

单脉冲不等厚 22MnB5/DP590 电阻点焊接头的力学性能研究

于永梅¹, 李治国¹, 娄国栋¹, 荆毅²

(1. 沈阳化工大学机械与动力工程学院, 辽宁 沈阳 110142; 2. 东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 辽宁 沈阳 110819)

摘要: 采用单脉冲电阻点焊连接技术, 研究不同的焊接电流和焊接时间条件下不等厚 22MnB5/DP590 点焊接头截面特征和拉伸性能, 分析点焊接头显微硬度的变化规律。结果表明: 焊接电流对母材焊透率和熔核厚度的影响不大。随焊接电流的增加, 熔核向较厚 DP590 侧方向偏移, 接头熔核直径和拉剪力增加。与焊接电流相比, 焊接时间的增加对接头压痕率和熔核偏移量的影响严重; 随焊接时间的增加, 母材的焊透率和熔核厚度减小, 焊接时间为 1 000 ms 时熔核直径减小, 而拉剪力一直增加。点焊接头的显微硬度值由高到低分别为 22MnB5 侧热影响区→熔核区→DP590 侧热影响区。在拉剪力作用下, 接头拉伸断裂方式有界面断裂、部分界面断裂和熔核拔出断裂。并由此得出结论: 在电极压力为 3.8 kN 的条件下, 不等厚 DP590/22MnB5 的最佳点焊工艺为焊接电流为 8.5 kA, 焊接时间为 160 ms。

关键词: 22MnB5; DP590; 电阻点焊; 焊接电流; 焊接时间; 力学性能

中图分类号: TG457

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2024)04-0181-08

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2024.04.026

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 mechanical properties of resistance spot welded joints with single pulse unequal thickness of 22MnB5/DP590

Yu Yongmei¹, Li Zhiguo¹, Lou Guodong¹, Jing Yi²

(1. College of Mechanical and Power Engineering, Shenyang University of Chemical Technology, Shenyang 110142, Liaoning, China; 2. State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, Liaoning, China)

Abstract: In this paper, the single pulse resistance spot welding technology was used to study the section characteristics and tensile properties of 22MnB5/DP590 spot welding joints with varying thickness section under different welding current and welding time, and the variation of microhardness of spot welding joints was analyzed. The results show that the welding current has little effect on the penetration and core thickness of the base metal. With the increase of welding current, the weld core moves towards the thicker DP590 side, and both weld diameter and tensile shear of the joint increase. Compared with the welding current, prolonging welding time has significant effect on the indentation rate and core offset of the joint. With the increase of welding time, the penetration of the base metal and the thickness of the molten core decrease. The diameter of the molten core decreases when the welding time is 1 000 ms, but the tensile shear keeps increasing. The microhardness values of spot welded joints from high to low are as follows: 22MnB5 side heat affected zone → molten core zone → DP590 side heat affected zone. Under the action of tensile shear, the joint tensile fracture modes include interface fracture,

收稿日期: 2023-05-23

基金项目: 国家自然科学基金面上项目(51974085)。

作者简介: 于永梅, 1974 年出生, 女, 汉族, 辽宁沈阳人, 博士, 副教授, 研究方向: 金属材料组织与性能研究, E-mail: 3234547867@qq.com。

partial interface fracture and core pulling out fracture. It is concluded that given 3.8 kN of welding force the optimum welding conditions for varying section of DP590/22MnB5 are 8.5 kA of welding current and 160 ms of welding time.

Key words: 22MnB5, DP590, resistance spot welding, welding current, welding time, mechanical properties

0 引言

在低碳经济的今天,汽车制造业的飞速发展在新能源和轻量化的背景下面临着新的机遇和挑战^[1]。冷轧 22MnB5 高强钢的硬度和强度比较低,微量的硼合金元素提高了 22MnB5 钢的淬透性,经高温退火工艺处理易使 22MnB5 钢的组织转变成为马氏体,钢的力学性能将大幅提升,热成形 22MnB5 超高强度钢凭借其抗拉强度高、能量吸收率高、成形能力强、回弹量低和防撞凹性能好等优势,已广泛用于制造抗冲击和碰撞等方面的 A 柱、悬挂固定梁、保险杠、中立柱和承载梁等^[2-4]。20 世纪 70 年代研发的含量为 10%~20% 的硬质马氏体相弥散分布在软质铁素体相的基体上的双相钢,其中硬相马氏体作为第二相通过配合软相铁素体起到强化作用,获得了较好的力学性能,赋予了双相钢高抗拉强度、高加工硬化速率、低屈强比的优点,使其成为了制造高强度、高抗撞吸收能和成形性能要求高的汽车零部件的关键材料^[5-6]。

异质不等厚电阻点焊是集高温、高压、速冷的非平衡凝固和热力耦合等复杂的冶金过程,其焊接性能的难易程度主要由不同母材的物理、化学性质的差异决定。电阻点焊的实质就是物理冶金的过程,即在持续依靠外界压力作用下,通过短时间内产生大量的热,在焊件局部之间熔融产生一定尺寸的熔核而使焊件连接在一起^[7]。影响点焊接头质量的主要因素:截面特征(焊点直径、焊透率和表面压痕深度)、焊点间距和焊点数量,在点焊连接时还需要更

多地考虑焊接工艺参数为焊接电流和焊接时间^[8]。

顾萌^[9]通过研究不等厚异质 DP780/HC660 钢的点焊接头,发现随焊接电流的增加,接头拉伸断裂方式由界面断裂→部分界面断裂→熔核拔出断裂的方向转变。王小乐等人^[10]研究了 0.5 mm 厚的 H220YD 和 2 mm 厚的 DP590GA 的高强钢的电阻点焊接头,接头熔核拔出断裂时的拉伸强度介于两母材中抗拉强度的最大和最小值之间。Thibaut Huin 等人^[11]通过研究异质不等厚双相钢 DP600 和马氏体钢的电阻点焊,发现小电流和较厚的板厚会促进界面断裂,大电流会促进熔核拔出且断裂会出现在较薄板一侧,影响不等厚异质点焊接头拉伸强度的根本因素是最薄板金属的极限拉伸强度。

笔者利用单脉冲电阻点焊技术分别研究了不同焊接时间和焊接电流工艺下异质不等厚 22MnB5/DP590 电阻点焊接头截面特征和力学性能的变化规律,为异质不等厚电阻点焊提供理论参考。

1 试验材料与方法

电阻点焊试验的母材分别是国内某钢厂生产的 1.2 mm 厚的 22MnB5 冷轧钢带和 1.7 mm 厚的 DP590 冷轧钢带,其中 22MnB5 的微观组织主要为铁素体和珠光体;DP590 钢主要由以铁素体为基体以及弥散分布在基体上的马氏体双相组织组成。表 1 为 DP590 和 22MnB5 钢的化学成分,可知这两种母材都属于低碳钢,22MnB5 与 DP590 相比,除 C、Al 元素含量明显增多以外,还添加了 B、Ti 等合金元素。

表 1 DP590 和 22MnB5 的化学成分
Table 1 The chemical compositions of DP590 and 22MnB5 steel

材料	C	Si	Mn	P	S	Cr	B	Al	Ti	N	Fe
DP590	0.06	0.31	1.23	0.02	0.004	0.55		0.029			Bal.
22MnB5	0.22	0.23	1.2	0.013	0.001	0.2	0.002 7	0.04	0.028	0.004	Bal.

采用 NJFST 中频机器人直流电阻点焊机进行试验,选用直径为 6 mm 的铬钨铜圆平头电极,在焊

接开始前将母材用砂纸打磨光亮后,再用无水乙醇擦除表面残留污物。采用控制变量的焊接方法设置

焊接参数进行多次试焊, 最终确定合理的点焊工艺参数, 如表 2 所示。苦味酸腐蚀液分别对点焊接头的剖截面进行腐蚀, 然后根据腐蚀效果的差异利用奥林巴斯光学显微镜进行微观组织的观察。

表 2 单脉冲点焊工艺参数

Table 2 Welding parameters of single pulse spot welding process

编号	焊接时间/ms	焊接电流/kA	电极压力/kN	保持时间/ms
1	160	7	3.8	400
2	160	7.5	3.8	400
3	160	8	3.8	400
4	160	8.5	3.8	400
5	320	7.5	3.8	400
6	500	7.5	3.8	400
7	1 000	7.5	3.8	400

利用万能拉伸试验机测试焊后接头的拉伸强度。图 1 为剪切拉伸和正向拉伸试样的几何尺寸, 对于剪切拉伸试样如图 1(a)所示, 由于拉剪试样非轴对称, 所以需要添加等厚垫片防止拉伸过程中产生附加扭矩; 正向拉试样如图 1(b)所示, 在正向拉伸过程中需要特殊模具对拉伸试样夹持。设置试验力的加载速度为 2 mm/min, 分别得到在不同的点焊工艺参数下接头的极限拉剪力与正拉力。

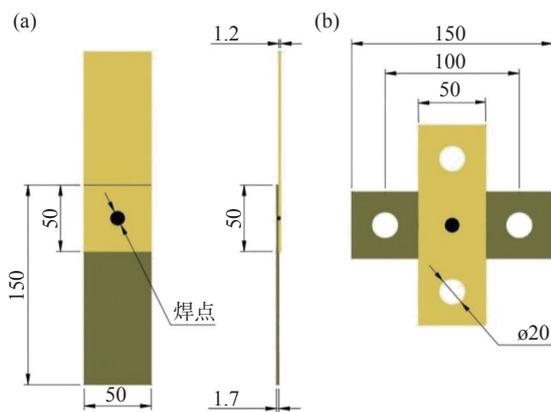


图 1 拉伸试样几何尺寸(单位:mm)
Fig. 1 Geometrical parameters of tensile specimens

此外, Jung G S 等^[12] 在研究中指出, 在进行不同方向的拉伸过程中, 纵向拉伸和横向拉伸的比值(即延伸比)能反映点焊接头的韧性, 如式(1)所示, 延伸比的数值越大表示接头的塑性越好。

$$D = \frac{CTS}{TSS} \quad (1)$$

式中, D 为延伸比; CTS 为点焊接头的正拉强度;

TSS 为点焊接头的拉剪强度。

利用图像分析自动转塔显微硬度计, 将整个点焊接头的硬度值进行全面分析, 如图 2 所示, 设置硬度测试点的打点路径, 打点硬度参数如下: 硬度测试点的间距为 0.2 mm, 加载力为 500 g, 加载时间为 10 s。

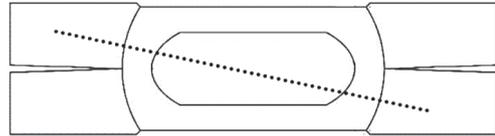


图 2 显微硬度测试示意
Fig. 2 Diagram of microhardness test sampling

DP590 和 22MnB5 两种钢的厚度、含碳量等化学成分及初始微观组织均不相同。在此异质不等厚点焊过程中, 两母材急速熔化和结晶过程可能会动态改变对电极压力的承受极限, 导致焊后焊点中两侧的截面形貌、熔核尺寸等方面会有所差异^[13]。图 3 为点焊接头的截面特征, 其中 T_1 和 T_2 分别为 DP590 和 22MnB5 母材厚度(mm); t_1 和 t_2 分别为 DP590 和 22MnB5 侧熔核厚度(mm); C_1 和 C_2 分别为 DP590 和 22MnB5 侧压痕深度(mm); Δh 为熔核偏移量(mm)。焊点两侧压痕深度的不同是解释熔核偏移的关键。

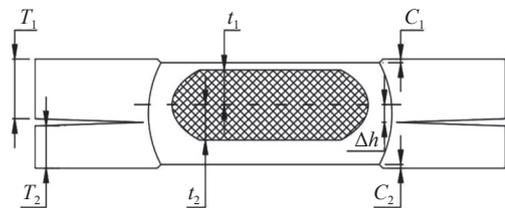


图 3 点焊接头的截面特征
Fig. 3 Schematic diagram of the cross-sectional feature of the weld

压痕率根据公式(2)^[14] 计算。

$$\delta = C/T \quad (2)$$

焊透率根据公式(3)^[15] 计算。

$$\eta = \frac{t}{T-C} \quad (3)$$

2 试验结果与分析

公式(4)为电阻点焊过程的总热量 $Q(J)$ 的表达式^[16]。

$$Q = \int_0^t I^2 R(t) dt \quad (4)$$

式中, I 为焊接电流 (A); R 为电路电阻 (Ω)。

公式(5)为电阻点焊过程的有效热输入 Q_1 的表达式, Q_2 为损失的热量(损失的热量与焊接时间成

正比)。

$$Q_1 = Q - Q_2 \quad (5)$$

2.1 点焊接头的截面特征

2.1.1 焊接电流对截面特征的影响

图4为焊接电流对截面尺寸的影响,图4(a)为焊接电流对接头压痕率和熔核偏移的影响,图4(b)为焊接电流对焊接率和熔核厚度的影响。由图4(a)可知,随焊接电流的增加,DP590和22MnB5侧压痕率由13%分别增加到20%和30%;熔核向DP590

侧偏移量由0.3 mm增加到0.37 mm。由图4(b)可知,随焊接电流的增加,DP590和22MnB5侧熔核厚度分别维持在1.36 mm和0.56 mm左右,DP590和22MnB5侧焊透率分别维持84%和56%左右。在异质不等厚DP590/22MnB5点焊接头中,因为DP590侧母材较厚,通过力的可协调作用使DP590侧对电极压力具有更高的抵抗力,导致DP590侧压痕率更小。受异质母材厚度和熔化量差异的影响,使点焊接头熔核的偏移量随焊接电流的增加而增加。

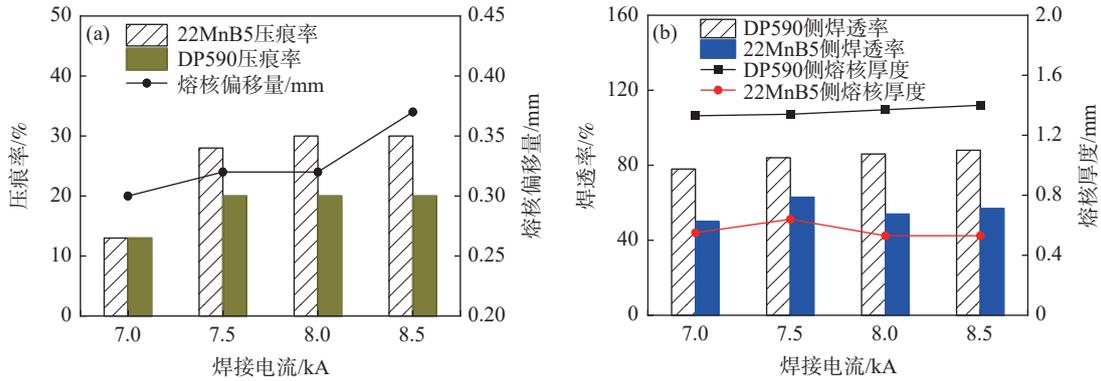


图4 焊接电流对接头截面尺寸的影响
Fig. 4 Influence of welding current on section size of joint

2.1.2 焊接时间对截面特征的影响

图5为焊接电流对截面尺寸的影响,图5(a)为焊接电流对接头压痕率和熔核偏移的影响,图5(b)为焊接电流对焊接率和熔核厚度的影响。由图5(a)可知,随焊接时间的增加,DP590侧压痕率分别由20%增加到30%,22MnB5侧压痕率由28%增加到42%;接头熔核偏移量由0.32 mm增加到0.41 mm。随焊接时间的增加,在异质不等厚点焊中受电极更长时间的加压作用,不等厚异质母材的压痕率增加,导致接头熔核的偏移量增加。由图5(b)可知,随焊

接时间的增加,DP590侧熔核厚度由1.34 mm减小到0.86 mm,22MnB5侧熔核厚度由0.64 mm减小到0.082 mm;DP590侧焊透率由84%减小到54%,22MnB5侧焊透率由63%减小到10%,对比图4(b)可知,增加焊接时间不利于点焊接头的结合强度。固定一定焊接电流的条件下增加焊接时间,熔核受更长时间的挤压,使熔核沿厚度方向减小,沿熔核直径方向变长,导致熔核的焊透率和熔核厚度减小。若固定焊接电流小,而焊接时间过长,易使散热过多,削弱焊接的有效热输入,可能导致接头熔核直径减小。

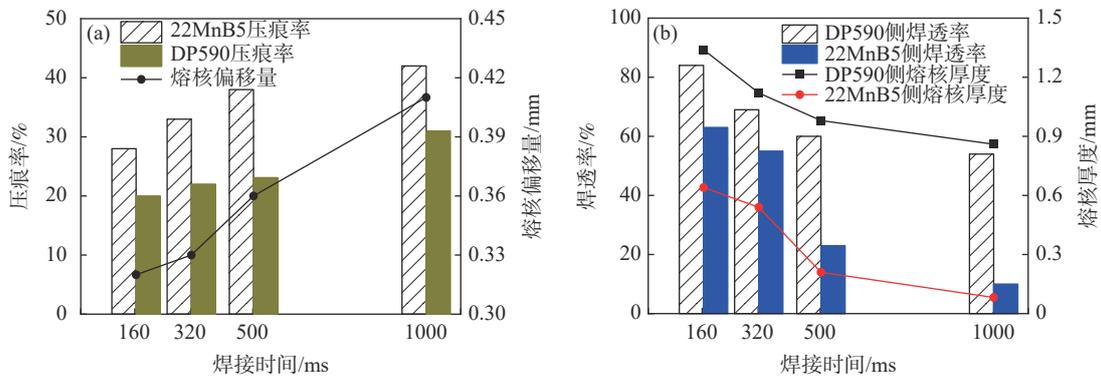


图5 焊接时间对接头截面尺寸的影响
Fig. 5 Influence of welding time on section size of joint

2.2 点焊接头的显微硬度

图 6 为 22MnB5/DP590 点焊接头显微硬度分布。由图 6 可知, DP590 和 22MnB5 母材的平均显微硬度值(HV)分别为 225.69 和 215.85; DP590 和 22MnB5 侧热影响区的平均显微硬度值分别为 410.11 和 554.81; DP590 和 22MnB5 侧熔核区的平均显微硬度值分别为 473.47 和 468.55; 点焊接头的 22MnB5 侧由母材→热影响区→熔核区的显微硬度先增加后下降; DP590 侧的显微硬度值则由母材→热影响区→熔核区的显微硬度一直保持增加, 并在熔核区达到峰值。22MnB5 侧热影响区显微硬度最高为 559.24 左右。点焊接头熔核区受马氏体相变的影响, 熔核区硬度约为 DP590 母材硬度和 22MnB5 母材硬度的 2 倍。因为点焊接头的热影响区和熔核区组织为马氏体, 导致影响热影响区和熔核区显微硬度值产生差异的最大因素是 C 元素含量。其中受细晶强化的作用, DP590 和 22MnB5 侧影响区中细晶区的显微硬度大于粗晶区的显微硬度。具有高 C 元素含量的 22MnB5 和低 C 元素含量的 DP590 母材受熔化后元素互溶的影响, DP590 和 22MnB5 侧熔核区的 C 元素含量分别增加和下降, 点焊接头 C 元素含量的分布由高到低分别为 22MnB5 侧热影响区、熔核区和 DP590 侧热影响区。最终显微硬度值的分布由高到低分别为 22MnB5 侧热影响区、熔核区和 DP590 侧热影响区。

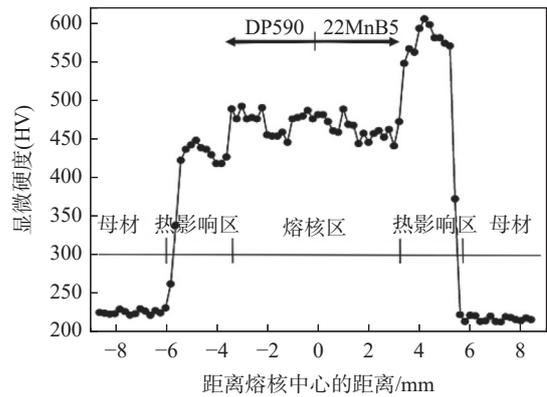


图 6 DP590/22MnB5 点焊接头显微硬度分布
Fig. 6 Microhardness distribution of DP590/22MnB5 spot welded joint

2.3 点焊接头的拉伸性能

2.3.1 焊接电流对拉伸性能的影响

图 7 为焊接电流对接头拉伸性能的影响, 图 7(a) 为焊接电流对熔核直径和延伸比的影响, 图 7(b) 为焊接电流对拉剪力、正拉力和吸收能的影响。由图 7(a) 可知, 随焊接电流的增加, 导致焊接热输入也增加, 接头熔核直径由 3.73 mm 增加到 5.43 mm, 结合图 7(b) 可知, 此时的拉剪力由 11.68 kN 增加到 16.33 kN, 拉剪力的吸收能由 7.6 J 增加到 44.3 J。与拉剪力相比, 接头的正拉力受熔核直径的影响较小, 当焊接电流为 7.5 kA 时, 接头正拉力和正拉力的吸收能达到峰值载荷, 分别为 7.89 kN 和 93.7 J, 结合图 8(a) 可知, 延伸比随焊接时间的增加而减小。

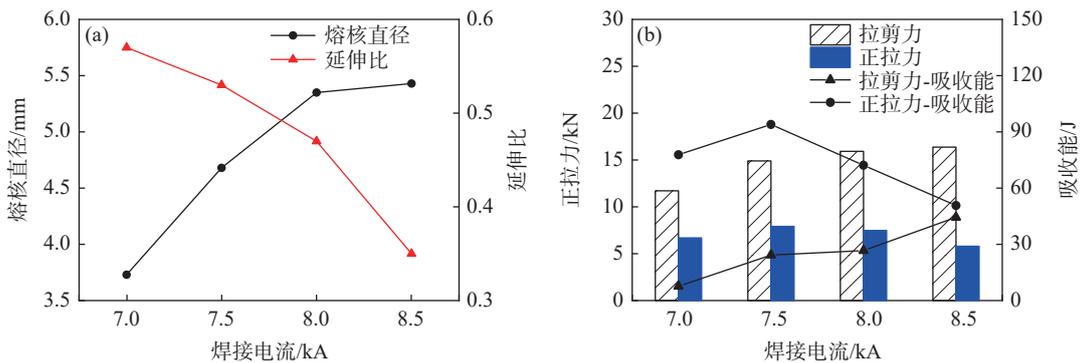


图 7 焊接电流对接头拉伸性能的影响
Fig. 7 Influence of welding current on tensile properties of joints

2.3.2 焊接时间对拉伸性能的影响

图 8 为焊接时间对接头拉伸性能的影响, 图 8(a) 为焊接时间对熔核直径和延伸比的影响, 图 8(b) 为焊接时间对拉剪力、正拉力和吸收能的影响。由图 8(a) 可知, 随焊接时间的增加, 熔核直径由 4.68 mm 增加到 6.16 mm, 然后下降到 6 mm, 延

伸比由 0.53 减小到 0.47 后增加至 0.51, 结合图 8(b) 可知, 接头拉剪力由 14.86 kN 增加到 19.45 kN, 对应拉剪力的吸收能由 24.2 J 增加到 63 J。由公式(4) 和(5) 可知, 焊接时间由 160 ms 增到 1 000 ms 的过程中, 因为电阻点焊的热输入随焊接时间的一次方改变, 若焊接时间过大, 则接头的散热量增加, 接头

的熔化量下降,导致接头的熔核直径下降,而熔核直径的下降并没有弱化接头的拉剪力。由图8(b)可知,焊接时间为1000 ms时,接头正拉力最大值为

9.85 kN,对应正拉力的吸收能达到最大值为97.5 J。较长的焊接时间对接头拉伸性能有所改善,而实际工作中过长的焊接时间与生产效率相互冲突。

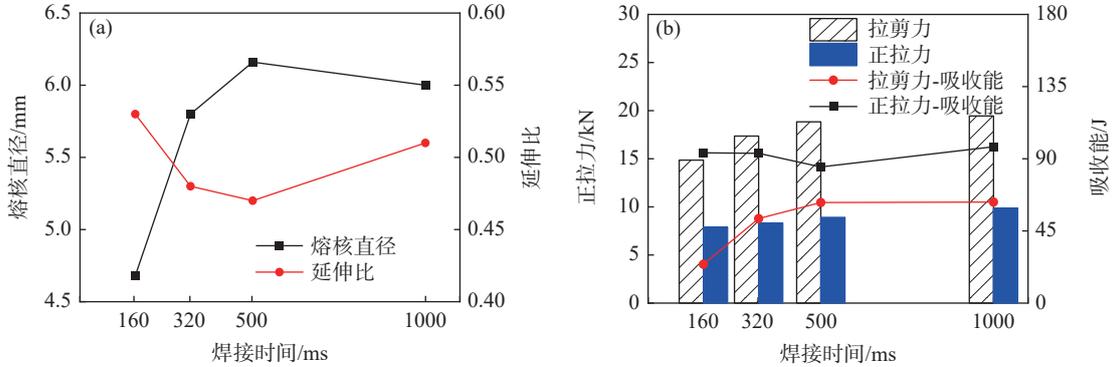


图8 焊接时间对接头拉伸性能的影响
Fig. 8 Influence of welding time on tensile properties of joints

提升焊接电流、缩短焊接时间更满足力学性能和实际生产的需求。综合焊接时间和焊接电流对接头拉伸性能的影响得出最佳的焊接工艺如下:焊接电流为8.5 kA、焊接时间为160 ms。

2.4 点焊接头的拉伸断裂分析

2.4.1 界面断裂

图9为焊接电流为7 kA、焊接时间为160 ms时点焊接头发生界面断裂的拉伸曲线和断口形貌。

图9(a)为界面断裂的宏观断口形貌,点焊接头发生界面断裂后熔核区被撕裂成两半并分别附着在点焊接头两侧的母材上,接头断口形貌较为平坦,似纽扣,呈现出白亮色的金属色泽。图9(b)为界面断裂的拉伸曲线,可知拉伸位移为0.85 mm时有最大拉剪力,为12.15 kN,在焊接电流为7 kA、焊接时间为160 ms时的界面断裂形式为脆性断裂。

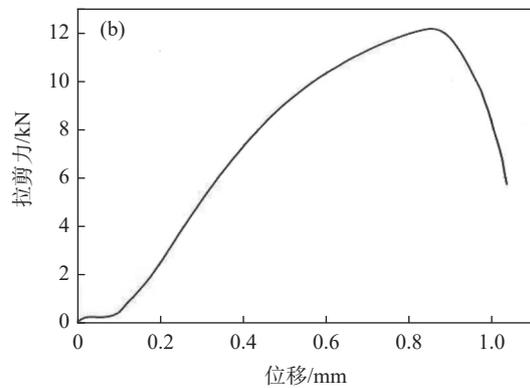


图9 界面断裂的拉伸曲线和断口形貌
Fig. 9 Tensile curve and fracture morphology of interface fracture

2.4.2 部分界面断裂

图10为焊接电流为7.5 kA、焊接时间为320 ms时发生部分界面断裂的拉伸曲线和断口形貌。随着点焊热输入的增加,接头熔核直径增加,在拉剪力测试中出现部分界面断裂的风险增加。图10(a)为部分界面断裂的宏观断口形貌,部分界面断裂往往发生在22MnB5一侧,而断裂的熔核则基本保留在DP590一侧。图10(b)为部分界面断裂的拉伸曲线,

部分界面断裂通常从曲线的最高点开始,其拉伸曲线与界面断裂的拉伸曲线不同。在界面断裂的拉伸曲线中,曲线最高点之后的走势迅速下降;在部分界面断裂的拉伸曲线中,曲线达到最高点之后先迅速下降,曲线的斜率逐渐减小,下降的速度变缓。部分界面断裂达到最大拉剪力的峰值和位移分别为17.23 kN和1.8 mm。与界面断裂相比,点焊接头的部分界面断裂具有更高的强度和塑性。

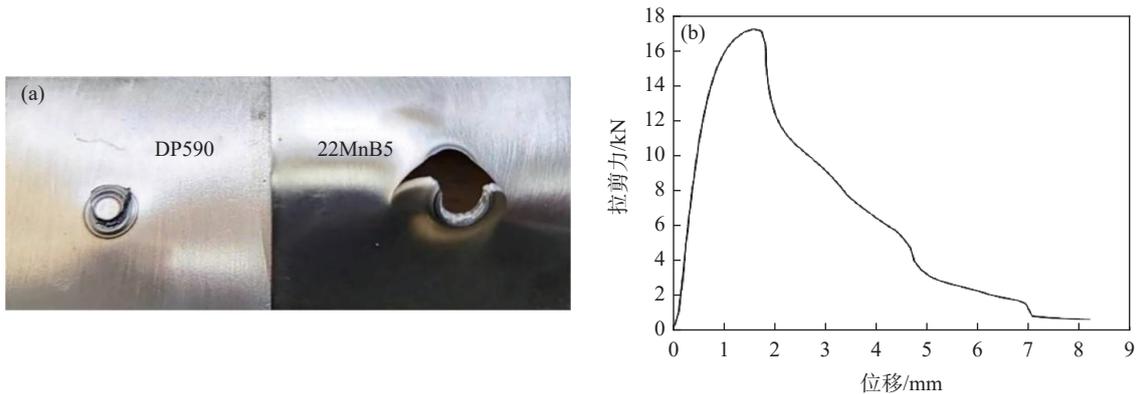


图 10 部分界面断裂的拉伸曲线和断口形貌
Fig. 10 Tensile curves and fracture morphologies of partial interfacial fractures

2.4.3 熔核拔出断裂

图 11 为焊接电流为 8.5 kA、焊接时间为 160 ms 时发生熔核拔出断裂的拉伸曲线和断口形貌。随着焊接电流由 7.5 kA 增大到 8.5 kA, 电阻点焊的热输入量持续增加, 点焊接头的断裂方式由界面断裂转变为熔核拔出断裂。图 11(a) 为熔核拔出断裂的宏观断口形貌, 在 22MnB5 侧靠近母材区的热影响区是裂纹开始断裂的源头, 且点焊接头的熔

核全部附着在 DP590 侧。在拉剪力的持续作用下, 点焊接头因熔核直径过大, 阻碍裂纹进一步扩展, 导致熔核边缘存在应力集中, 随着拉剪力的不断增加, 应力集中越来越严重, 裂纹沿临界热影响区扩展。图 11(b) 为熔核拔出断裂的拉伸曲线, 当拉伸位移为 1.8 mm 时, 拉剪力载荷达到最大值 16.72 kN, 在最高点之后拉剪力先极速下降后缓慢下降。

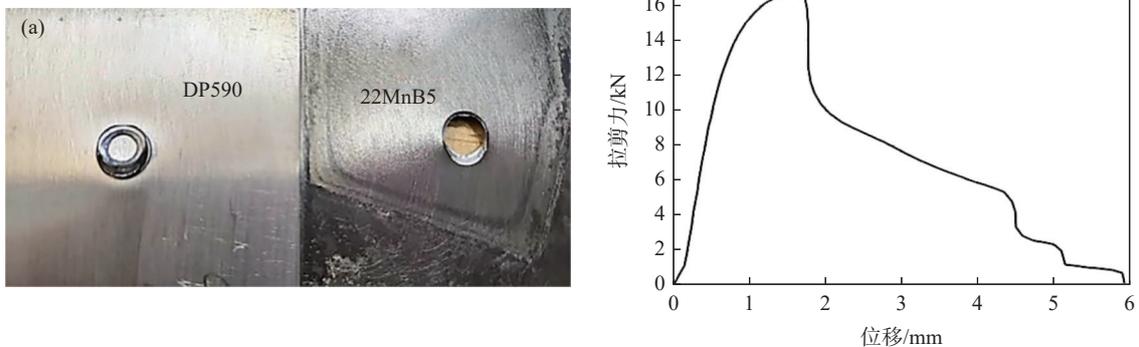


图 11 熔核拔出断裂的拉伸曲线和断口形貌
Fig. 11 Tensile curve and fracture morphology of nucleus pull-out fracture

3 结论

1) 较厚 DP590 侧的压痕率、焊透率和熔核厚度恒大于 22MnB5 侧; 随焊接电流的增加, 熔核直径增加导致接头拉剪力和吸收能分别增加了 40% 和 483%。当焊接电流为 7.5 kA 时, 接头正拉力和延伸比达到峰值。

2) 在焊接电流为 7.5 kA 的基础上, 过长的焊接时间使散热量过大, 导致熔核直径减小, 但未削弱接头的拉剪力。随焊接时间的增加, 接头拉剪力和吸

收能分别提升了 31% 和 160%, 与焊接电流相比, 焊接电流对接头的拉伸强度和塑性的提升更显著。

3) 在 DP590/22MnB5 接头的热影响区中, 由于细晶强化的作用, 细晶区的显微硬度大于粗晶区的显微硬度; 受异质母材 C 元素含量的差异和熔化后元素互溶的影响, 接头的显微硬度值由高到低分别为 22MnB5 侧热影响区、熔核区和 DP590 侧热影响区。

4) 随焊接电流或焊接时间的增加, 接头拉伸断裂方式由界面断裂向部分界面断裂或熔核拔出断裂

模式转变。在电极压力为 3.8 kN 的条件下,不等厚 DP590/22MnB5 的最佳点焊工艺为焊接电流 8.5 kA, 焊接时间 160 ms, 其接头的拉剪力、拉剪力的吸收

能, 正拉力、正拉力的吸收能和延伸比分别为 16.33 kN、44.30 J, 5.78 kN、50.66 J 和 0.35。

参考文献

- [1] Senuma T. Physical metallurgy of modern high strength steel sheets[J]. *ISIJ International*, 2001, 41(6): 520-532.
- [2] Dean T A. A novel process: hot stamping and cold die quenching[C]//The 10th National Plastic Engineering Academic Annual Conference and 3rd International Symposium on Advanced Technology for Plasticity. Nanchang: China Society for Technology of Plasticity, 2007: 719-727.
(Dean T A.一种新工艺: 热冲压和冷模淬火[C]//第十届全国塑性工程学术年会、第三届国际塑性加工先进技术研讨会. 南昌: 中国机械工程学会塑性工程分会, 2007:719-727.)
- [3] Çavuşoğlu O, Çavuşoğlu O, Yılmazoğlu A G, *et al.* Microstructural features and mechanical properties of 22MnB5 hot stamping steel in different heat treatment conditions[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, 9(5): 10901-10908.
- [4] Liang Xuebo. Study on macro/microstructure, mechanical properties and related mechanism of hot stamping boron steel 22MnB5 and galvanized steel HSLA350 RSW joint[D]. Chongqing: Chongqing University, 2016.
(梁雪波. 热成形硼钢22MnB5与镀锌钢HSLA350焊点宏/微观结构、力学性能及相关机理研究[D]. 重庆: 重庆大学, 2016.)
- [5] Sun Haoran, Miao Tieling. Traditional high strength steel and advanced high strength steel for automobile[J]. *Metal World*, 2010, (6): 24-27.
(孙浩然, 苗铁岭. 汽车用传统高强钢和先进高强钢[J]. *金属世界*, 2010, (6): 24-27.)
- [6] Yuan Xinjian, Li Ci, Chen Jianbin, *et al.* Resistance spot welding of dissimilar DP600 and DC54D steels[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, 239: 31-41.
- [7] Wang Bin, Hua Lin, Wang Xiaokai, *et al.* Effects of electrode tip morphology on resistance spot welding quality of DP590 dual-phase steel[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, 83(12):1-10.
- [8] Gao Xu, Wang Gengzhu. Study on fusion process of heterogeneous materials Fe-Ni spot welding[J]. *Hot Working Technology*, 2004, (8): 42-44.
(高旭, 王更柱. 异质材料铁-镍点焊融合过程的研究[J]. *热加工工艺*, 2004, (8): 42-44.)
- [9] Gu Meng. Study on microstructure and properties of resistance spot welded joint of DP780/HC660 heterogeneous high strength steel with unequal thickness[D]. Changchun: Jilin University, 2015.
(顾萌. DP780/HC660不等厚异质高强钢电阻点焊接头组织与性能的研究[D]. 长春: 吉林大学, 2015.)
- [10] Wang Xiaole, Zhu Zhengqiang, Zhao Xiang. Microstructure and properties of resistance spot welded joints of unequal thickness high strength steel H220YD/DP590GA[J]. *Journal of Shanghai Jiao Tong University*, 2016, 50(12): 1889-1892.
(王小乐, 朱政强, 赵翔. 不等厚高强度钢H220YD/DP590GA电阻点焊接头的组织和性能[J]. *上海交通大学学报*, 2016, 50(12): 1889-1892.)
- [11] Thibaut Huin, Sylvain Dancette, Damien Fabrègue, *et al.* Investigation of the failure of advanced high strength steels heterogeneous spot welds[J]. *Metals*, 2016, 6(5):111.
- [12] Jung G S, Lee K Y, Lee J B, *et al.* Spot weldability of TRIP assisted steels with high carbon and aluminium contents[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2012, 17(2): 92-98.
- [13] Vignesh Krishnan, Elayaperumal Ayyasamy, Velmurugan Paramasivam. Influence of resistance spot welding process parameters on dissimilar austenitic and duplex stainless steel welded joints[J]. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part E Journal of Process Mechanical Engineering*, 2021,235(1):12-23.
- [14] Zhao Dawei, Wang Yuanxun, Sheng Suning, *et al.* Multi-objective optimal design of small scale resistance spotwelding process with principal component analysis and response surface methodology[J]. *Journal of Intelligent Manufacturing*, 2013, 26(1): 1-14.
- [15] Qiu Ranfeng, Li Jiuyong, Zhang Zhenwei, *et al.* Core migration in resistance spot welding of non-equal thickness stainless steel plate[J]. *Journal of Henan University of Science and Technology (Natural Science Edition)*, 2017, 38(6): 7-10.
(邱然锋, 李久勇, 张振伟, 等. 非等厚不锈钢板电阻点焊的熔核偏移[J]. *河南科技大学学报(自然科学版)*, 2017, 38(6): 7-10.)
- [16] Wang Lei. Research on weldability and joint fatigue behavior of aluminum/steel dissimilar metal resistance spot welding[D]. Changchun: Jilin University, 2022.
(王蕾. 铝/钢异种金属电阻点焊焊接性及接头疲劳行为的研究[D]. 长春: 吉林大学, 2022.)