

S135 钻杆的摩擦焊接、热处理 对其组织与性能的影响

毛信孚^{1,2}, 傅 莉¹, 尚高锋², 赵仁存³, 史 弼³

(1. 西北工业大学, 西安 710072; 2. 西安航空动力控制工程公司, 西安 710077; 3. 宝钢集团公司, 上海 201900)

摘要: 对 S135 钻杆同种钢材 36CrNiMo4A 的摩擦焊接、热处理工艺参数及其强韧性进行了试验分析和研究, 分析了原有摩擦焊接和热处理工艺造成接头韧性偏低的原因, 优化了摩擦焊接和热处理工艺参数, 改善和提高了 S135 钻杆的组织 and 性能, 达到甚至超过了同类产品 NKK S135 钻杆的组织 and 性能。

关键词: 钻杆; 摩擦焊接; 焊接头; 性能

中图分类号: TG142.45 文献标识码: A 文章编号: 1005-5053(2004)01-0057-06

上海宝钢集团公司研制生产的 S135 钻杆由 36CrNiMo4A 钢制工具接头和同种材料管体经摩擦焊接而成。用原焊接和感应热处理工艺参数所焊接的接头韧性一直偏低, 在石油钻井作业现场复杂载荷和恶劣的工作环境下, 钻杆早期断裂失效危及到钻井废置的严重后果。为此西工大和宝钢公司合作研究开发《S135 钻杆的摩擦焊接、热处理及其组织与性能》国家级科研项目, 对摩擦焊接和热处理工艺参数进行选择, 改善和提高钻杆组织和韧性; 并在新疆油田现场钻杆钻探深度超过 5300 米而不断裂, 韧性和使用寿命通过国家技术鉴定和使用考核, 达到甚至超过了国外同类产品 NKK S135 钻杆。

1 试验条件及方法

1.1 试验条件

S135 摩擦焊接钻杆工具接头和管体均为 36CrNiMo4A 钢。其原始热处理为 860℃油中淬火和 650℃高温回火的调质态。钻杆焊接部位截面尺寸外径 131.7mm, 76.2mm。

1.2 摩擦焊接工艺方法

钻杆工具接头和管体摩擦焊接是在上海宝钢 320B 型惯性摩擦焊接机上进行。焊接参数见表 1。

1.3 焊接头焊后热处理工艺参数

根据宝钢设备条件, 钻杆焊后感应热处理参数和冷却方式见表 2。

表 1 钻杆摩擦焊接参数

Table 1 Friction welding parameters of drill rod

Sample No.	System pressure / Bar	Wheel rotation / rpm	Wheel assemble	Weld time / s	Burn-off length / mm
S135	135	1200	1+ 2	30.9	14.5
S355	160	1100	1+ 2	18.3	15
S365	160	1100	1+ 2	17.1	11.3
S406	160	1100	1+ 2	19	15.7

1.4 测试方法和设备

摩擦焊接头纵向剖面试样磨制抛光后, 硝酸酒精溶液侵蚀, OLYMPUS 显微镜上进行显微分析; 焊接头的原始奥氏体晶粒用苦味酸饱和溶液和洗

涤剂热蚀显示; 用 MHT-1 型显微硬度计测定硬度; 以焊接界面为中心, 加工成尺寸为 $\phi 12.7\text{mm} \times 131\text{mm}$ 拉伸试样和 $10\text{mm} \times 10\text{mm} \times 55\text{mm}$ ASTM 却贝 V 型冲击试样, 缺口开在焊接头壁厚方向的焊接界面处, 拉伸及冲击性能在 TYP25T22727 电动拉伸试验机和 TYPPW30/15K 冲击试验机上测定; 在 S-500A 型扫描电镜上进行断面形貌分析和 H-800 型透射电镜上进行电子金相分析。

收稿日期: 2002-05-08; 修订日期: 2003-05-22

基金项目: 国家自然科学基金(50005017)

作者简介: 毛信孚(1936-), 男, 高级工程师。

表 2 钻杆感应热处理参数

Table 2 Inductive heat treatment parameters of drill rod

Sample No.	Prenormalize			Gas quench			Temper		
	Temperature / °C	Heat and retention / min	Cooling method	Temperature / °C	Heat and retention / min	Cooling method	Temperature / °C	Heat and retention / min	Cooling method
S135				880	3+ 7	Gas flow	650	3+ 7	AC
S355	940	1.5+ 1.5	AC	930	1.5+ 1.5	Gas flow	680	3+ 7	AC
S365	920	1.7+ 0.8	AC	920	1.7+ 0.8	Gas flow	680	3+ 7	AC
S406	900	0.5+ 1.2	AC	920	1.5+ 1	Gas flow	680	3+ 7	AC

2 试验结果与分析

2.1 金相分析

摩擦焊接头焊缝区的显微组织见图 1, 焊缝区的电子金相 TEM 象见图 2。

原焊接参数 S135 焊态试样焊缝区的显微组织是粗大的上贝氏体、部分马氏体、下贝氏体和残余奥氏体; S135 试样气淬回火后经透射电镜观察, 其 TEM 象主要是上贝氏体, 部分回火索氏体和下贝氏体。现用焊接参数 S406 焊态试样焊缝区的显微组织是以马氏体、残余奥氏体和下贝氏体为主要组织, 并有一定数量的上贝氏体; 焊接热影响区中马氏体组织沿轴向渐趋细化、减少, 而贝

氏体组织渐趋细化、增加; 邻近母材的热影响区具有不完全淬火状态的马氏体、贝氏体、屈氏体和铁素体等多相组织, 母材焊前为调质状态的回火索氏体和一定数量的贝氏体组织; 焊后经预正火, 气淬和回火的 S406 试样焊缝区的显微组织变得均匀细小, 主要是回火索氏体组织; 在趋近于母材的热影响区为回火索氏体、贝氏体和块状铁素体等多相组织。其焊缝区的 TEM 象主要是回火索氏体, 其结构特征大部分已经回复, 尚未再结晶的板条铁素体及在板条内部与板条方向相平行或垂直或有一定取向而成十字或人字形, 比较细小的约长 0.05~ 0.1 μm 的碳化物, 板条内部位错清晰可见, 局部区域为上下贝氏体。上贝氏体回火组织

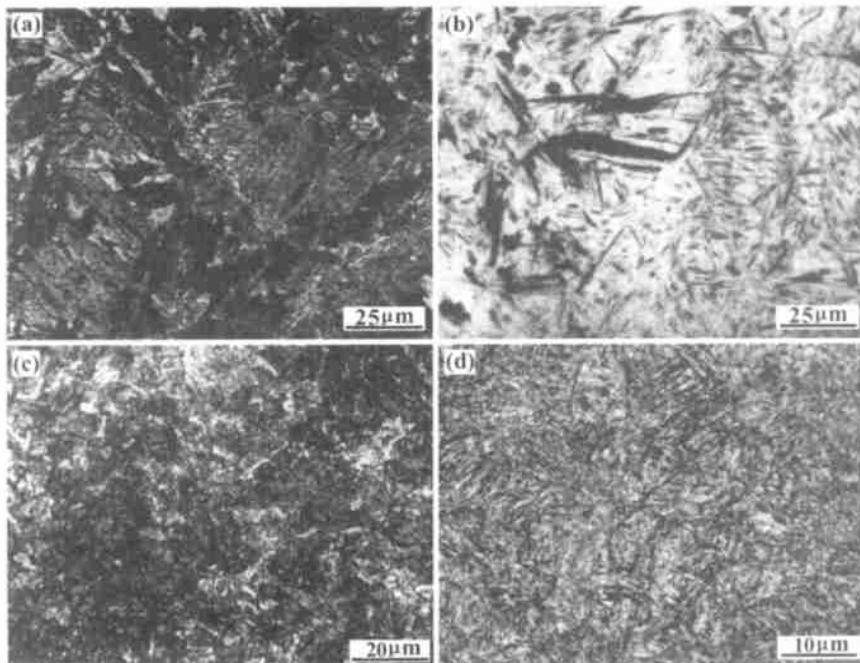


图 1 摩擦焊接头焊缝区的显微组织 (a) S135 焊态试样;

(b) S406 焊态试样; (c) S135 气淬; (d) S406 预正火, 气淬和回火试样

Fig. 1 Micro structure of weld zone from friction welded joint

(a) S135 Sample welded; (b) S406 Sample welded; (c) S135 Sample quenched and tempered;

(d) S406 Sample prenormalized, quenched and tempered

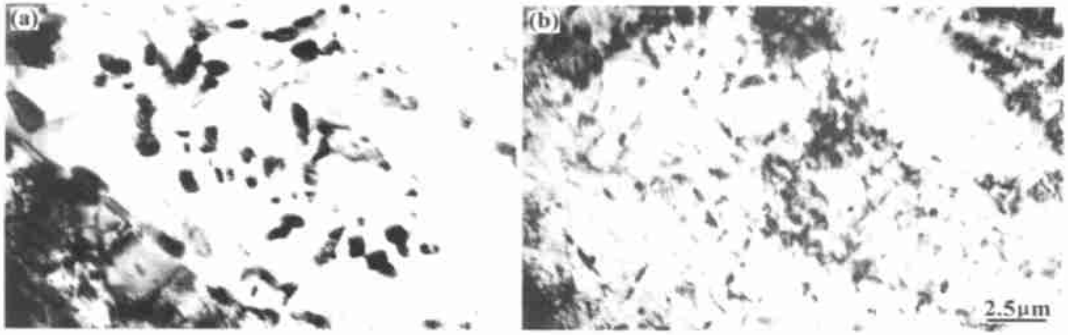


图 2 焊缝区电子金相组织(TEM 象)

(a) S135 气淬回火试样; (b) S406 预正火, 气淬回火试样

Fig. 2 Electronic microstructure of weld zone (TEM image)

(a) S135 Sample quenched and tempered; (b) S406 Sample prenormalized, quenched and tempered

为大部分已经比较充分回复但尚未再结晶仍保持铁素体板条形貌, 碳化物大部分分布在板条边界上, 呈长约 0.1~ 0.2 μm 的长圆形碳化物, 在板条内可见到清晰的位错形貌; 下贝氏体回火组织可见到在板条内有与板条呈一定取向的碳化物颗粒。

原焊接参数 S135 焊缝区的晶粒度为 3.5~ 5 级; S406 为 6~ 8 级; 焊后感应热处理, 其焊缝区晶粒度达到 10.5~ 12 级。比宝钢原产钻杆气淬

回火后的 3.5~ 9 级和日产 NKK S135 钻杆的 8~ 9 级晶粒明显细化。带有磁轭感应加热器处理的晶粒度更为细小, 达到 12~ 13 级超细晶粒水平, 且沿轴向均匀分布。摩擦焊接头焊态及焊后热处理的晶粒度分布见图 3。

2.2 机械性能

钻杆摩擦焊接头机械性能按 SPEC5D 和 ASTM370 有关要求, 试验结果见表 3。焊接头沿壁厚和轴向的硬度分布, 见图 4。

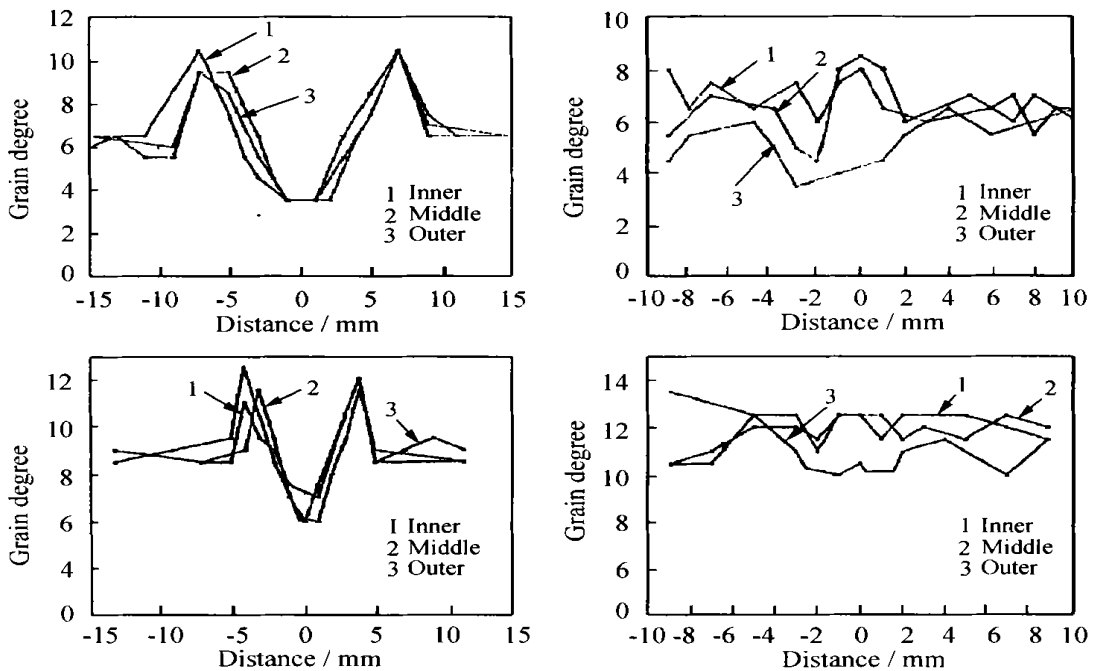


图 3 摩擦焊接头沿壁厚和轴向的晶粒度分布 (a) S135 焊态试样;

(b) S135 气淬回火试样; (c) S406 焊态试样; (d) S406 预正火, 气淬和回火试样

Fig. 3 Grains of friction weld joint along wall and axis

(a) S135 Sample welded; (b) S135 Sample quenched and tempered;

(c) S135 Sample welded; (d) S406 Sample prenormalized, quenched and tempered

表 3 钻杆摩擦焊接头的机械性能

Table 3 Mechanical properties of friction weld joint from drill rod

Sample No.	Tensile strength σ_b /MPa	Yield strength σ_s /MPa	Elongation δ /%	Reduction of area Ψ /%	Impact work Ak /J	
					Real	Average
S135	985	885	19	64	32, 26, 23	27
S355	956	923	13	62	47, 47, 50	48
S365	888	740	13.5	58	47, 42, 48	46
S406	1009	987	13	52	51, 47, 58	52
NKK S135	990	975	13	58	46, 51, 50	49

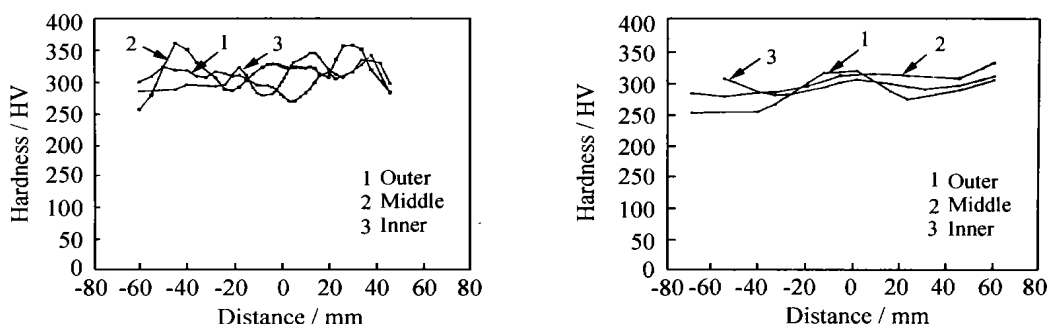


图 4 摩擦焊接头沿壁厚和轴向的硬度分布

(a) S135 气淬、回火试样; (b) S406 预正火、气淬和回火试样

Fig. 4 Hardness of friction weld joint along wall and axis (a) S135 Sample quenched and tempered; (b) S406 Sample prenormalized, quenched and tempered

2.3 断口分析

各冲击试样断口的微观形貌基本上均属于塑性断裂, S135 试样焊后气淬、回火, 其冲击断口裂纹扩展区为解理、准解理和韧窝; S406 试样焊后

预正火、气淬和回火, 其冲击断口裂纹扩展区是韧窝, 韧窝底部有(FeMn)S型夹杂物; 冲击试样断口微观形貌(SEM象)见图5。

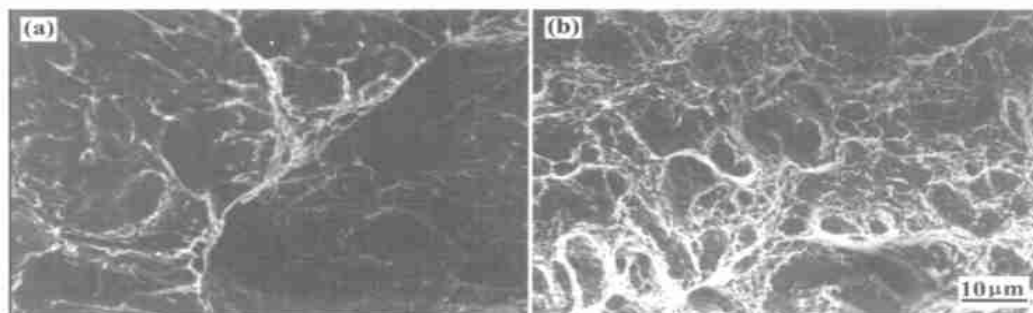


图 5 冲击试样断口微观形貌(SEM象)

(a) S135 气淬、回火试样; (b) S406 预正火、气淬和回火试样

Fig. 5 SEM micrograph of impact fracture (a) S135 Sample quenched and tempered; (b) S406 Sample prenormalized, quenched and tempered

3 分析与讨论

3.1 摩擦焊接头焊态冶金质量的控制

鉴于感应加热条件下, 原始焊态组织对奥氏

体的形成速度, 起始晶粒度大小, 均匀性及淬火马氏体的形态和性能都有重要影响, 故控制焊接头冶金质量焊态金相组织的方法, 主要是通过合理匹配焊接参数, 调整摩擦焊的热循环和应力应变

循环; 现用焊接参数比原焊接参数适当增大摩擦变形量和顶锻压力, 减少焊接时间, 以使焊接升温速度和冷却速度加快, 以抑制 S135 试样在焊缝区形成粗大的奥氏体晶粒和上贝氏体组织, 为后续感应热处理提供良好的原始组织, 以使淬火后能获得均匀细小马氏体, 残余奥氏体和下贝氏体组织, 随之回火得到回火索氏体和少量的贝氏体^[2]。在现用的焊接参数 S406 等试样, 焊缝区的焊态组织主要是马氏体, 残余奥氏体和下贝氏体, 含有少量的上贝氏体; 奥氏体晶粒较细, 均为 6~8 级, 从而为焊后感应热处理准备了良好的原始组织。

3.2 焊后感应热处理工艺的设计

由于感应热处理时, 加热速度快, 相变温度随加热速度增大而升高。同时, 随着加热速度的增大, 晶粒来不及强烈长大^[3,4]。因此, 选择一个较高的加热速度和温度, 即可使钻杆表面不产生过热, 并使奥氏体的成分变得均匀一些。因此, 为了能获得钻杆摩擦焊接头沿截面整体均匀的强韧效果, 在感应加热条件下必须实现穿透加热、穿透淬火及穿透回火, 即穿透调质工艺方案设计。本研究选定的感应淬火温度由原工艺 880℃ 提高到 920℃, 加热速度 15℃/s。欲使回火能比较充分进行, 并避免可能产生的回火脆性, 回火温度由原工艺的 650℃ 提高到 680℃。

在现有设备条件下, 选择较低的感应电流频率, 增大涡流透入深度, 使钻杆内外表面实现透入式加热; 感应电流频率由原工艺的 1800Hz 改为 1650Hz, 加热功率由 80kW 改为 180kW, 回火加热功率 80kW, 感应电流频率 1650Hz。预正火或淬火加热保温时间由原工艺 8min 改为 1.5+1min, 回火 3+7min。

解决摩擦焊接头塑性和韧性偏低的主要技术关键, 就是感应热处理。S406 试样经 900℃ 预正火, 920℃ 气淬和 680℃ 回火具有 10.5 级以上的细小晶粒, 均匀细小的回火索氏体, 综合性能良好, 冲击断口均为韧窝状塑性断裂, 具有良好的裂纹扩张抗力和断裂韧性水平。S135 淬火回火试样, 晶粒较粗, 冲击断口有解理状断裂, 断裂韧性较低。

3.3 机械性能

在采用原焊接和热处理以及现用的摩擦焊接和热处理工艺参数条件下, 焊接头拉伸试样均未在焊缝区断裂。S406 焊后预正火、气淬和回火试样延伸率与 NKK S135 钻杆的延伸率相当, 但低

于 S135 气淬回火试样, 其较低的原因, 主要是拉伸试样断于热影响区趋近母材的过渡区。特别是 S355 试样气淬温度低于正火温度, 气淬加热区不能完全覆盖预正火加热区, 而余留有大量铁素体等相变组织, 于是降低该过渡区的强度水平, 增加了调质区和过渡区塑性变形抗力的差异, 应力应变高度集中于过渡区, 在拉伸试验时, 尽管过渡区有较好的塑性, 产生明显的延伸和颈缩现象; 但在整体拉伸时, 试样调质区强度较高, 参与延伸变形量小, 过渡区强度较低, 延伸变形量大, 所以整体延伸率偏低。对于这种现象, 并不是过渡区延伸率不好, 实际上是该区强度降低而塑性增加。原焊接和热处理的焊接头淬火加热和保温时间较长, 其热影响区长达 90mm, 拉伸试样标距内不含过渡区而是在热影响区断裂, 于是其延伸率和断面收缩率显得较高。

摩擦焊接头硬度值总的变化趋势是焊缝区硬度最高, 沿轴向渐趋降低。但当焊缝区以上贝氏体为主要组织时, 其硬度比邻近区域为低; 以马氏体和下贝氏体为主时, 硬度比邻近区域为高; 沿轴向随着马氏体量的减少和贝氏体量的增多, 硬度渐趋降低。特别是对焊接头进行感应正火或淬火加热时, 将会对钻杆管体和工具接头母材产生热影响, 超过它们的原始调质热处理的回火温度, 产生软化现象。这时母材的显微组织特征是过回火组织, 即原铁素体基体上弥散分布的粒状碳化物聚集长大而粗化^[1]。过渡区淬火加热温度处于奥氏体与铁素体双相区, 气流冷却和高温回火相变组织为贝氏体、屈氏体、回火索氏体和铁素体等多相组织, 出现多相软化现象。于是在沿轴向的硬度分布曲线上出现与这些软化现象对应的低硬度值。原焊接和热处理参数的 S135 试样沿壁厚和轴向的硬度差值比现用焊接和热处理参数的 S406 试样要大; 表明其穿透调质处理效果较差, 微观组织不均匀。

3.4 焊接头塑性和韧性偏低的原因分析

根据对焊接头韧性损伤的研究表明, 当焊缝区存在有粗大的非金属夹杂物时, 将显著降低焊接头的塑性和韧性。当母材质量较差, 焊接工艺设计不当时, 一旦有较粗大的夹杂物, 特别是与焊接界面平行的束簇状硫化物存留在焊缝区时, 裂纹发生在夹杂物锐边尖角的应力集中处或是夹杂物与基体边界剥离或是夹杂物本身断裂所引起。于是这些存留在焊缝区的大于裂纹临界形核尺寸的夹杂物, 在基体中成为微裂纹的起源核心, 脆性

断裂的断裂源,而使塑性和韧性显著降低,导致脆性断裂。^[5,6] 焊接头的塑性和韧性的偏低产生脆性断裂失效的更重要原因是焊接参数控制不当,例如 S135 试样在焊缝区由于受过热温度的影响,促使这些区域的奥氏体晶粒长大粗化,随之冷却相变为粗大的马氏体和贝氏体,焊缝区有时还形成以上贝氏体为主的相变组织,由于上贝氏体的铁素体板条和板条间分布的碳化物均较粗大,在两者相界面上容易萌生裂纹。并且由于晶粒粗大,晶界断裂抗力显著降低,当晶粒尺寸大于临界晶粒尺寸时,出现脆性断裂。因此焊接头塑性和韧性过多损伤的主要原因之一,就是晶粒过热粗化。如果焊后热处理工艺参数控制不当,又如 S135 试样晶粒仍得不到均匀细化,淬火时又因冷却速度不足已达到临界冷却速度,难以得到全部马氏体,调质后难以得到全部回火索氏体而含有高中温相变组织上贝氏体和先共析铁素体等,于是造成焊接头塑性和韧性偏低的损伤脆化现象。

4 结 论

(1) 较佳的焊接参数为: 转速(1100+50) rpm, 焊接系统压力 160Bar, 飞轮组合 1+2, 摩擦时间(18+1) s。钻杆在此焊接参数下施焊, 不会出现焊接缺陷, 得到以马氏体和下贝氏体为主要组织, 晶粒度 6~8 级, 可为焊后热处理准备良好的组织。

(2) 钻杆焊后较佳的感应热处理, 可先进行预正火, 900℃, (1.5+1) min, 空冷; 然后淬火, 920℃, (1.5+1) min, 气冷; 回火, 680℃, (3+7) min, 空冷。

经上述感应热处理后, 晶粒细小, 显微组织主要为回火索氏体, 综合性能良好, 冲击试样断口均为韧窝状塑性断裂, 具有良好的断裂韧性。

(3) 钻杆焊缝区存在着粗大的非金属夹杂物, 或似原焊接及焊后热处理工艺不当, 有较多的上贝氏体和先共析铁素体或晶粒较粗等而使塑性和韧性降低。

参考文献:

- [1] 段立宇, 高大路, 雷永平, 等. G105 高强度钻杆摩擦焊接头强韧性能控制[J]. 西北工业大学学报, 11(增刊), 1993, 增刊: 88-93.
- [2] 刘智儒. 金属感应加热[M]. 北京: 机械工业出版社, 1985, 9: 414-417.
- [3] TUMULURE M D. A Parametric Study of Inertia Friction Welding for Low Alloy Steel Pipes[J]. W J, 1984, 63(9): 289-294.
- [4] EBERHARB B J. Friction weld ductility and toughness as influenced by inclusion morphology[J]. Welding Research Supplement, 1983: 171-178.
- [5] R. W. 赫次伯格. 工程材料的变形与断裂力学[M]. 北京: 机械工业出版社, 1982. 387-392.

Effect of friction welding, heat treatment technology on the microstructure and property for drill rod S135

MAO Xi-fu^{1,2}, FU Li¹, SHANG Gao-feng², ZHAO Ren-cun³, SHI Bi³

(1. North western Polytechnical University, Xi'an 710072; 2. Xi'an Aero-Engine Controls Co., Xi'an 710077; 3. Baoshan Steel Iron Company, Shanghai 201900)

Abstract: Analysis of the friction welding and heat treatment parameters of compatible steel 36CrNiMo4A, as well as strength and ductility for the drill rod S135 are presented, and the reason of lower ductility of joint welded by original friction welding and heat treatment parameters is described. It was found that microstructure and ductility could be improved by the optimization friction welding and heat treatment parameters for the drill rod S135. The microstructure and property of the drill rod S135 reached and/or exceeded that of the NKK drill rod S135.

Key words: drill rod; friction welding; welded joint; property