

微 Ti 处理 380CL 车轮钢闪光对焊工艺与组织调控

张楠^{1,2,3}, 田志凌¹, 张书彦², 董现春³, 令狐克志³

(1. 钢铁研究总院, 北京, 100081; 2. 东莞材料基因高等理工研究院, 东莞, 523808; 3. 首钢技术研究院, 北京, 100041)

摘要: 为解决轮辋闪光对焊 (FBW) 后微裂纹率和炸裂率偏高的问题, 选取 6.75 mm 厚 380CL 车轮钢为研究对象, 通过研究一元化闪光对焊参数对接头硬度的影响规律, 建立闪光对焊温度场控制机制, 通过 Ti 微合金化技术思路进一步降低 380CL 闪光对焊焊缝的硬化倾向。结果表明, 为保证 380CL 闪光对焊后的成材率, 需采取温度梯度较大的焊接规范, 配合合理的顶锻量, 从而获得最优的焊接接头。在烧化量 19 mm, 钳口距离 36 mm, 烧化速度 1.2 mm/s, 带点顶锻时间 0.5 s, 顶锻量 7 mm 的闪光对焊参数下, 6.75 mm 厚 380CL 车轮钢可获得最低的硬度值 140HV2。对微 Ti 处理的 380CL 车轮钢进行了焊接热模拟, 在 1 000 ℃ 以上时的顶锻变形抗力降低, 组织晶粒细化, 显著降低了 380CL 闪光对焊后微裂纹率和炸裂率。以上研究具备向高强度轮辋用钢的闪光对焊做进一步推广和应用示范。

关键词: Ti 微合金化; 车轮钢; 闪光对焊; 硬度; 热模拟

中图分类号: TG 457.11

文献标识码: A

doi: 10.12073/j.hjxb.20191028001

0 序言

随着国家节能减排要求的不断深化, 中国汽车工程学会在 2016 年颁布了商用车轻量化发展目标^[1], 即到 2020 年底, 实现整车装备重量减重 10%。作为车身的重要部件, 车轮在车体轻量化中占据重要地位。据统计, 车轮旋转件减重的节能减排效果是车载非旋转件的 1.2~1.3 倍^[2], 轻量化效果显著。目前, 热轧双相车轮钢因具有低屈强比、高加工硬化率和良好的强塑积储备, 是制造高强度轻量化车轮轮辐的理想材料并广泛应用^[3-6], 最高抗拉强度可达 600 MPa。而轮辋却选用抗拉强度在 380~480 MPa 之间的铁素体基车轮钢为主, 典型牌号为 380CL, 这主要考虑到高强度级别车轮钢闪光对焊后焊缝组织硬化, 轮辋扩口报废率偏高的问题。相关学者^[7-8]利用 ARGUS 应变测量系统对高强度 590CL 车轮钢闪光对焊后的扩口过程进行了应变分析, 通过数据的二次回归优化了焊接参数, 但优化后焊接工艺窗口较窄, 不利于轮辋量产。在张楠等人^[9-15]的前期工作中, 对添加 Ti、Nb 等微合金化高强钢焊后软化进行了深入研究, 可为轮辋闪光对焊接头硬

化提供一种可行的技术解决思路。因此, 从解决工业问题角度出发, 选取 380CL 车轮钢为研究对象, 通过研究一元化闪光对焊参数对接头硬度的影响规律, 建立闪光对焊温度场控制机制, 并通过 Ti 微合金化技术思路进一步降低 380CL 闪光对焊后接头的硬化倾向, 可向高强度轮辋用钢闪光对焊做进一步推广和应用示范。

1 轮辋材料及应用效果

轮辋闪光对焊属压焊范畴, 是车轮钢主要的焊接方法之一, 焊接质量与板形质量、夹杂物控制及焊接参数密切相关。为提高焊后扩口成材率, 380CL 在成分方面采用低碳低硅设计; 纯净度方面严格控制 P、N、S 含量, 减少板坯内部夹杂; 热轧环节严控氧化铁皮压入, 轧制中间坯采用罩式换冷, 卷曲后进行缓冷, 保证温度均匀性, 降低板卷内部残余应力, 所得 380CL 化学成分及横向力学性能参见表 1、表 2。

闪光对焊接头的焊接热循环具有峰值温度高、加热速度和冷却速度快等特点, 峰值温度在焊接界面处达到最大值, 且随着距界面距离的增大而急剧降低^[8]。焊接冷却过程从 800 ℃ 降至 500 ℃ 的时间 ($t_{8/5}$) 范围是 5~10 s, 容易产生淬硬组织,

收稿日期: 2019-10-28

基金项目: 广东省自然科学基金资助项目 (2017B030306014); 广东省“珠江人才计划”引进创新创业团队资助项目 (2016ZT06G025)。

表 1 380CL 化学成分 (质量分数, %)
Table 1 Chemical composition of 380CL

C	Si	Mn	P	S	Al	Ti
0.092	0.011	0.92	0.010	0.008	0.033	0.0009

表 2 380CL 车轮钢横向拉伸力学性能
Table 2 Transverse tensile mechanical properties of 380CL wheel steel

厚度 t / mm	屈服强度 R_{eL} / MPa	抗拉强度 R_m / MPa	比例伸长率 A_{50} (%)	最大力总伸长率 A_{gt} (%)	屈服点伸长率 A_e (%)
6.0 ~ 7.3	301 ~ 310	400 ~ 430	40 ~ 45	15 ~ 20	2 ~ 4

造成原成分体系 380CL 车轮钢闪光对焊后的焊缝塑性降低, 后经扩口、滚型、扩张等过程, 极易出

现微裂纹和报废, 轮辋闪光焊后焊缝开裂形貌如图 1 所示.



图 1 轮辋闪光焊后焊缝开裂

Fig. 1 Crack cracking after rim flash welding. (a) flaring crack; (b) roll forming microcracks; (c) expansion crack

2 分析与讨论

2.1 闪光对焊工艺对接头硬度的影响

试验选用 6.75 mm 厚 380CL 作为母材, 图 2 给出了闪光对焊工艺参数中烧化量、顶锻量、钳口距离、带电顶锻时间和烧化速率这 5 个主要参数对硬度的影响规律.

在选择烧化量时, 如果烧化量过小, 熔融的氧化金属不能充分挤出, 会影响焊接质量; 如果烧化量过大, 焊接能耗增加, 降低生产效率. 固定钳口距离 49 mm, 顶锻量 7 mm, 带电顶锻时间 0.5 s, 烧化速度 1.1 mm/s, 将烧化量设置为 16, 17, 18, 19 mm, 提高烧化量, 焊缝硬度降低.

钳口距离影响工件轴向的温度分布和接头的塑性变形, 随着伸出长度的增大, 焊接回路的阻抗增大, 焊接功率随之增大. 在固定烧化量 19 mm, 烧化速度 1.1 mm/s, 顶锻量 7 mm, 带电顶锻时间 0.5 s 的条件下, 将钳口距离设置为 36, 39, 42, 45 mm, 随着钳口距离的提高, 焊缝硬度提高.

足够的烧化速度是保证闪光过程的强烈且稳定的前提, 在固定烧化量 19 mm, 钳口距离 36 mm, 带电顶锻时间 0.5 s, 顶锻量 7 mm 的条件下, 将烧化速度设置为 0.9, 1.0, 1.1, 1.2 mm, 随着烧化速度的提高, 焊缝硬度降低. 顶锻过程包括带电顶锻和无电顶锻. 带电顶锻时间较小, 无电顶锻会增加焊缝变形硬化倾向. 带电顶锻时间提高, 则焊接端面温度提高, 改善接头塑性, 但带电顶锻时间过长会使得接头过热, 甚至带来过烧缺陷且提高焊缝硬度. 在固定烧化量 19 mm, 钳口距离 36 mm, 烧化速度 1.2 mm/s, 顶锻量 7 mm 的条件下, 将带电顶锻时间设置为 0.2, 0.5, 0.8, 1.1 mm, 带电顶锻时间设置为 0.5 s 为宜.

闪光对焊后期, 顶锻是保障焊件端面紧密接触形成接头的重要环节, 为获得优质接头, “火口”及其临近热影响区必须获得足够且适当的塑性变形, 通过顶锻去除氧化和过烧组织. 若顶锻量不足, 过烧组织在焊缝中心使得硬度偏高. 若顶锻量过大, 严重的金属流线会增加焊缝的硬

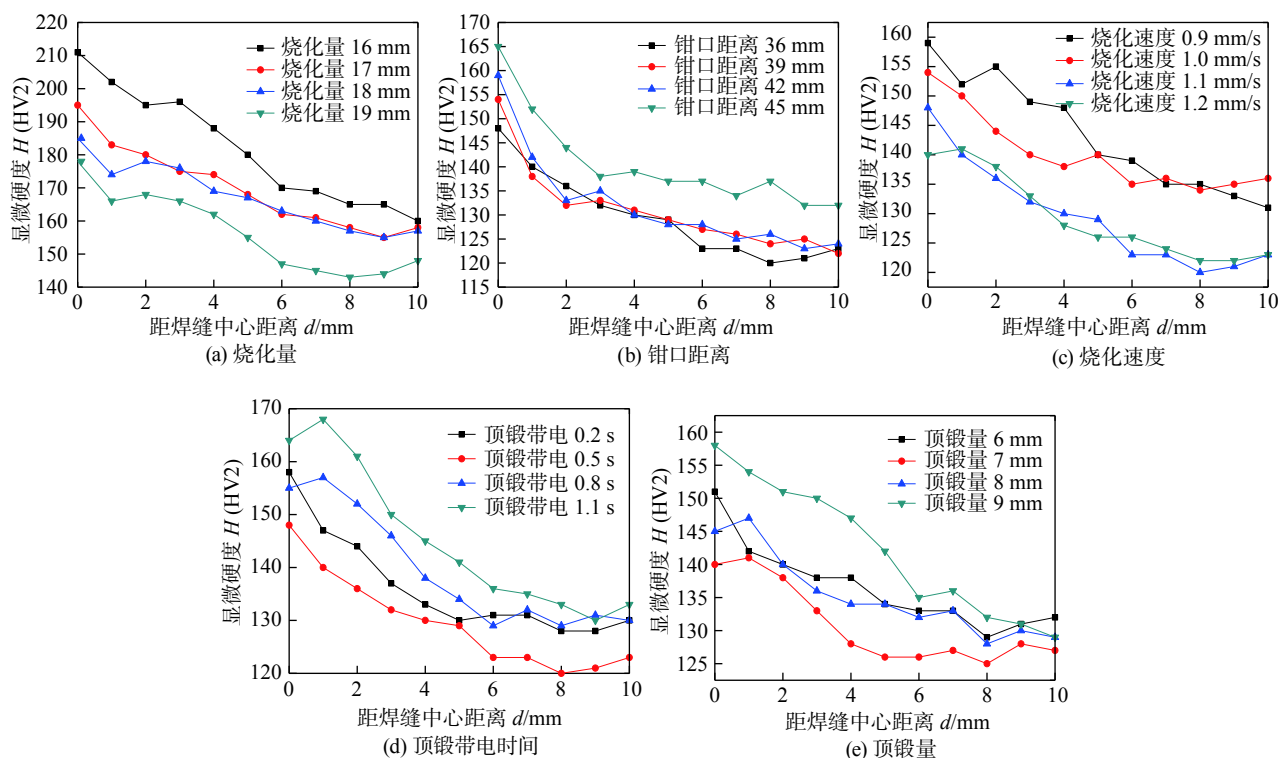


图 2 闪光对焊参数对接头硬度的变化关系

Fig. 2 Relationship between flash butt welding parameters. (a) burnt amount; (b) chucking pitch; (c) burning speed; (d) power-on squeeze time; (e) extrusion amount

度,且易形成冷焊.根据烧化量 19 mm,钳口距离 36 mm,烧化速度 1.2 mm/s,带电顶锻时间 0.5 s,将顶锻量设置为 6, 7, 8, 9 mm,顶锻量在 9 mm 时焊缝临近的热影响区硬度整体偏高,因此,最佳顶锻量为 7 mm.

基于以上分析,提高烧化量可使烧化后期焊缝位置温度降低;改变钳口距离可增加钳口间焊接温度场的温度梯度,在相同的烧化量等焊接参数不变的条件下,可降低焊后火口心部温度,使得火口位置硬度下降;降低带电顶锻时间,目的同是增加钳口间的温度梯度,从而降低火口位置硬度;而烧化速度的提高,可降低火口中心温度向钳口方向的导热速率,从而降低焊接热影响区(HAZ)的宽度,原理同样是控制温度梯度来降低接头硬度.综上,以上焊接工艺参数的调整,归根结底是改变闪光对焊钳口内待焊金属的温度梯度(图 3),并设置适当的顶锻量将高温熔融且过烧的组织去除,将焊缝位置的峰值温度控制在 900~950 °C 的“正火态”范围内,从而获得硬度较低,综合力学性能最优的焊接组织.但必须指出,过分增加温度梯度,可增大火口位置冷焊的风险,反而不利于轮辋焊后成材率.

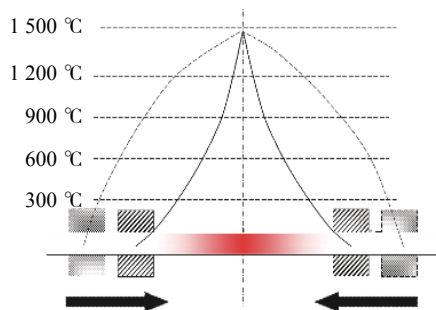


图 3 闪光对焊温度场示意图

Fig. 3 Schematic diagram of FBW temperature field

2.2 烧化速度对温度场的影响

为支持以上分析,以烧化速度为例,通过有限元模拟计算量化了烧化速度对温度场的影响.根据闪光对焊热流的对称性并简化计算,图 4 中建立了

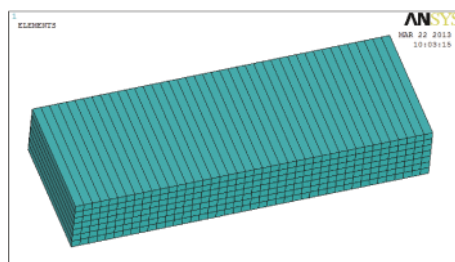


图 4 有限元模型

Fig. 4 Finite element model

42 mm × 20 mm × 6.75 mm 的几何模型,并赋予 380CL 车轮钢的基本性能参数.车轮轮辋闪光焊接过程中的热源简化为 1 500 °C 的热载荷,并以烧化速度行走,对温度达到 1 500 °C 的单元进行处理,不再参与后续运算过程,由于实际钳口位置存在水冷,对其简化为 20 °C 的载荷.计算步长设置为一个单元长度,即为 1 mm,通过每个工况的烧化时间

来确定每个步长的时间.

闪光结束瞬间不同烧化速度对应的温度场模拟结果如图 5,其关系曲线可用图 6 表示.结果可见:热影响区宽度与烧化速度有关.随着烧化速度的增加,温度场梯度增加,因此提高烧化速度有利于降低热影响区过热区宽度,并在一定的顶锻量下获得更低的焊口温度,从而冷却后获得更低的接头硬度.

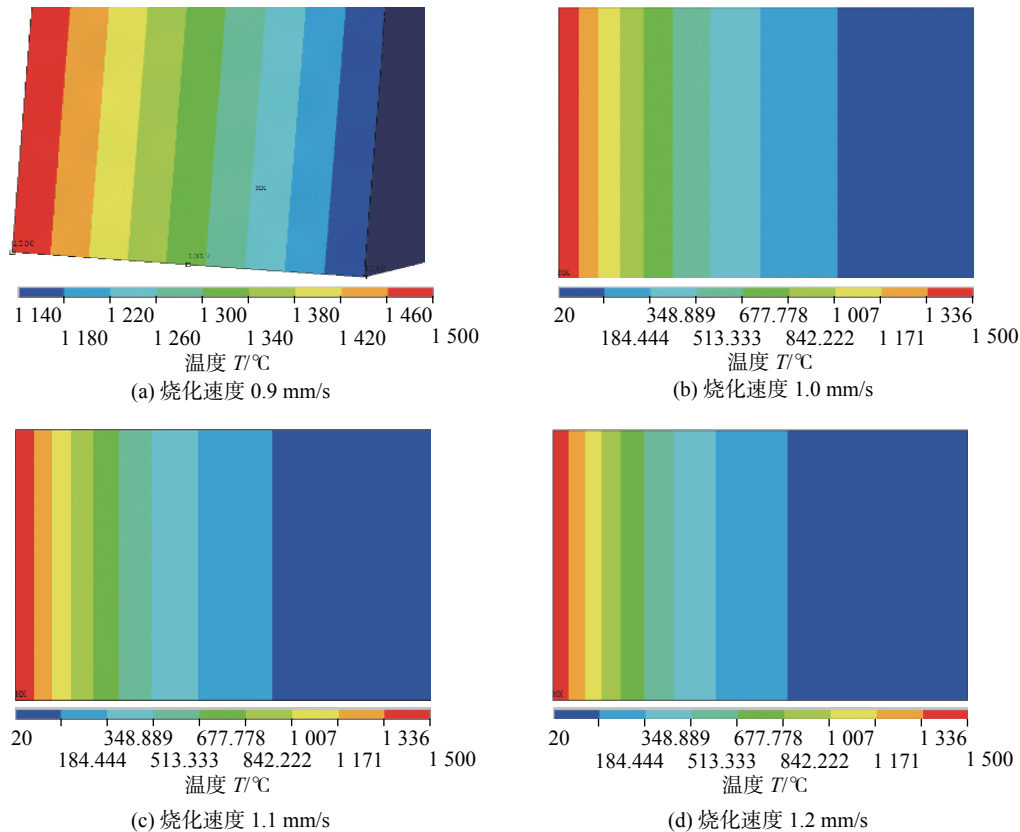


图 5 不同烧化速度闪光结束瞬间温度场分布

Fig. 5 Temperature field distribution at the end of flashing with different burning rates. (a) burning speed of 0.9 mm/s; (b) burning speed of 1.0 mm/s; (c) burning speed of 1.1 mm/s; (d) burning speed of 1.2 mm/s

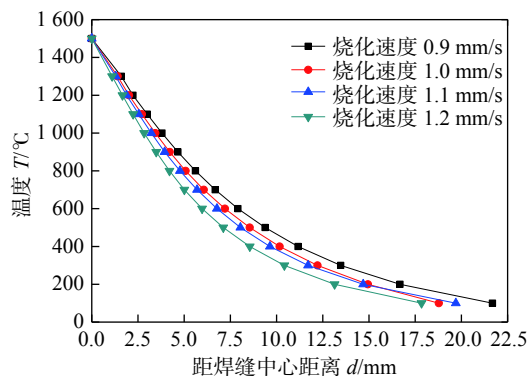


图 6 不同烧化速度温度场

Fig. 6 Temperature field of different burning rate

2.3 微 Ti 处理 380CL 闪光对焊性能与组织

在微合金化高强钢中,通常添加适量的 Ti. Ti

可以与 N 形成 TiN 阻止加热时奥氏体晶粒长大,可细化开轧时的原始晶粒,轧制时在奥氏体高温区析出的 Ti(C, N) 粒子阻滞奥氏体的再结晶过程,最终细化铁素体晶粒;相间析出或相变后在铁素体内形成的粒子非常细小,能产生强烈的析出强化效果^[16-17]. 强化作用的大小取决于 Ti(C, N) 颗粒的数量、分布、大小及其与铁素体基体的共格性等. 一般来说,析出相数量越多,质点越细小,其对强度的贡献越大,析出相中细小粒子 TiC(< 10 nm) 的强化作用显著^[16]. 通过体积分数为 0.1%~0.2%、平均尺寸为 2~5 nm 的微合金碳氮化物的沉淀强化可以提供 200~400 MPa 的强度增量,使其强度显著提高^[17].

2.3.1 微 Ti 处理 380CL 化学成分与闪光对焊性能
相关研究结果^[9-15, 18]表明, 高 Ti 析出强化高强度钢焊接热影响区存在软化现象. 因此, 对车轮钢成分中进行降 C 微 Ti 处理, 在保障母材强度的同时, 进一步降低接头硬度, 提高接头延展性, 保障接头的塑性变形能力, 提高轮辋的

成材率. 微 Ti 处理 380CL 车轮钢的化学成分如表 3 所示. 上节所述的 380CL 车轮钢闪光对焊最佳焊接工艺参数见表 4. 接头力学性能参考标准 HB5214—1996《金属室温缺口拉伸试验方法》, 考察车轮钢闪光焊焊接接头的力学性能(表 5).

表 3 微 Ti 处理前后 380CL 车轮钢的化学成分(质量分数, %)
Table 3 Chemical composition of 380CL wheel steel before and after micro-Ti treatment

试样	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti
原成分	0.092	0.011	0.92	0.010	0.008	0.033	0.0009
微Ti处理	0.066	0.01	1.04	0.012	0.003	0.034	0.012

表 4 闪光对焊工艺参数
Table 4 Process parameters of flash butt welding

钳口距离 <i>d</i> / mm	烧化量 <i>b</i> / mm	烧化速度 <i>v</i> / (mm·s ⁻¹)	带电顶锻时间 <i>t</i> / s	顶锻量 <i>e</i> / mm
36	19	1.2	0.5	7

对比表 5 中微 Ti 处理前后 380CL 车轮钢闪光焊的拉伸性能, 原成分体系车轮钢闪光焊接头的屈服和拉伸性能均较高, 但屈服点伸长率和最大力伸长率较低. 在进行微 Ti 处理后, 光滑试样和缺口试样的抗拉强度均有所降低, 但是其屈服点伸长率 A_e 和最大力总伸长率 A_{gt} 得到了显著提高, 表明闪

表 5 闪光焊接头拉伸性能对比
Table 5 Comparison of tensile properties of FBW joints

试样	规格	屈服强度 R_{eL} / MPa	抗拉强度 R_m / MPa	比例伸长率 A_{20} (%)	最大力总伸长率 A_{gt} (%)	屈服点伸长率 A_e (%)
原成分	光滑试样	430.8	476.2	34.9	1.5	1.3
	缺口试样	389	470	21	18.5	6.9
微Ti处理	光滑试样	315.6	411.8	38	37.9	14.9
	缺口试样	312	399	29.5	32.6	14.8

光焊接头在缺口三向应力的作用下, 塑性变形能力显著提高.

2.3.2 闪光对焊接头的变形抗力分析

闪光阶段后期, 立即对工件施加足够的顶锻压力, 是挤出火口端面氧化金属, 提高接头质量的关键性工艺环节. 当顶锻量相对稳定, 而对焊金属高温变形抗力增加时, 流动金属加工硬化能力增加, 室温下接头的塑性变形能力和韧性储备均降低, 不利于后续轮辋成形的成材率; 反之, 适当降低对焊金属高温变形抗力, 提高高温金属流动性, 有助于提高接头质量和延展性.

为了对比微 Ti 处理对顶锻压强的影响, 试验在 Gleeble-2000 热模拟试验机上采用原成分 380CL 车轮钢和微 Ti 处理 380CL 车轮钢两种试样, 试样尺寸为 $\Phi 6\text{ mm} \times 15\text{ mm}$. 变形速率为 25 mm/s, 变

形量为 5 mm. 变形温度分别设定 800, 900, 1 000, 1 100. 试验结果见图 7.

由横向对比可知, 两种成分试样随着变形温度的降低, 变形抗力显著提高. 因为随着变形温度的升高, 晶体沿滑移面更容易发生移动, 同时参与滑移的滑移面也增多, 出现了新的滑移系, 使金属材料在高温变形时变形抗力降低.

从纵向分析试验结果, 在 800 和 900 ℃ 进行的变形抗力试验中, 随顶锻量的增加, 微 Ti 处理试样变形抗力高于原成分试样, 而高温 1 000 和 1 100 ℃ 时, 这一现象却相反. 由此可知, 微 Ti 处理的 380CL 在闪光焊结束瞬间, 1 000 ℃ 以上的火口区顶锻压强可降低约 30 MPa, 在施加同样的顶锻力情况下, 可以获得更大的顶锻量, 有利于得到优质的焊接接头.

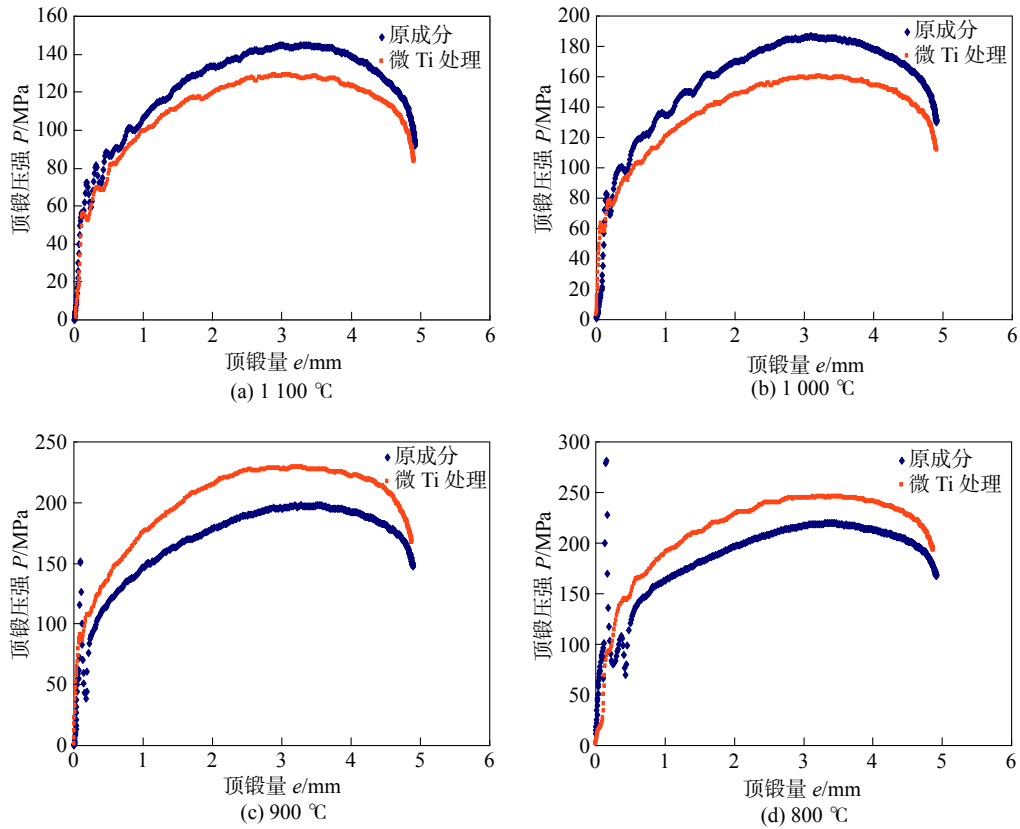


图 7 不同温度下顶锻量与顶锻压强的关系

Fig. 7 Relationship between upset forging and forging pressure at different temperatures. (a) 1100 °C; (b) 1000 °C; (c) 900 °C; (d) 800 °C

2.3.3 焊缝中心组织分析

对 800 和 1100 °C 下顶锻后的热模拟试样进

行了组织分析(图 8), 结果表明, 微 Ti 处理 380CL 得到的晶粒均更为细小.

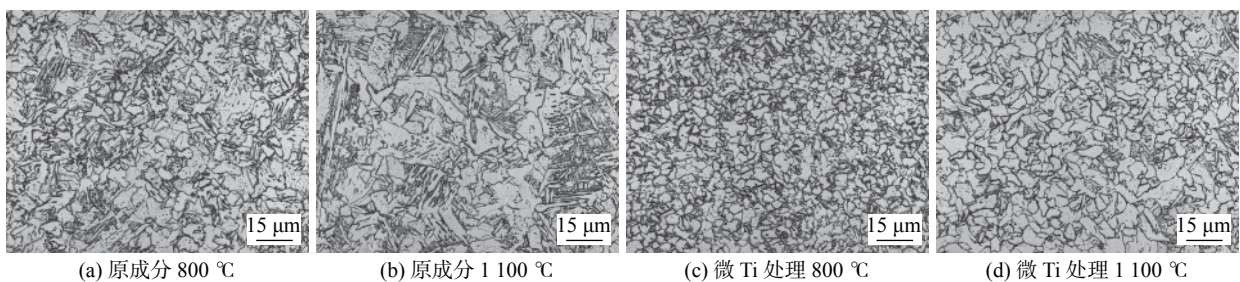


图 8 两种成分不同温度顶锻后金相组织

Fig. 8 Microstructures after forging with two components at different temperatures. (a) with original base material under 800 °C; (b) with original base material under 1100 °C; (c) with base material with micro Ti treatment under 800 °C; (d) with base material with micro Ti treatment under 1100 °C

对微 Ti 处理前后的母材及其在最优焊接工艺下获得的焊缝中心进行了 EBSD 取样及分析. 从图 9 所勾勒的晶界 ($\geq 15^\circ$) 可见: 微 Ti 处理后闪光焊熔合线的大角度晶界明显增多. 大角度晶界通常还作为晶畴参数, 用来衡量有效晶粒尺寸^[19]. 大角度晶界比例越高, 则韧性越好^[20]. 原成分 380CL 母

材晶粒平均尺寸 $9.873\ 8\ \mu\text{m}$, 微 Ti 处理 380CL 母材晶粒平均尺寸 $9.183\ 8\ \mu\text{m}$, 二者无明显差别. 而原成分 380CL 熔合线晶粒平均尺寸 $14.093\ \mu\text{m}$, 微 Ti 处理 380CL 熔合线晶粒平均尺寸 $10.069\ \mu\text{m}$. 这说明微 Ti 处理的 380CL 车轮钢焊后组织得到细化, 这与表 5 所示的焊后塑性变形能力提高相吻合.

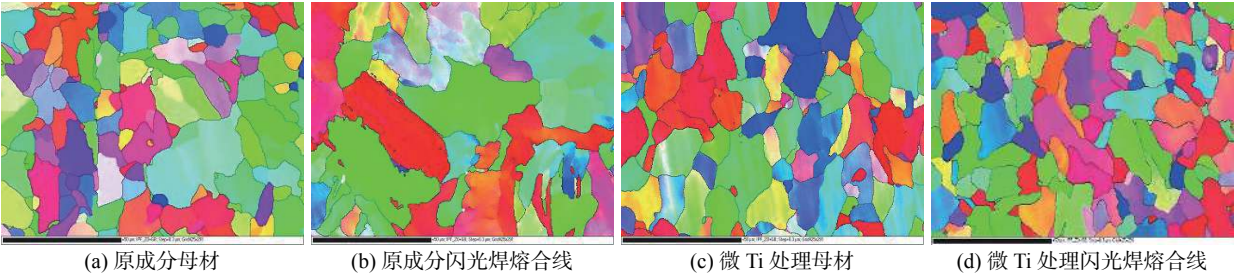


图 9 380CL 熔合线及母材的 IPF 图

Fig. 9 IPF diagrams of 380CL fusion line and base metal. (a) original base material; (b) flash welding fusion line with original composition; (c) base material with micro Ti treatment; (d) flash welding fusion line of base material with micro Ti treatment

2.4 应用效果

表 6 统计了近 6 年 380CL 闪光对焊的生产稳定性数据. 与原 380CL 闪光对焊后的裂纹率和炸裂率相比, 微 Ti 处理的 380CL 闪光焊微裂纹率和炸裂率显著降低.

表 6 微 Ti 处理的 380CL 应用效果

Table 6 Application effect of 380CL wheel steel with micro Ti treatment

用户(产线)	材料	裂纹率	报废率	客户要求	
				微裂纹率	报废率
A	原380CL	5.6%	0.3%	<3%	<0.7%
	微钛380CL	1.3%	0.1%		
B	原380CL	25%	1.8%	<3%	<0.3%
	微钛380CL	1%	0.2%		
C	原380CL	20%	4%	<3%	<0.7%
	微钛380CL	0.8%	0.1%		
D	原380CL	80%	16.7%	<10%	<0.7%
	微钛380CL	1 %	0.3%		
E	原380CL	80%	10%	<10%	<0.7%
	微钛380CL	1.5 %	0.4%		

3 结论

- (1) 在烧化量 19 mm, 钳口距离 36 mm, 烧化速度 1.2 mm/s, 带电顶锻时间 0.5 s, 顶锻量 7 mm 的闪光对焊参数下, 试验用 6.75 mm 厚 380CL 车轮钢可获得最低的硬度值 140HV2.
- (2) 为保证 380CL 闪光对焊后的成材率, 需采取温度梯度较大的焊接规范, 配合合理的顶锻量, 从而获得最优的焊接接头.
- (3) 对 380CL 车轮钢成分进行微 Ti 合金化处

理, 降低了 1 000 ℃ 以上的顶锻变形抗力, 易于获得高质量接头, 同时细化了闪光对焊后焊缝中心组织晶粒度, 显著降低了 380CL 闪光对焊后微裂纹率和炸裂率.

参考文献

[1] 中国汽车工程学会. 节能与新能源汽车技术路线图 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2016

[2] 张大伟, 杜林秀, 肖宝亮, 等. 乘用车轮辐用 600 MPa 级热轧双相钢失效原因分析 [J]. 金属热处理, 2018, 43(7): 224 – 228. Zhang Dawei, Du Linxiu, Xiao Baoliang, *et al.* Failure analysis of 600 MPa hot rolled dual phase steel for passenger car wheel spoke[J]. Heat Treatment of Metals, 2018, 43(7): 224 – 228.

[3] 马鸣图, Shi M F. 先进的高强度钢及其在汽车工业中的应用 [J]. 钢铁, 2004(7): 68 – 72. Ma Mingtu, Shi M F. Advanced high strength steel and its applications in automobile industry[J]. Iron and Steel, 2004(7): 68 – 72.

[4] 康永林, 邝霜, 尹显东, 等. 汽车用双相钢板的研究与开发进展 [J]. 汽车工艺与材料, 2006(5): 1 – 5. Kang Yonglin, Kuang Shuang, Yin Xiandong, *et al.* Research on progress and development of dual phase sheet for aytomobiles[J]. Technology and Material, 2006(5): 1 – 5.

[5] Gong Y H, Gong M Y, Sun D Q. Study on microstructures and properties of preheated flash butt welded SW400 steel joints[J]. China Welding, 2018, 27(3): 42 – 52.

[6] 王利, 杨雄飞, 陆匠心. 汽车轻量化用高强度钢板的发展 [J]. 钢铁, 2006(9): 1 – 8. Wang Li, Yang Xiongfei, Lu Jiangxin. Development of high strength steel sheets for lightweight automobile[J]. Iron and Steel, 2006(9): 1 – 8.

[7] 徐志欣. 590 MPa 级高强钢轮辋接头组织性能与失效分析 [D]. 厦门: 华侨大学, 2017.

[8] 郝晨瑶. RS590CL 钢闪光对焊接头微观组织及力学性能的研究 [D]. 吉林: 吉林大学, 2016.

[9] 张楠, 田志凌, 张书彦, 等. Q700D 热影响粗晶区疲劳寿命与小

- 裂纹扩展分析[J]. 钢铁研究学报, 2019, 31(8): 741 – 747.
- Zhang Nan, Tian Zhiling, Zhang Shuyan, *et al.* Prediction of fatigue life and behavior analysis of small crack[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2019, 31(8): 741 – 747.
- [10] 张楠, 董现春, 潘辉, 等. 高 Ti-Nb 系高强度焊接接头回火前后的力学行为[J]. 焊接学报, 2015, 36(5): 93 – 98.
- Zhang Nan, Dong Xianchun, Pan Hui, *et al.* Mechanical behavior of welded joint of a high Ti-Nb content microalloyed high-strength steel before and after drawing temper treatment[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2015, 36(5): 93 – 98.
- [11] 董现春, 张楠, 陈延清, 等. 800 MPa 级钛铌析出强化高强度焊接接头的组织与力学性能[J]. 机械工程材料, 2014, 38(11): 21 – 25.
- Dong Xianchun, Zhang Nan, Chen Yanqing, *et al.* Microstructure and mechanical properties of welded joints of 800 MPa high strength steels with Ti and Nb precipitation strengthening[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2014, 38(11): 21 – 25.
- [12] 张楠, 董现春, 徐晓宁, 等. Ti-Nb 微合金化高强度钢的焊接接头组织和性能[J]. 材料热处理学报, 2014, 35(6): 115 – 120.
- Zhang Nan, Dong Xianchun, Xu Xiaoning, *et al.* Microstructure and property of welding joint with Ti-Nb microalloyed high-strength steel[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2014, 35(6): 115 – 120.
- [13] 董现春, 张楠, 陈延清, 等. 高 Ti, Nb 析出强化高强度接头强度及焊接热影响区软化行为分析[J]. 焊接学报, 2012, 33(11): 72 – 76.
- Dong Xianchun, Zhang Nan, Chen Yanqing, *et al.* The welded joint strength and analysis for HAZ softening behavior of high Ti and Nb precipitation strengthening high strength steel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2012, 33(11): 72 – 76.
- [14] 张楠, 董现春, 张熹, 等. 钛微合金化 SQ700MCD 高强度粗晶热影响区软化的原因[J]. 机械工程材料, 2012, 36(4): 88 – 92.
- Zhang Nan, Dong Xianchun, Zhang Xi, *et al.* The softening analysis of CGHAZ in Ti microalloyed SQ700MCD steel[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2012, 36(4): 88 – 92.
- [15] 张楠, 田志凌, 张书彦, 等. 700 MPa 微合金高强度钢焊接软化机理及解决方案[J]. 钢铁研究学报, 2019, 31(3): 318 – 326.
- Zhang Nan, Tian Zzhiling, Zhang Shuyan, *et al.* Mechanism and solution of welding softening for 700 MPa microalloyed high strength steel[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2019, 31(3): 318 – 326.
- [16] 雍岐龙. 钢铁材料中的第二相[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2006.
- [17] Pereloma E V, Crawford B R, Hodgson P D. Strain-induced precipitation behaviour in hot rolled strip steel[J]. Materials Science and Engineering, 2000, 299A(1-2): 27.
- [18] 付魁军, 高铭泽, 冷雪松, 等. TiNb 钢焊接热影响区微观组织与冲击性能演变规律[J]. 焊接学报, 2019, 40(5): 36 – 41.
- Fu Kuijun, Gao Mingze, Leng Xuesong, *et al.* Evolution of microstructure and impact property in welding HAZ of TiNb steel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2019, 40(5): 36 – 41.
- [19] 缪成亮, 刘振伟, 郭晖, 等. Nb 含量和热输入量对 X80 管线钢焊接粗晶区的影响[J]. 材料热处理学报, 2012, 33(1): 99 – 105.
- Miao Chengliang, Liu Zhenwei, Gou Hui, *et al.* Effect of Nb content and heat input on coarse-grained welding heat affected zone of X80 pipeline steels[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2012, 33(1): 99 – 105.
- [20] 张楠, 陈延清, 徐晓宁, 等. X80 管线钢 Cu-Ni 含量及热输入对 CGHAZ 冲击离散性的影响[J]. 焊接学报, 2016, 37(9): 119 – 124.
- Zhang Nan, Chen Yanqing, Xu Xiaoning, *et al.* Effect of Cu-Ni components in X80 pipeline and heat input on discretization of toughness in CGHAZ[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2016, 37(9): 119 – 124.

第一作者简介: 张楠, 1983 年出生, 博士研究生, 副研究员, 高级工程师; 主要从事金属材料连接及其界面行为的科研工作; 发表论文 20 余篇; Email: giftzn@163.com.

通信作者简介: 张书彦, 博士, 教授; 主要从事材料应力工程测试与评价工作; Email: shuyan.zhang@ceamat.com.

(编辑: 郑红)