 629: 1 – 7.
- [2] Lu Y, Peer A, Abke T, et al. Subcritical heat affected zone softening in hot-stamped boron steel during resistance spot welding[J]. Materials and Design, 2018, 155: 170 – 184.
- [3] Naderi M, Katabchi M, Abbasi M, et al. Analysis of microstructure and mechanical properties of different high strength carbon

steels after hot stamping[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2011, 211(6): 1117 – 1125.

- [4] George R, Bardelcik A, Worswick M J. Hot forming of boron steels using heated and cooled tooling for tailored properties[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2012, 212(11): 2386 – 2399.
- [5] 赵洪运, 刘洪伟. 22MnB5 超高强钢焊接组织与性能 [J]. 焊接学报, 2014, 35(2): 67 – 69, 78. Zhao Hongyun, Liu Hongwei. Microstructure and properties of TIG welded 22MnB5 ultra high strength steel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2014, 35(2): 67 – 69, 78.
- [6] Karbasian H, Tekkaya A E. A review on hot stamping[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2010, 210(15): 2103 – 2118.
- [7] Merklein M, Lechner J. Investigation of the thermo-mechanical properties of hot stamping steels[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2006, 177(1–3): 452 – 455.
- [8] Choi H S, Park G H, Lim W S, et al. Evaluation of weldability for resistance spot welded single-lap joint between GA780DP and hot-stamped 22MnB5 steel sheets[J]. Journal of Mechanical Science and Technology, 2011, 25(6): 1543 – 1550.
- [9] Zhao D W, Wang Y X, Liang D J, et al. Modeling and process analysis of resistance spot welded DP600 joints based on regression analysis[J]. Materials and Design, 2016, 110: 676 – 684.

**第一作者简介:**才贺龙, 男, 1989 年出生, 博士研究生。主要从事热成形钢开发及焊接工艺方面的研究工作。发表论文 3 篇。Email: [CHN\\_Caihl4181@126.com](mailto:CHN_Caihl4181@126.com)

**通信作者简介:**易红亮, 男, 教授, 博士研究生导师。Email: [hlyi@ral.neu.edu.cn](mailto:hlyi@ral.neu.edu.cn)