

B1500HS 热成形钢与 DP 钢的点焊接头拉剪性能

孙浩¹, 刘成杰^{1,2}, 毕文珍^{1,2}, 郭亚洲³, 王武荣¹, 韦习成¹

(1. 上海大学, 上海 200444; 2. 宝山钢铁股份有限公司中央研究院, 汽车用钢开发与应用技术国家重点实验室(宝钢), 上海 200126; 3. 上海汽车集团股份有限公司乘用车公司, 上海 201804)

摘要: 文中以 3 种强度级别的双相钢(DP780, DP980, DP1180)和 B1500HS 热成形钢的电阻点焊接头为研究对象, 研究了 DP 钢强度对点焊接头拉剪性能的影响, 分别观察和分析了接头宏观形貌和微观组织, 测试和分析了接头的硬度分布及接头的断裂模式。结果表明, DP 钢强度对接头的拉剪强度影响很小, 但会影响其断裂模式。B1500HS/DP780 的断裂是焊核从 DP 钢侧拔出, 另 2 种的则是焊核从 B1500HS 侧拔出, 但它们的初始起裂位置均位于亚临界热影响区。B1500HS 侧亚临界热影响区软化严重, 较基体硬度下降约 29% ~ 36%, 而 DP780 无明显软化现象, DP980 和 DP1180 侧的亚临界热影响区软化率分别为 17% 和 25%。说明在异种材料电阻点焊过程中其热影响区的软化程度会影响点焊接头的断裂模式。

创新点: 对 B1500HS 分别与 DP780, DP980, DP1180 组成的 RSW 接头展开对比研究。

关键词: B1500HS; 双相钢; 电阻点焊; 热影响区软化; 断裂模式

中图分类号: TG453 文献标识码: A doi: 10.12073/j.hj.20210624002

Tensile-shear properties of resistance spot welded joints of B1500HS hot forming steel

Sun Hao¹, Liu Chengjie², Bi Wenzheng², Guo Yazhou³, Wang Wurong¹, Wei Xicheng¹

(1. Shanghai University, Shanghai 200444, China; 2. Central Research Institute, Baoshan Iron & Steel Co., Ltd., State Key Laboratory of Development and Application (Baosteel), Shanghai 200126, China; 3. SAIC Motor Passenger Vehicle Company, Shanghai 201804, China)

Abstract: Three strength levels of DP steel (DP780, DP980, DP1180) and B1500HS resistance spot welded (RSW) joints were prepared and investigated in present paper. The influence of DP steel's strength on tensile-shear properties of RSW joints were studied. The macroscopic morphology and microstructure of RSW joints were observed and analyzed by ultra-depth microscopy and scanning electron microscope (SEM). The hardness profile of welded joints were measured by Vickers microhardness tester. The results showed that strength of DP steel had negligible impact on tensile-shear strength of RSW joints but its fracture mode. The nugget was pulled out from DP steel side for B1500HS/DP780 RSW joint. The other two nuggets were pulled out from the B1500HS side. Their initial fracture locations were all located in subcritical HAZ (SCHAZ). The SCHAZ on the B1500HS side was seriously softened with 29% ~ 36% hardness loss compared with its matrix. However, there was no obvious softening phenomenon for the SCHAZ on the DP780 side. The softening rates of the SCHAZ on the DP980 and DP1180 sides were 17% and 25%, respectively.

Highlights: RSW joints composed of B1500HS and DP780, DP980, DP1180 were comparatively studied.

Key words: B1500HS, DP steel, resistance spot welding, softening of heat affected zone, fracture mode

0 前言

电阻点焊(RSW)因其成本低、性能好、操作方便而成为汽车车身的主要焊接技术^[1]。随着轻量化技术的发展,先进高强度钢(AHSS)的应用是实现汽车轻量化而不降低安全性有效途径之一^[2]。热成形钢具有超高抗拉强度(一般≥1 500 MPa)和较好成形性,广泛应用于车身的防撞结构件,如A柱、B柱和防撞梁等^[3]。随着车身AHSS钢应用比例日益增长,热成形钢零件与不同强度级别的双相钢(DP)零件的RSW接头量也同步增加,其接头强度必然会影响到车身质量和安全性。因此,研究RSW接头性能和失效特征,对提高车辆的耐久性和安全性具有重要意义。

Tamizi等人^[4]对热成形钢RSW接头拉剪断裂行为的研究表明,接头的断裂起源于严重软化的亚临界热影响区(SCHAZ),且对接头强度有重要影响。对1 500 MPa级热成形钢^[5-6]点焊接头的硬度分布结果显示,热成形钢侧SCHAZ的硬度比基体的降低约35%~40%。Baltazar等人^[7-8]采用纳米压痕试验研究了DP980电阻点焊热影响区(HAZ)的软化特性。其软化

主要发生在SCHAZ,硬度下降约10%。Xia等人^[9]的研究表明,DP钢的软化程度与基体中马氏体体积分数呈正相关的线性关系。虽然国内外学者对热成形钢的RSW接头进行了大量研究^[10-12],但大多是对自连接的AHSS点焊接头组织性能的研究,对其与异种材料连接接头的对比研究相对较少^[13-14]。

对此,文中以B1500HS分别与DP780、DP980、DP1180组成的RSW接头为研究对象,在研究其抗拉强度基础上,对接头的组织、硬度分布及软化机理进行了比较研究,以期指导热成形钢的工程应用。

1 试验材料与方法

1.1 材料

试验所用材料为宝钢B1500HS热成形钢和DP780钢、DP980钢和DP1180钢。B1500HS钢厚度均为1.6 mm,DP780钢的厚度为1.2 mm,DP980钢和DP1180钢的为1.4 mm,其化学成分和力学性能见表1。图1为4种钢板材料的金相组织。B1500HS压淬后的组织为全马氏体,DP780、DP980和DP1180的组织为马氏体+铁素体。

表1 板材的化学成分及力学性能

钢材	化学成分(质量分数,%)								力学性能		
	C	Si	Mn	Cr	Al	Ti	B	Fe	抗拉强度 R_m /MPa	屈服强度 R_{ch} /MPa	断后伸长率 A (%)
B1500HS	0.28	0.23	1.16	0.152	0.070	0.024	0.002	余量	1 542	1 142	5.3
DP780	0.10	0.15	1.99	0.311	0.035	0.020	—	余量	846	544	20.1
DP980	0.09	0.45	2.14	0.023	0.036	0.050	0.002	余量	1 070	788	12.7
DP1180	0.12	0.44	2.63	0.018	0.032	0.019	0.001	余量	1 201	815	12.1

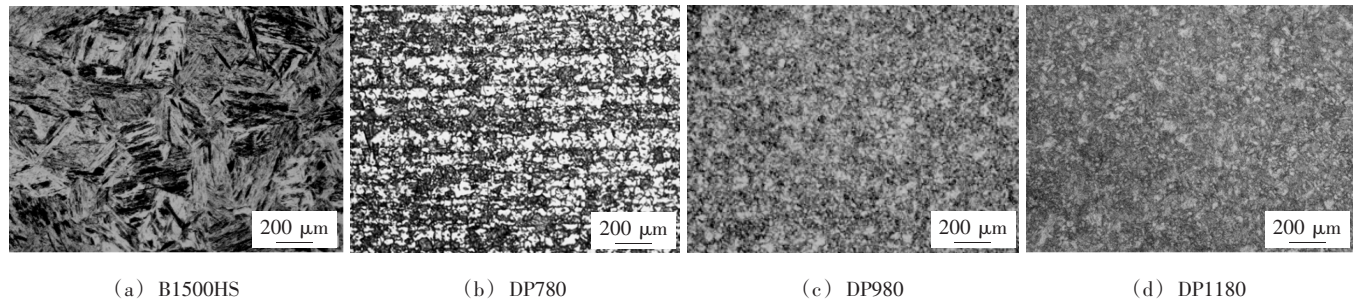


图1 钢板金相照片

1.2 试验方法与设备

在THP01-500A四柱单动高速压力机上,采用平板淬火模具及冷却系统,模拟B1500HS的热成形过程。试验用加热炉为HT-1800M高温炉(最高加热温度1 800

℃)。参数如下:加热温度930℃,保温时间4 min,下压速度90 mm/s,保压时间15 s,保压吨位130 t。

点焊试验在宝钢的梅达DM150工频交流点焊试验机上进行,电极材料为CrCu合金、端部直径6 mm,点焊

使用双脉冲电流方式进行。由于研究主要聚焦于与实际生产相结合的点焊接头性能,故研究的焊接工艺直接选用实际生产的成熟工艺。主要焊接参数为焊接电流 7.5 kA,焊接时间分 2 个周波各 10 cyc,2 个周波之间间隔 1 cyc,电极压力 3.6 kN。根据通用标准 GWS-5A《Test procedures resistance spot welding of steel》,由 2 块 150 mm × 50 mm 的矩形钢板搭接焊接而成,重叠部分为 50 mm × 50 mm,熔核在重叠部分中心位置,如图 2 所示。由于拉剪试样搭接后的不对称,为消除因夹持不居中造成点焊接头在拉剪试验中板材附加弯矩,在试样两侧夹持部位添加与该侧母材等厚的垫片。接头的拉剪试验在 MTS C45-305 拉伸试验机上进行,拉伸速率 10 mm/min,试验数据为至少 3 次试验结果的平均值。

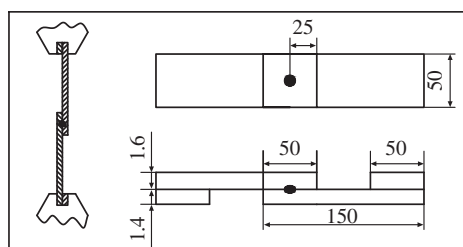


图2 拉剪试样的形状和尺寸

采用尼康 MA100 金相显微镜(OM)观察板材和点焊接头显微组织。使用 VHX-1500 超景深显微镜观察焊缝宏观形貌。使用 ZEISS SIGMA300 扫描电子显微镜(SEM)对 HAZ 的显微组织和成分进行观察和分析,使用 SEM 观察点焊接头断口形貌。点焊接头显微硬度测试在 MH-3 型显微硬度计上进行,加载载荷 2.94 N,保持时间 10 s。根据通用标准 GWS-5A 进行点焊接头显微硬度的测试,显微硬度沿熔核对角线方向测试,如图 3 所示。

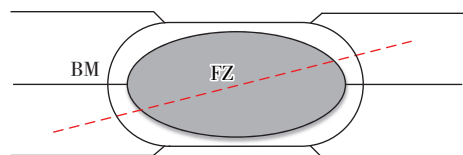


图3 显微硬度分布示意图

2 试验结果与讨论

2.1 B1500HS/DP1180 接头的组织

图 4 为 B1500HS/DP1180 点焊接头热影响区宏观组织,其中上部为 B1500HS,下部为 DP1180。图 5 和图 6 为 B1500HS/DP1180 点焊接头热影响区不同区域显微组织。图 5 为 B1500HS 侧 HAZ 显微组织。根据 HAZ 的峰值温度的影响,将 HAZ 可分为粗晶热影响区(CGHAZ),

图 5a)、细晶热影响区(FGHAZ,图 5b)、临界热影响区(ICHAZ,图 5c)和亚临界热影响区(SCHAZ,图 5d)4 个部分。CGHAZ 和 FGHAZ 属于完全淬火区,两者其峰值温度在 A_{c3} 以上,组织为全马氏体;与 FGHAZ 相比,CGHAZ 马氏体板条较粗大,因为其和熔核区相邻,峰值温度高,马氏体形核驱动力较大;ICHAZ 属于不完全淬火区,其峰值温度在 A_{c1} 和 A_{c3} 之间,组织呈铁素体(α) + 马氏体(M)两相组织;SCHAZ 属于回火区域,峰值温度小于 A_{c1} ,组织仅发生回火转变,电阻点焊过程中加热时间极短,时间可以忽略,属于非等温回火^[8]。此外,从图 4e 可见大量细小的碳化物颗粒沿着原奥氏体析晶界、马氏体块边界等位置弥散析出。与文献[4, 8]对马氏体钢和双相钢焊接接头的非等温回火的研究结果一致。

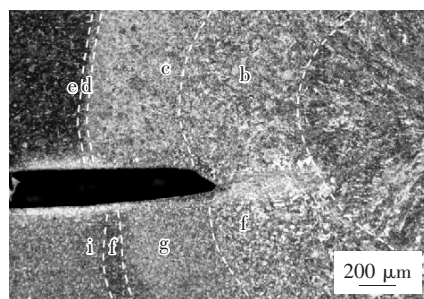
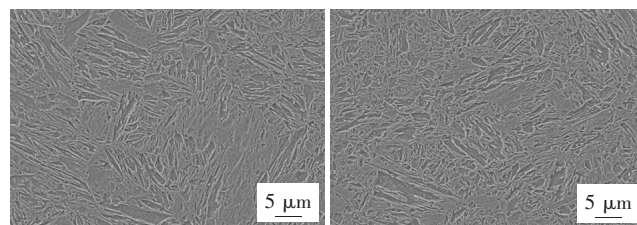
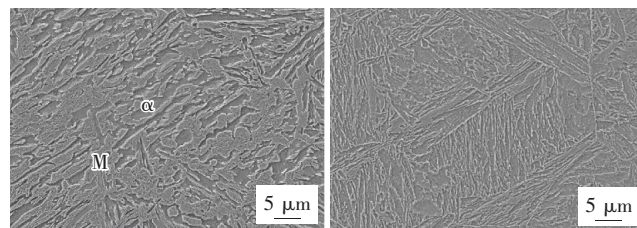


图4 宏观组织



(a) 粗晶热影响区

(b) 细晶热影响区



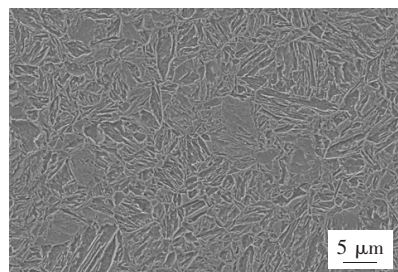
(c) 临界热影响区

(d) 亚临界热影响区

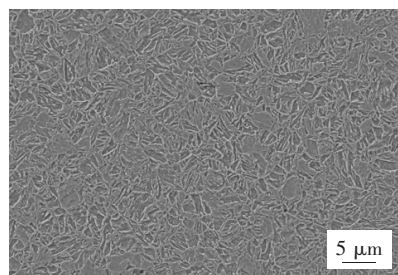
图5 B1500HS 侧 HAZ 显微组织

图 6 是 DP1180 侧 HAZ 显微组织。其组织演变规律与 B1500HS 侧相似,图 6a 是 CGHAZ 的 SEM 照片,图 6b 是 FGHAZ 的 SEM 照片,图 6c 是 ICHAZ 的 SEM 照片,图 6d 是 SCHAZ 的 SEM 照片。在 ICHAZ 中,白色块状铁素体在原 DP1180 马氏体边界生成。而在 SCHAZ,白色亚

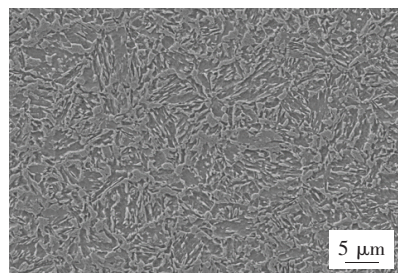
微米碳化物颗粒可以沿着原奥氏体晶界,马氏体板条块等位置析出^[8]。因此,DP1180 侧 ICHAZ 和 SCHAZ 组织形貌的相似度较高。



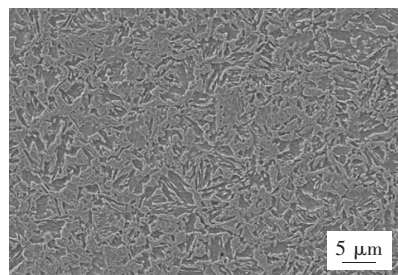
(a) 粗晶热影响区



(b) 细晶热影响区



(c) 临界热影响区



(d) 亚临界热影响区

图6 DP1180 侧 HAZ 微观组织

B1500HS/DP780 和 B1500HS/DP980 点焊接头的 HAZ 组织演变情况和 B1500HS/DP1180 的相似,此处不再赘述。

2.2 3 种点焊接头的拉剪性能及断裂模式

图7 为3 种点焊接头拉剪断裂的峰值力。DP780, DP980 和 DP1180 与 B1500HS 的点焊接头最大拉剪力平均

值分别为 22.62 kN, 23.92 kN 和 24.04 kN。三者差值较小,最大差值不足 5%。说明文中研究的 3 种 DP 钢的强度对接头的拉剪强度影响较小。

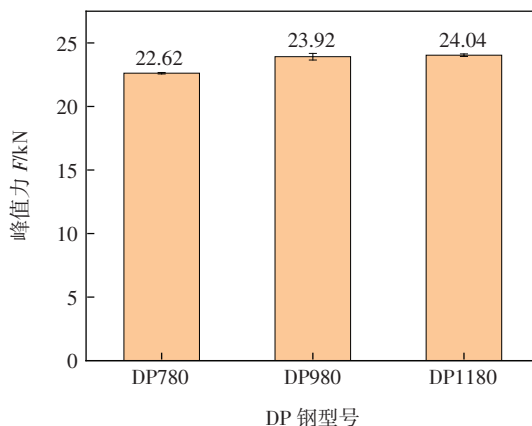


图7 不同 DP 钢与 B1500HS 点焊接头在拉剪测试中的断裂力

图8 为拉剪断裂试样的宏观照片。可以看到,3 组点焊接头断裂方式均为半界面断裂。对于 B1500HS/DP780(图 8a,)而言,焊核被从 DP780 侧拔出;B1500HS/DP980 和 B1500HS/DP1180 的焊核被从 B1500HS 侧拔出(图 8b 和图 8c)。这说明在 B1500HS/DP780 的拉剪过程中,接头的失效首先起源于 DP780 一侧,其断裂模式与 DP780 侧的 HAZ 组织和性能密切相关。而对另外 2 种接头而言,其失效则起源于 B500HS 侧,接头强度应取决于 B1500HS 的 HAZ 组织和性能。

图9 为3 种点焊接头拉剪断口截面形貌。从图 9a 可见,焊核从 DP780 侧撕裂,留在 B1500HS 侧。拉剪过程中,DP780 侧 SCHAZ 最先开始出现颈缩,随后出现裂纹直至焊核完全拔出。该区域组织经历了高温回火,且 DP780 基体强度远小于 B1500HS 基体强度,成为了点焊接头最薄弱处。相反,由于缺口的应力集中效应,最终焊核拔出并不与初始断裂位置对称,而是在熔核区和 HAZ 之间的过渡区域。综上,点焊接头中, SCHAZ 由于回火引起的严重软化和熔核区和 HAZ 之间过渡区的缺口应力集中效应而成为点焊接头薄弱处。图 9b 和图 9c 分别是 B1500HS/DP980 和 B1500HS/DP1180 的拉剪断口截面形貌。可见 2 组焊点断裂方式与 B1500HS/DP780 的相同,均为纽扣断裂,但其熔核从 B1500HS 侧拔出,分别留在 DP1180 和 DP980 侧。这说明 B1500HS 为点焊接头中的薄弱方,点焊接头失效从 B1500HS 开始,点焊接头强度取决于 B1500HS。因此,为提高汽车的安全性,在研究 RSW 接头断裂行为时应重点关注这些区域的组织和硬度变化。

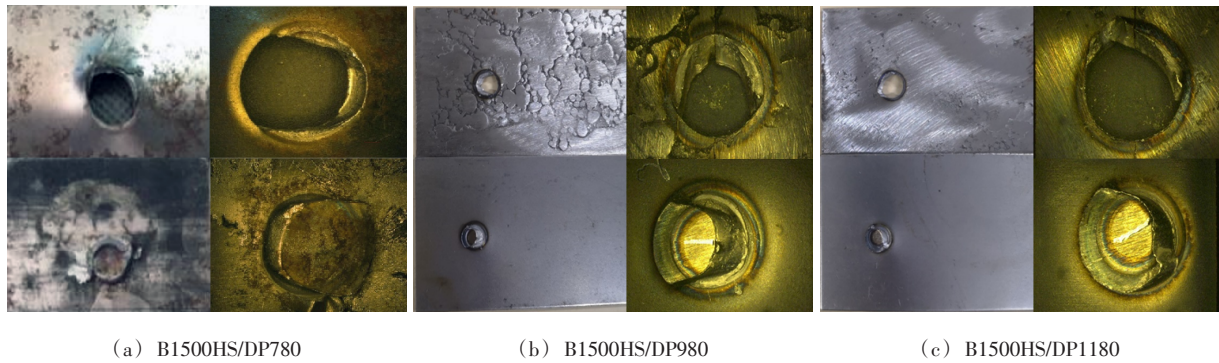


图8 拉剪断裂试样宏观形貌

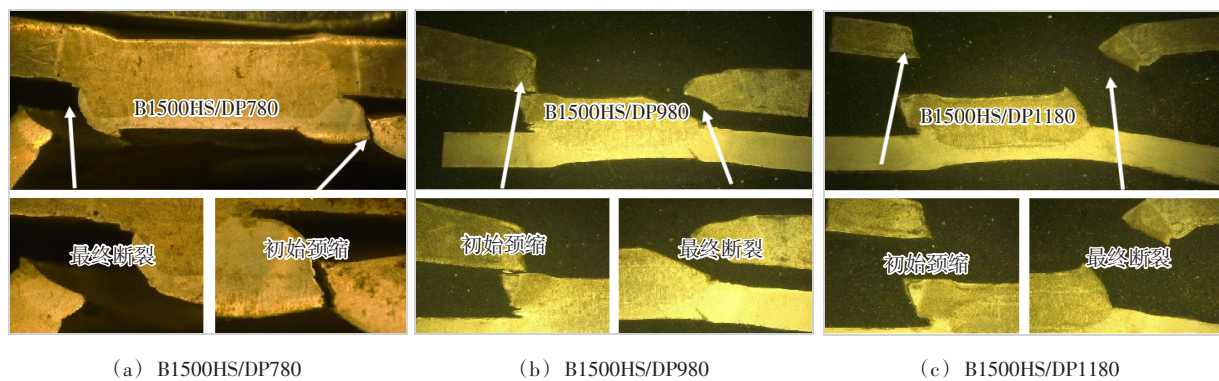


图9 拉剪断裂截面形貌

2.3 断裂机理分析

2.3.1 点焊接头硬度分布

图10为3种点焊接头的显微硬度分布。对B1500HS/DP780而言,B1500HS侧熔核区与HAZ之间的过渡区域有轻微硬度下降趋势,Eller等人^[15]的研究中也观察到这种现象。Sherepenko等人^[16]发现,碳偏析的影响可以解释熔融边界的软化。起源于液相或 γ 相的高温 δ 铁素体在加热过程中在熔融边界形成。在随后的快速冷却过程中,它可能会限制碳的重新分配。B1500HS侧CGHAZ的马氏体板条粗大(图5b),硬度值略有上升,最大达466.0 HV0.3。在ICHAZ中,该区域形成了 $\alpha + M$ 两相组织,硬度开始快速下降。在SCHAZ中,回火导致碳化物析出(图5a),马氏体过饱和度下降,但少量碳化物的析出不足以弥补因回火导致的硬度降低,硬度值最低达297.4 HV0.3,较基体硬度(420 HV0.3)下降约29%,软化严重。DP780侧的SCHAZ硬度值为268.7 HV0.3,和其基体硬度(273 HV0.3)相比,无明显软化现象。

在B1500HS/DP980组中,B1500HS侧CGHAZ硬度上升,最大值为515.9 HV0.3,SCHAZ硬度最小值为303.7 HV0.3,较其基体硬度470 HV0.3下降约35%。

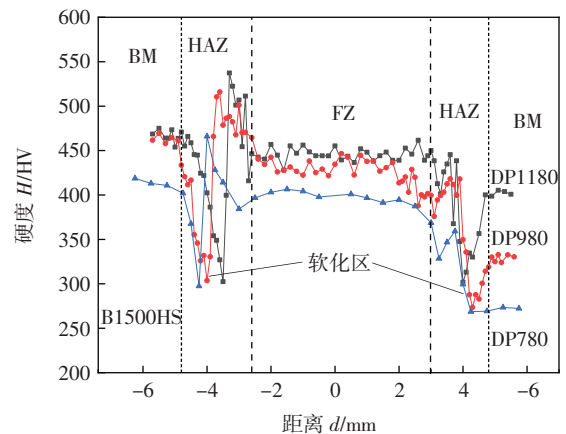


图10 3种点焊接头的硬度分布

DP980侧SCHAZ硬度最小值为273.6 HV0.3,基体硬度为330 HV0.3,硬度较基体下降约17%。在B1500HS/DP1180组中,B1500HS侧CGHAZ硬度上升,最大值为537.3 HV0.3,SCHAZ硬度最小值为302.4 HV0.3,较其基体硬度470 HV0.3下降约36%。在DP1180侧,CGHAZ硬度无明显上升,SCHAZ硬度最低,其值为301.3 HV0.3,较其基体硬度400 HV0.3下降约25%。表2对3种点焊接头B1500HS和DP钢侧热影响区硬度最大值、最小值和软化率进行了对比。

表 2 3 组点焊接头热影响区硬度最大值、最小值和软化率

HV0.3

接头	B1500HS 侧热影响区				DP 钢侧热影响区				
	最大值	最小值	最大差值	软化率 η_1 (%)	最大值	最小值	最大差值	基体	软化率 η_2 (%)
B1500HS/DP780	466.0	297.4	168.6	29	359.3	268.7	90.6	273	不明显
B1500HS/DP980	515.9	303.7	212.2	35	418	273.6	144.1	330	17
B1500HS/DP1180	537.3	302.4	234.9	36	445.4	301.9	143.5	400	25

2.3.2 点焊接头 SCHAZ 组织分析

为了研究接头软化与组织的关系,对 3 种接头的 SCHAZ 组织进行了分析。图 11 为 3 种接头 B1500HS 侧和 DP 钢侧 SCHAZ 的 SEM 照片,对应 3 种接头首先出现颈缩的部位。B1500HS 侧 SCHAZ 大量细小的亚微米级碳化物沿原奥氏体晶界、马氏体块边界和马氏体板束等位置析出,马氏体过饱和度下降。在 3 种 DP 钢的

SCHAZ 中,随着 DP 钢强度上升,铁素体量下降,回火马氏体量增加,相应的软化程度增大。相反,DP 钢强度级别越高,对应的基体硬度越高,接头的 SCHAZ 软化越严重。虽然 3 种接头 DP 钢侧的软化程度不同,但其 SCHAZ 的硬度接近(268.7 HV0.3,273.6 HV0.3 和 301.9 HV0.3),三者的 SCHAZ 硬度差值远小于其基体的硬度差(273 HV0.3,330 HV0.3 和 400 HV0.3),见表 2。

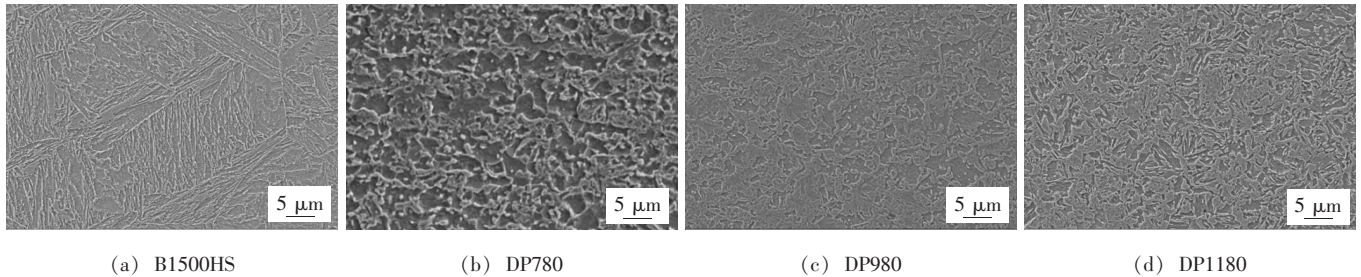


图 11 3 种点焊接头 SCHAZ 组织

对于 B1500HS/DP780,由于 DP780 的 HAZ 无明显软化现象,且其基体硬度较低,导致在拉剪试验过程中最终从该侧 HAZ 断裂(图 9a)。对于 B1500HS/DP980 和 B1500HS/DP1180,B1500HS 的 HAZ 表现出更严重的软化现象,且 CGHAZ 和 SCHAZ 之间的硬度梯度较大(表 2),导致 B1500HS 侧 HAZ 首先开始颈缩(图 9b 和图 9c)。因此,在 B1500HS 与异种钢的焊接中,也应该关注对焊 DP 钢的强度。随着 DP 钢强度的上升(主要是马氏体含量增加),焊核拔出位置会由 DP 钢侧转变到 B1500HS 侧。

3 结论

(1)根据 HAZ 的峰值温度的影响,可以将 HAZ 分为粗晶 HAZ,细晶 HAZ,临界 HAZ 和亚临界 HAZ。其中粗晶 HAZ 和细晶 HAZ 属于完全淬火区,组织为马氏体;临界 HAZ 属于不完全淬火区,组织为铁素体 + 马氏体;亚临界 HAZ 经历回火转变,马氏体过饱和度下降,板条分解,有细小的碳化物析出。

(2)3 种点焊接头强度最大拉剪力平均值分 22.62 kN,23.92 kN 和 24.04 kN,三者差值较小,最大差值不足 5%。对于 B1500HS/DP780,焊核从 DP 钢侧拔出;而对于 B1500HS/DP980 和 B1500HS/DP1180,焊核从 B1500HS 侧拔出。初始断裂位置在亚临界 HAZ,最终断裂位置在熔核区和 HAZ 之间的过渡区域。

(3)B1500HS 侧亚临界 HAZ 软化严重,较基体硬度下降约 29% ~ 36%,而 DP780 无明显软化现象,DP980 和 DP1180 侧的亚临界 HAZ 软化率分别为 17% 和 25%。随着 DP 钢强度的上升,焊核拔出位置会由 DP 钢侧转变到 B1500HS 侧。

参考文献

[1] 孔谅,刘思源,王敏. 先进高强钢电阻点焊接头的断裂模式分析与预测[J]. 焊接学报,2020,41(1): 12 - 17.

[2] 邵天巍,薛俊良,万占东,等. QP980-DP980 异种先进高强钢激光焊接头微观组织及力学性能[J]. 焊接,

- 2019, (7): 5-9.
- [3] Mori K, Bariani P F, Behrens B A, et al. Hot stamping of ultra-high strength steel parts[J]. CIRP Ann-Manuf Technol, 2017, 66(2): 755-777.
- [4] Tamizi M, Pouranvari M, Movahedi M. Welding metallurgy of martensitic advanced high strength steels during resistance spot welding[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2017, 22(4): 327-335.
- [5] Zhao Y, Zhang Y, Lai X. Analysis of fracture modes of resistance spot welded hot-stamped boron steel[J]. Metals, 2018, 8(10): 1-15.
- [6] Lu Y, Peer A, Abke T, et al. Subcritical heat affected zone softening in hot-stamped boron steel during resistance spot welding[J]. Materials & design, 2018, 155: 170-184.
- [7] Baltazar Hernandez V H, Panda S K, Kuntz M L, et al. Nanoindentation and microstructure analysis of resistance spot welded dual phase steel[J]. Materials Letters, 2010, 64(2): 207-210.
- [8] Baltazar Hernandez V H, Nayak S S, Zhou Y. Tempering of martensite in dual-phase steels and its effects on softening behavior[J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 2011, 42(10): 3115-3129.
- [9] Xia M, Biro E, Tian Z, et al. Effects of heat input and martensite on HAZ softening in laser welding of dual phase steels[J]. ISIJ International, 2008, 48(6): 809-814.
- [10] 赵洪运, 刘洪伟. 22MnB5 超高强度钢焊接组织与性能[J]. 焊接学报, 2014, 35(2): 67-69.
- [11] 才贺龙, 易红亮, 吴迪. 22MnB5 热成形钢点焊接头组织演变与性能分析[J]. 焊接学报, 2019, 40(3): 151-154.
- [12] Paveebunvipak K, Uthaisangsuk V. Microstructure based modeling of deformation and failure of spot-welded advanced high strength steels sheets[J]. Materials & design, 2018, 160: 731-751.
- [13] 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.
- [14] Liang X, Yuan X, Wang H, et al. Microstructure, mechanical properties and failure mechanisms of resistance spot welding joints between ultra high strength steel 22MnB5 and galvanized steel HSLA350[J]. International Journal of Precision Engineering & Manufacturing, 2016, 17(12): 1659-1664.
- [15] Eller T K, Greve L, Andres M, et al. Plasticity and fracture modeling of the heat-affected zone in resistance spot welded tailor hardened boron steel[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2016, 234: 309-322.
- [16] Sherepenko O, Jüttner S. Transient softening at the fusion boundary in resistance spot welded ultra-high strength steel 22MnB5 and its impact on fracture processes[J]. Welding in the World, 2019, 63(1): 151-159.

第一作者: 孙浩, 硕士研究生; 主要从事汽车用先进高强钢焊接及接头组织性能的研究; haosun1224@163.com。

通信作者: 韦习成, 教授, 研究员; 主要从事摩擦磨损机理研究和表面处理技术及减摩耐磨新材料设计和研究; wxc1028@shu.edu.cn。

(编辑: 曲畅)

[上接第 28 页]

- [6] 葛华, 黄海滨, 蒋毅, 等. X80 管道环缝焊接残余应力数值模拟[J]. 焊接, 2021(12): 17-23.
- [7] 毕宗岳, 金时麟. X80 高强度高韧性厚壁管线钢及高速埋弧焊接头性能[J]. 焊接, 2008(10): 42-46.
- [8] 杨文忠. 油气管道焊接工艺及质量控制[J]. 油气田地面工程, 2014, 33(3): 33-34.
- [9] 岑康, 李薇, 王大创, 等. 油气管道在役焊接技术进展[J]. 油气田地面工程, 2010, 29(6): 75-76.
- [10] 鹿锋华, 孙增武, 王辛夷. X65 钢铜衬垫根焊工艺裂纹的敏感性[J]. 油气储运, 2016, 35(8): 819-822.
- [11] 罗智超, 汪宏辉, 路焰, 等. 长输管道外自动根焊采用铜衬垫焊接接头组织与性能分析[J]. 焊接, 2014(12): 42-47.
- [12] Hannerz N E. Review on the influence of copper content on weld metal properties [J]. Welding in the World, 1988, 26(11-22): 326-339.
- [13] Widgery D J. The effects of copper in mild steel weld metal [J]. Metal Construction, 1978(10): 480-483.

第一作者: 文学, 硕士, 高级工程师; 主要从事国内外长输管道/场站储罐(油、气、水)焊接工艺设计、编制、培训、实施及焊接新工艺在实际生产中的应用的研究; wenx.osec@sinopec.com。

通信作者: 雷正龙, 博士, 研究员, 博士生导师; 主要从事多能场激光复合焊接、激光增材制造与修复、激光清洗技术与应用、焊接过程质量监测与智能控制的研究; 已发表论文 100 余篇; leizhenglong@hit.edu.cn。

(编辑: 王龙权)