DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2019.01.025

Super304H 奥氏体耐热钢摩擦焊焊接接头持久强度研究

和　宇,王　皎,鲁　元,李德标,张建龙,孙福洋
(西安特种设备检验检测院,陕西 西安 710065)

摘　要:利用"等温线法"对 Super304H 奥氏体耐热钢摩擦焊焊接接头 625 ℃持久强度试验数据进行外推,表明焊接接头在超超临界机组工作环境下服役是安全可靠的。结果表明,高应力条件,试样断口主要为韧窝断裂,以穿晶断裂为主;低应力条件,试样断口主要为解离断裂,以蠕变断裂为主;蠕变断裂是以孔洞和微裂纹的形核与长大为基础。析出相沉淀强化是 Super304H 奥氏体耐热钢焊接接头的主要强化手段。

关键词:摩擦焊;持久强度;Super304H
中图分类号:TG441　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2019)01-0097-04

Study on the Endurance Strength of Friction Welding Joint of Super304H Austenitic Heat Resistant Steel

HE Yu, WANG Jiao, LU Yuan, LI Debiao, ZHANG Jianlong, SUN Fuyang
(Xi'an Special Equipment Inspection Institute, Xi'an 710065, China)

Abstract: Use "isothermal method" on Super304H austenitic heat resistant steel friction welding joint 625 ℃ extrapolation of the endurance strength test data and show that welding joints in the ultra supercritical unit working environment was safe and reliable service. The results show that the fracture of the sample is mainly dimple fracture and transgranular fracture under high stress. Under low stress condition, the specimen fracture is mainly dissociation fracture, mainly creep fracture. Creep fracture is based on nucleation and growth of pores and microcracks. Precipitation strengthening is the main strengthening method of Super304H austenite heat resistant steel welded joints.

Key words: friction welding; endurance strength; Super304H

当前,温室效应和环境污染日趋严峻,电力行业面临的环保压力不断增加,因此发展超超临界的火力发电机组,通过提高蒸汽参数提高锅炉效率已经成为业内共识,这对锅炉受热面的钢材提出了更高要求。为了保障锅炉安全运行,研究耐热钢的性能非常重要[1,2]。Super304H 作为一种新型的奥氏体耐热钢,通过添加 Cu、Nb、N 等合金元素,与传统 HR3C 奥氏体不锈钢相比,蠕变断裂强度更高,抗高温蒸汽氧化性能更佳。连续驱动摩擦焊技术是利用焊接接触面的摩擦产生热量,从而使得摩擦面金属热塑化,利用原子扩散进行焊接。该技术是目前先进的固态焊接技术,焊接接头焊合区组织致密、晶粒细化、夹杂物呈弥散分布[3],所以焊接接头具有良好的性能。

超超临界机组的设计通常需要对耐热钢持久强度进行实验,实验时间一般在 10 万小时以上,但是持久强度数据通过试验获得不现实。所以,通过提高温度和应力可以得到较短时间的持久强度,利用理论分析推导出的公式,外推较长时期的持久强度。对耐热钢持久强度外推的方法是等温线法,等温线法是根据数百小时短时持久强度试验所得到的结果,设定温度下的应力和时间的对数坐标上呈直线规律分布而推导的经验公式,温度条件一定,断裂时间与应力呈指数函数关系或幂函数关系,通过短时持久强度数据,外推出该温度下长时持久强度数据[4]。

本文通过基于 625 ℃不同应力下的 Super304H 摩擦焊焊接接头的持久强度试验数据,采用"等温线法"外推得到焊接接头的持久强度,利用金相组织分析、断口分析结合能谱分析评估焊接接头的蠕变状态,揭示在不同应力条件下焊接接头的蠕变断裂机

收稿日期:2018-08-27
基金项目:国家质量监督检验检疫总局科技计划项目资助(2017QK178,2017QK069);陕西省质量技术监督局系统科研项目资助(2016KY02)
作者简介:和　宇(1984-),陕西渭南人,硕士,工程师.主要从事承压特种设备检验检测研究方面的工作.
电话:13072973527,E-mail:307492056@qq.com

表1 Super304H化学成分 w(%)
Tab.1 Chemical composition of Super 304H

元素	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	N	Al	B
含量	0.07	0.21	0.81	18.37	9.06	0.42	2.93	0.52	0.10	0.01	0.002

理，为 Super304H 摩擦焊焊接技术的进一步应用提供理论参考。

1 试验材料和方法

本试验用日本住友公司生产的 Super304H 钢管，经过固溶处理，规格尺寸为 ϕ44.5 mm×9 mm。利用定量光谱仪实测化学成分如表 1 所示。采用连续驱动摩擦焊机焊接，一级加压，摩擦压力 50 MPa，摩擦转速 1 500 转 / 分，摩擦时间 2 s，二级加压，摩擦压力 100 MPa，摩擦转速 1 500 转 / 分，顶锻阶段的压力为 200 MPa，时间 5 s。焊后热处理的温度在 700 ℃，保温时间控制在 2 h。依据《金属拉伸蠕变及持久试验方法》(GB/T2039-1997) 制备所需试样，分别进行 625 ℃，应力 200、220、240、260、280 MPa 的持久强度实验。通过金相组织分析，拉伸断口分析，能谱分析考察不同应力条件下 Super304H 焊接接头的失效机理。

2 试验结果及讨论

持久强度数据是通过提高应力得到短时间性能数据，然后利用理论分析得到的公式外推得到的。本试验用“等温线法”来外推 Super304H 摩擦焊接头的持久强度。表 2 是 Super304H 摩擦焊接头 625 ℃的持久强度试验结果，试样均正常断裂，且都在热影响区位置断裂。

表 2 Super 304H 焊接接头 625 ℃持久强度试验结果
Tab.2 The creep rupture strength of Super 304H weld joints

试样编号	试验温度 /℃	试验应力 /MPa	断裂时间 /h	断裂位置
1		200	5 873.8	
2		220	2 960.1	
3	625	240	2 375.3	热影响区
4		260	978.1	
5		280	691.5	

蠕变断裂方程：

$$t=A\sigma^{-B} \quad (1)$$

式中，σ/MPa 为加载应力，t/h 为断裂时间，A、B 与试验温度、材料相关的常数。将(1)式两边取对数：

$$\lg t=\lg A-B\lg\sigma \quad (2)$$

$\lg\sigma$ 与 $\lg t$ 呈线性关系，将表 3 数据利用最小二乘法进行线性回归，求得对应的参数 A 和 B，结果如下：

$$\sigma=757.234t^{-0.153} \quad (3)$$

625 ℃相关系数 R2 为 0.961 4，数据具有良好的拟合效果。Super304H 摩擦焊焊接接头持久强度双对数曲线如图 1 所示，蠕变断裂时间和施加应力的双对数曲线具有良好的线性关系。当 t=100 000 h，根据拟合计算 625 ℃，σ=130 MPa。当前我国在用超超临界锅炉的蒸汽压力多为 30 MPa，蒸汽压力一般 30~40 MPa 的新一代超超临界锅炉尚处于设计研究阶段，实际运行中，考虑到不确定因素，外推得到的蠕变强度一般都会除以安全系数 n，安全系数 n 一般取 1.2~1.65。如取 n=1.65，得到 105 h、625 ℃时持久强度值为 78.84 MPa，比当前超超临界锅炉的蒸汽压力参数要高，所以在超超临界条件下服役的 Super304H 摩擦焊焊接接头是安全可靠的。图 2 为 Super304H 摩擦焊焊接接头的断口形貌。施加应力和断裂时间不同，断口形貌存在较大差异。高应力条件下，蠕变断口主要以穿晶断裂为主，断口存在大量的撕裂棱和韧窝。随着施加应力降低，断口转变为沿晶断裂为主，撕裂棱和韧窝的数量明显减少，断面更加平坦，塑性断裂转变为解离断裂。因此，高应力状态下，持久强度试样以塑性断裂为主，低应力状态下，持久强度试样以解离断裂为主。图 3 为持久强度试样金相组织，不同断裂时间持久试样的断裂位置都在热影响区。691.5 h 持久试样断口发生了明显的塑性变形，晶粒明显拉长，为塑性断裂，晶界上有析出相分布。5 873.8 h 和 2 375.3 h 持久试样断口塑性变形不明显，为解离断裂，连续分布析出相的晶界上有蠕变空洞分布。

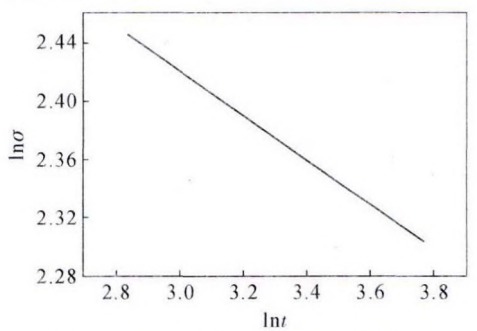
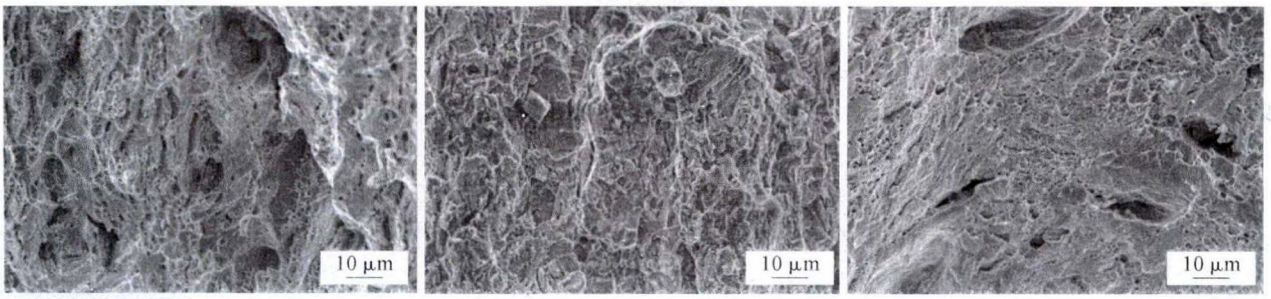


图 1 焊接接头 625 ℃持久强度曲线
Fig.1 The service life prediction curves of Super 304H weld joints

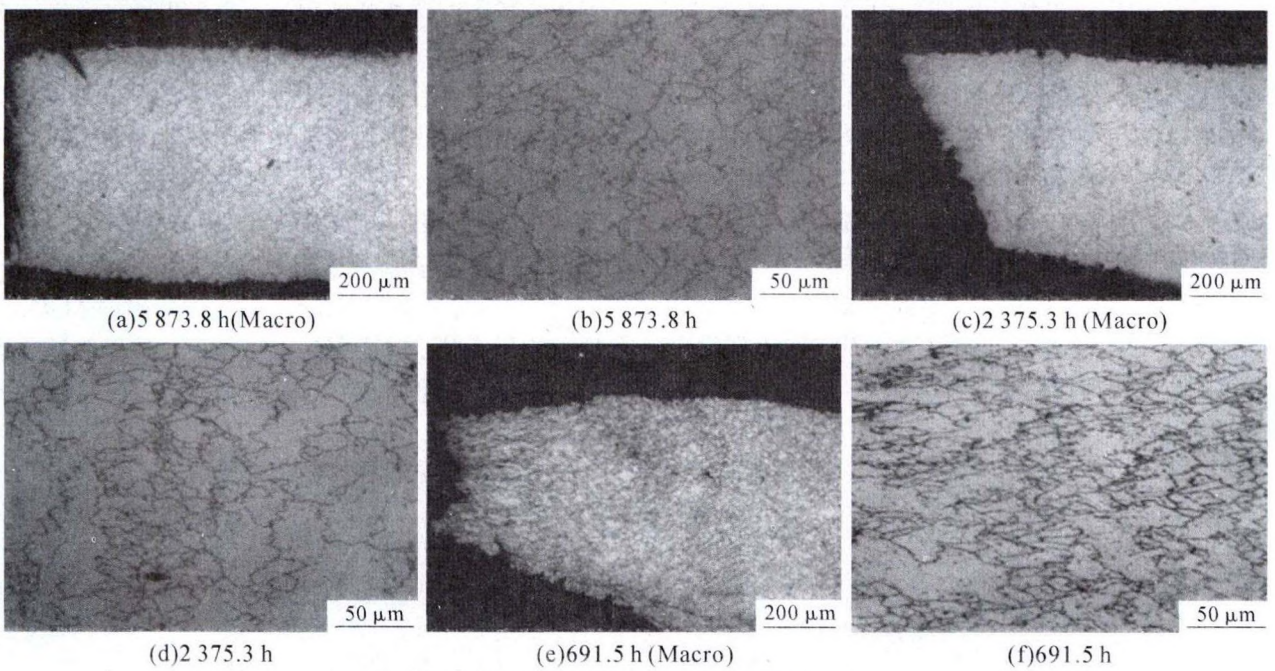
图 4(a)是 691.5 h 持久强度试样的析出相，根据表 3 析出相能谱分析结果，细小颗粒状析出相 A 主要合金元素是 Nb 元素，析出相为 Nb(C,N)，主要分布在晶内；细小颗粒状析出相 B 主要合金元素是 Cr 元素，析出相为 $Cr_{23}C_6$，析出相主要分布在晶界上，



(a)691.5 h　　(b)2 375.3 h　　(c)5 873.8 h

图 2 持久强度试样断口形貌

Fig.2 The endurance strength appearance of welding joints

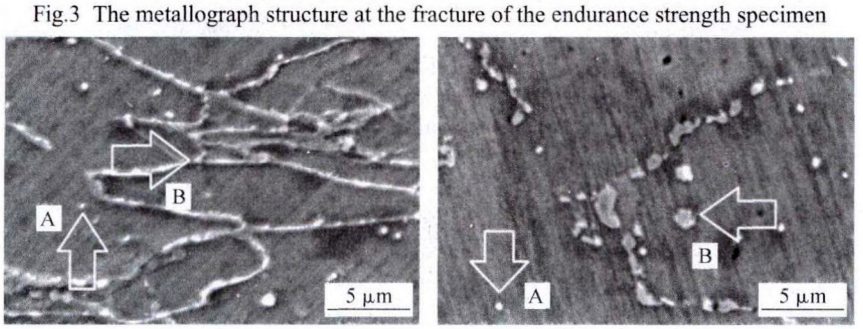


(a)5 873.8 h(Macro)　　(b)5 873.8 h　　(c)2 375.3 h (Macro)

(d)2 375.3 h　　(e)691.5 h (Macro)　　(f)691.5 h

图 3 持久强度试样断裂处金相组织

Fig.3 The metallograph structure at the fracture of the endurance strength specimen



(a)691.5 h　　(b)5 873.8 h

图 4 持久强度试样

Fig.4 The endurance strength specimen

表 3 持久强度析出相元素分析

Tab.3 The energy spectrum analysis of the precipitated phase *at*(%)

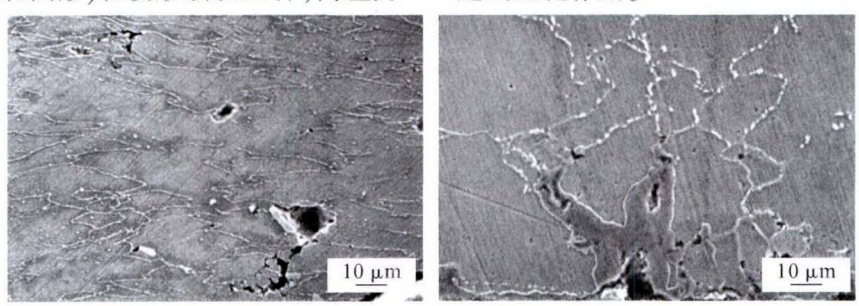
元素重量 / 原子百分比	C	N	Cr	Fe	Ni	Cu	Nb	总量
析出相 A(691.5 h)	15.83/48.17	4.45/11.61	8.4/5.9	22.12/14.48	1.87/1.17	0.18/0.12	47.15/18.55	100/100
析出相 B(691.5 h)	26.33/60.17	3.01/5.89	16.3/8.6	41.97/20.63	5.32/2.49	0.9/0.39	6.18/1.83	100/100
析出相 A(5873.8 h)	29.34/66.72	1.9/3.7	13.08/6.87	29.41/14.38	2.38/1.11	1.08/0.52	22.8/6.7	100/100
析出相 B(5873.8 h)	24.87/58.76	2.3/4.66	15.64/8.53	47.27/24.02	5.09/2.64	0.68/0.3	4.14/1.27	100/100

晶内也有少量分布。图 4(b)是 5 873.8 h 持久强度试样的析出相，根据表 3 析出相能谱分析结果，析出相主要有粗大条块状和细小颗粒状两种，细小颗粒状析出相 A 主要合金元素是 Nb 元素，析出相为 Nb(C,N)，分布在晶内。粗大条块状析出相 B 主要合金元素是 Cr 元素，析出相为 $Cr_{23}C_6$，晶内和晶界上都

有分布。5 873.8 h 持久强度试样与 691.5 h 持久强度试样相比，细小颗粒状析出相形态和数量随蠕变时间延长而变化，晶界的 $Cr_{23}C_6$ 析出相由孤立颗粒状向网状、链球状转化。

高温蠕变过程中，高应力作用下的奥氏体组织在变形过程中，产生大量位错，位错在应力和热激活的共同作用下产生位移，蠕变变形中晶界滑动占的比例较低，晶界拉长，断裂时呈现出穿晶特征，因为基体和析出相的可滑动界面不能传递切应力只能传递正应力，所以析出相的塑性差，从而导致断裂进而形成裂纹，因此 $Cr_{23}C_6$ 析出相首先产生裂纹。低应力作用下的奥氏体组织断裂主要为蠕变断裂，该过程是微裂纹与空洞的形核与长大，因为蠕变断裂主要在晶界产生，因此晶界的结构、状态以及析出相对蠕变断裂的影响较大。细小的空洞在晶界上形成，然后通过空洞聚集不断长大，进而产生裂纹[5]。随着应力不断降低，在蠕变变形中晶界的滑动变形所占比例不断增大，导致晶界上形成空洞从而衍变成裂纹，该断裂呈沿晶特征。蠕变裂纹大体上可分为洞型裂纹(椭圆形晶界空穴和圆形)和楔形裂纹两种，高应力形成楔形裂纹，低应力形成洞型裂纹，图 5 是持久强度试样的楔形裂纹和洞型裂纹。

焊接接头的蠕变断口位于热影响区，高温蠕变后，基体组织仍然为奥氏体和析出相，蠕变损伤主要表现为在碳化物析出相处形成空洞，空洞形核的主要位置在晶界上粗大的碳化物析出相。空洞容易在此处形核可能有以下因素，晶界滑动受到析出相阻碍，因此两者的交界处会产生应力集中；其次，基体与析出相的结合力较弱，易分离[6,7]。Super304H 摩擦焊焊接接头的持久强度较高，析出相沉淀强化是主要原因，析出相的沉淀作用与析出相的类型、大小、形状和稳定性有关。耐热钢中的沉淀相主要是体心立方晶系的碳化物，当碳化物以弥散的细小颗粒均匀分布时，强化效果最好，当碳化物聚集和长大，强化效果减弱，碳化物越是稳定，越不容易聚集，有利于沉淀强化[8]。高温蠕变过程中析出的 Nb(C,N)细小而稳定，具有优良的强化作用，同时析出的 $M_{23}C_6$ 型碳化物尺寸较小时能起到强化作用，晶界上呈链状析出的 $M_{23}C_6$ 型碳化物可以增加晶界的形变抗力，起到强化作用。



(a)楔形裂纹 (b)洞型裂纹

图 5 持久强度试样的裂纹形式

Fig.5 The form of cracks in an endurance strength specimen

3 总结

(1)利用“等温线法”对 Super304H 摩擦焊焊接接头 625 ℃持久强度试验结果进行外推，625 ℃、105 h 时的持久强度值高于超超临界机组的蒸汽压力参数，所以焊接接头在超超临界工作环境下服役是安全可靠的。

(2)持久强度试样断裂位置在热影响区，高应力条件下，试样蠕变断口主要为韧窝断裂形态，以穿晶断裂方式为主；低应力条件下，试样蠕变断口主要为解离断裂形态，以蠕变断裂方式为主，蠕变断裂过程是空洞和微裂纹的形核与长大。

(3)持久强度试样的能谱分析结果表明，析出相为 Nb(C,N)和 $Cr_{23}C_6$ 为主的 $M_{23}C_6$，蠕变时间越长，晶界上析出相数量越多，几乎呈连续分布，析出相沉淀强化是焊接接头的主要强化手段。

参考文献：

[1] 赵钦新，朱丽慧. 超临界锅炉耐热钢研究[M]. 北京：机械工业出版社，2010.

[2] 楼玉民，郑宏晔. 超超临界锅炉受热面管新型材料 Super304H 的性能研究[J]. 浙江电力，2015(5): 39-41.

[3] 刘志学，程巨强. 20CrMn2SiMo 钢与 20CrNi3Mo 钢摩擦焊接头的组织和性能[J]. 热加工工艺，2010，39(19): 139-144.

[4] 王双宝，伍翠兰，元敏. T92 锅炉钢长期时效的微观组织研究[J]. 南京大学学报，2009，43(2): 269-274.

[5] 赵庆全. 国产化 supet304H 钢管组织性能及持久强度研究[D]. 兰州：兰州理工大学，2008.

[6] 李新梅，张忠文，邹勇. Super304H 钢 600℃时效后的组织变化[J]. 金属热处理，2011，36(8): 78-81.

[7] 贾成洁. Super304H 奥氏体不锈钢高温时效后组织结构的变化[D]. 大连：大连理工大学，2010.

[8] 欧平，孙坚，崔正强. Super304H 奥氏体耐热钢时效后的组织结构[J]. 金属热处理，2014，35(5): 85-91.