GH3230合金焊接板材长期热暴露后组织和性能研究

张天昊[1,2]，鞠 泉[2]，蒙肇斌[2]，王 浩[1]

(1. 北京科技大学 材料科学与工程学院，北京 100083)

(2. 北京钢研高纳科技股份有限公司，北京 100081)

摘 要：研究了GH3230合金焊接板材在经过不同温度（700~1000 ℃）、不同时间（1000~2000 h）的长期热暴露处理后显微组织和力学性能的变化。结果表明：热暴露处理后熔化区铸态组织的枝晶成分偏析程度显著降低，并且随着热暴露温度的升高，降低效果更明显，逐渐形成晶粒组织。在800 ℃以上长期热暴露后，室温抗拉强度和屈服强度有所降低，延伸率逐渐上升，主要是由于热影响区小颗粒状$(CrW)_{23}C_6$碳化物回溶和W_6C碳化物粗化导致的。随热暴露温度升高，高温持久断裂时间明显降低，而持久塑性有所升高，母材晶粒尺寸较小和碳化物粗化是焊接板材断裂在母材处的原因。

关键词：GH3230合金；长期热暴露；热影响区；显微组织；力学性能

中图法分类号：TG132.3$^+$3 **文献标识码**： A **文章编号**：1002-185X(2023)07-2573-09

高温合金分为固溶强化型和第二相析出沉淀强化型合金。GH3230是一种国产典型的Ni-Cr-W合金体系固溶强化型镍基高温合金，添加Cr、W、Mo作为主要固溶强化元素，并能形成碳化物达到复合强化的目的，该合金具有较高的高温持久和抗蠕变性能、优异的高温抗氧化性能、良好的焊接性能和机械加工性能。GH3230焊接板材常用于制造先进航空发动机燃烧室、火焰筒等关键高温结构部件，同时也广泛用于制造地面燃气轮机燃烧室部件及工业炉热处理托盘、火焰挡板等高温设备部件。上述服役部件对合金的要求是：具有高温抗氧化和抗燃气腐蚀能力、良好的高温拉伸强度和持久强度、冷热疲劳性能、工艺塑性和焊接性能等，在工作温度下合金具有良好的长期组织稳定性及焊接接头可靠性[1]。

近年来，对不同镍基高温合金的长期时效组织稳定性进行了一些研究[2-11]，主要围绕在晶粒尺寸、晶界形貌、碳化物与时效析出相γ'的演变规律。樊显凯[12]研究了N263镍基高温合金焊接接头在750 ℃长期时效后各位置微观组织与力学性能的关系。国内外一些学者也对GH3230合金的焊接工艺和后续热处理工艺展开了研究，如研究了GH3230合金冷轧板材热处理工艺[13]及GH3230合金氩弧焊焊接接头的组织与高温性能[14-15]。张勇路等人[16]发现GH3230合金板材经氩弧焊焊接后HAZ存在残余应变，焊后经1140~1180 ℃热处理可以保证组织稳定性。杜星霖等人[17]研究了GH3230合金固溶后碳化物析出行为，发现该合金在800~1100 ℃短时时效时，随时效时间的增加，碳化物会出现先析出再回溶的现象，并且随温度提高，回溶开始的时间会提前。但对GH3230合金焊接板材长期热暴露处理后组织和性能之间关系的研究鲜有报道。本工作对经不同温度长时间热暴露处理的GH3230合金焊接板材的组织和性能进行了较深入系统的研究，并采用OM、SEM、EDS和EPMA等检测手段分析合金焊接板材各部位的显微组织特征、析出相及合金元素分布，测试了合金焊接板材的室温拉伸及高温持久力学性能，为GH3230合金焊接板材在高温下长期服役和服役寿命延长提供实验和理论依据。

1 实 验

实验材料为厚度1.5 mm的GH3230合金冷轧板材（固溶酸洗状态），其化学成分如表1所示。氩弧焊焊接，焊接用焊丝采用Φ1.5 mm的同合金焊丝。合金氩弧焊时采用直流正极性，焊接时电弧不摆动，对熔池保持良好的保护。采用钨极氩弧焊对焊，对接焊缝方

收稿日期：2022-07-02

基金项目：国家自然科学基金（51571020）

作者简介：张天昊，男，1998年生，硕士生，北京科技大学材料科学与工程学院，北京 100083，电话：010-62334314，E-mail：mk_z8091253637@163.com

向与板材轧制方向平行，焊接工艺参数为：焊接电流 50~55 A，电压 10~12 V，焊枪氩气流量 9 L/min，保护氩气流量 7 L/min，焊接速度 4 mm/s。

焊后进行退火处理，工艺参数为 1140 ℃×10 min，升温方式为到温装炉，冷却方式为空冷。控制每次入炉试样的数量，以免焊接板材受压变形，退火热处理的主要目的是消除焊后残余应力，保证组织与力学性能。随后在 700、800、900、1000 ℃热暴露温度下进行 1000、1500、2000 h 的长期热暴露处理。采用线切割在焊接板材的垂直轧向方向切取组织与性能分析用试样，并确保焊缝在试样正中间。

采用 OM、SEM 对焊接接头及母材进行显微组织、析出相形貌观察，并用 EDS 分析析出相的化学成分，通过 EPMA 面扫描分析熔化区铸态组织枝晶成分偏析行为与焊接接头富铬碳化物与富钨碳化物的成分、形貌和分布等。选用 MIPAR 可视化定量分析的功能，将图片中基体和不同类型碳化物进行不同颜色的标定，给出不同碳化物含量百分比的统计数据；选取同一区域 5 张图片进行碳化物含量测定，平均数值作为该区域碳化物的体积分数。同时测试了不同温度和时间下热暴露处理后焊接板材的室温拉伸力学性能及 927 ℃/62 MPa 高温持久力学性能。

2　结果与分析

2.1　焊接板材未经长期热暴露各部位显微组织

图 1 为焊后经 1140 ℃×10 min 保温/空冷退火热处理后焊接接头熔化区（MZ）、热影响区（HAZ）的光学显微组织照片。熔化区（焊缝）铸态组织由典型细树枝晶组成，并在枝晶间有大量碳化物析出，熔化区与基体熔合面组织过渡良好；热影响区显微组织的特点是该区和熔化区有明显分界线（熔合线），靠近熔化区的热影响区晶粒尺寸较大，远离熔化区晶粒尺寸较小，晶界有大量碳化物析出。而基体（BM，γ 相）显微组织是典型的奥氏体组织，有大量孪晶分布在基体中，一次碳化物较大呈立方块状，二次碳化物弥散分布在晶内和晶界上，采用平均晶粒度评级（人工截点法）方法与 GB/T 6394-2002 标准测得平均晶粒尺寸为 50.3 μm，平均晶粒度为 5.3 级。

2.2　不同温度长时间热暴露后板材不同部位的组织变化

2.2.1　1000 h 不同温度热暴露处理后的显微组织

如图 2 所示，热暴露 1000 h 时，随热暴露温度升高，熔化区（图 $2a_1$~$2a_4$）树枝晶消失较快，逐渐向晶粒组织过渡，1000 ℃还存在少量枝晶，枝干完整保持不变，合金元素成分偏析得到部分均匀化；在靠近熔化区一侧的热影响区（图 $2b_1$~$2b_4$）由晶粒尺寸较大的区域构成，晶粒尺寸连续变化至母材基体的晶粒尺寸；而母材基体 γ 相（图 $2c_1$~$2c_4$）随热暴露温度升高，平均晶粒尺寸无明显变化，1000 ℃×1000 h 处理后基体平均晶粒尺寸为 57.3 μm，无明显变化的原因可能与不同类型碳化物析出数量、尺寸有密切关系。

2.2.2　2000 h 不同温度热暴露处理后的显微组织

图 3 给出在不同温度热暴露 2000 h 后焊接板材不同部位显微组织变化：在 800 ℃熔化区（图 $3a_1$~$3a_4$）铸态组织树枝晶部分消失，并随着温度的提高，成分偏析逐渐得到均匀化，出现较明显的晶界特征，至 1000 ℃形成粗大的铸态晶粒组织；而热影响区（图 $3b_1$~$3b_4$）显微组织存在明显的梯度性与连续性，

表 1　GH3230 合金板材及焊丝的化学成分

Table 1　Chemical composition of GH3230 alloy plate and welding wire (ω/%)

C	Mn	Si	Cr	W	Mo	Co	La	Ni
0.089	0.57	0.33	22.12	13.95	1.55	0.98	0.005	Bal.

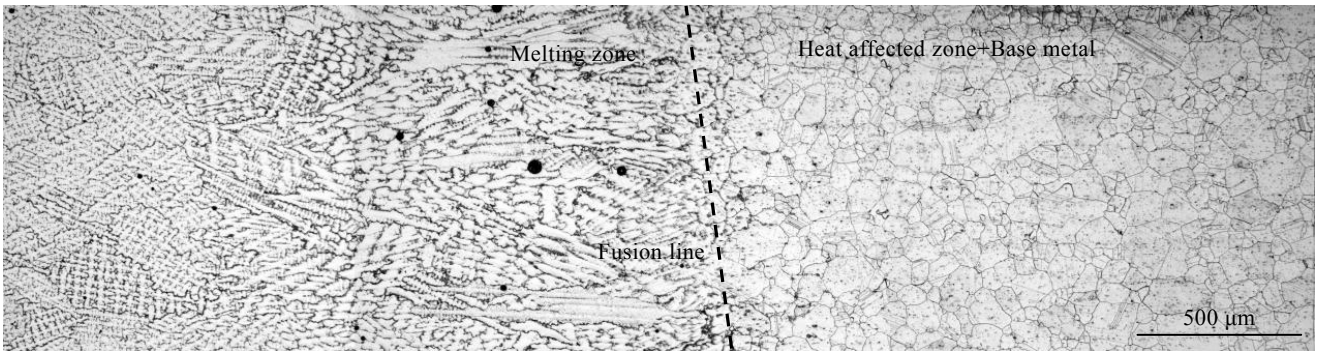

图 1　GH3230 合金焊接板材未热暴露状态的金相显微组织

Fig.1　OM microstructures of GH3230 alloy welding plate without heat exposure

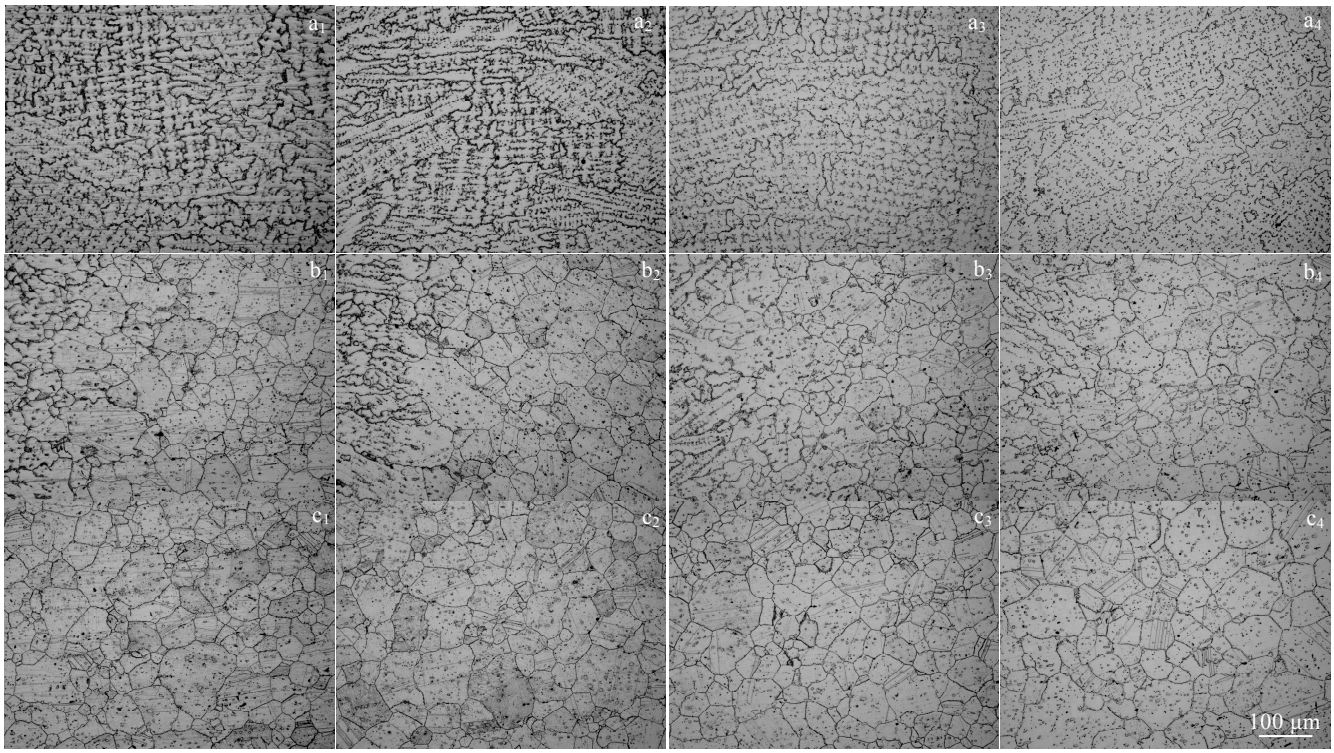

图 2　700~1000 ℃热暴露 1000 h 后焊接板材不同位置处的金相显微组织

Fig.2　OM microstructures at melting zone (a), heat affected zone (b), and matrix (base metal) (c) of welded plates after heat exposure at 700-1000 ℃ for 1000 h: (a_1-c_1) 700 ℃, (a_2-c_2) 800 ℃, (a_3-c_3) 900 ℃, and (a_4-c_4) 1000 ℃

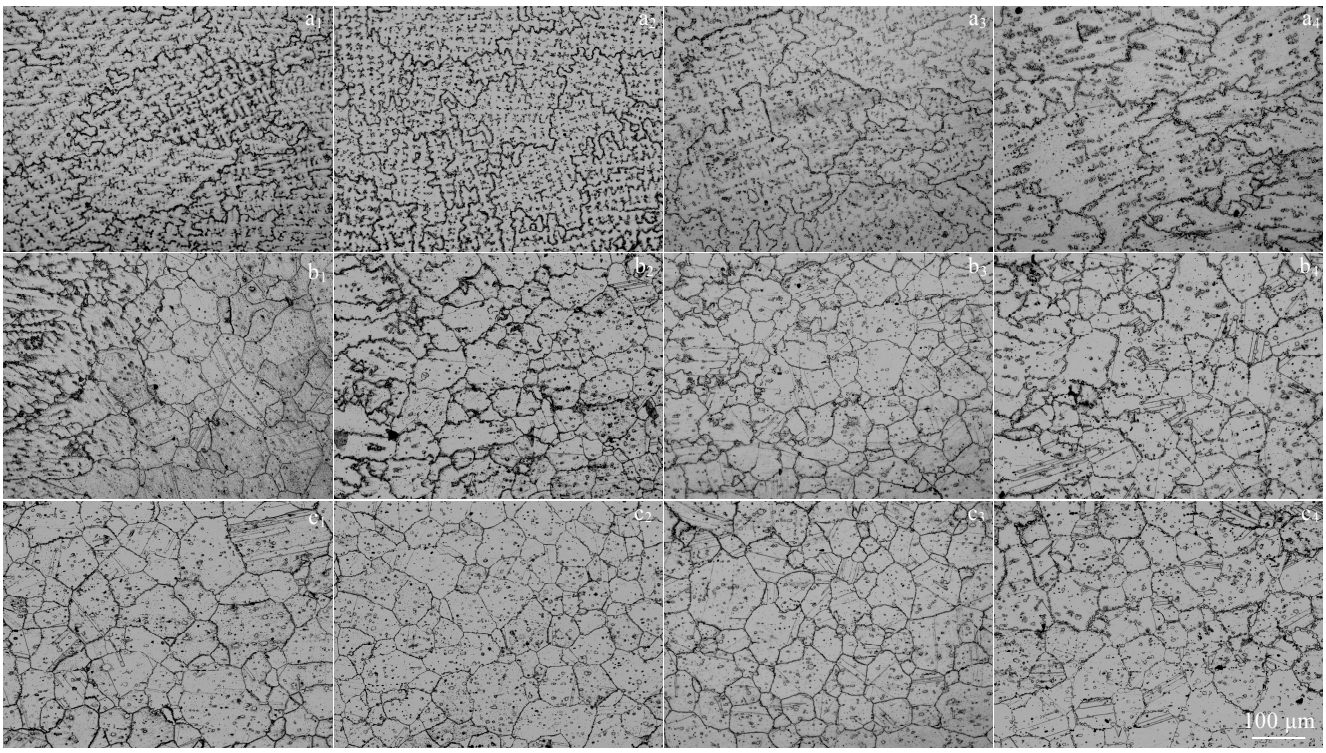

图 3　700~1000 ℃热暴露 2000 h 后焊接板材不同位置处的金相显微组织

Fig.3　OM microstructures at melting zone (a), heat affected zone (b), and matrix (base metal) (c) of welded plates after heat exposure at 700−1000 ℃ for 2000 h: (a_1-c_1) 700 ℃, (a_2-c_2) 800 ℃, (a_3-c_3) 900 ℃, and (a_4-c_4) 1000 ℃

800 ℃开始至 900 ℃在晶内析出大量碳化物；基体 γ 相（图 3c$_1$~3c$_4$）从 700 ℃开始晶粒尺寸大小不均匀，800 ℃时大量碳化物析出，平均晶粒尺寸为 54.6 μm，900 和 1000 ℃时 γ 相晶粒尺寸仍保持较小，1000 ℃时基体平均晶粒尺寸为 58.1 μm。

2.3　焊板长期热暴露处理后不同区域碳化物分析

尽管合金中含碳量很低，仍有一定数量碳化物存在，而合金中碳化物的数量、形貌、尺寸大小及分布情况对合金力学性能有着重要影响[18]。热力学计算结果显示，在低于 800 ℃温度条件下，合金中的 M_6C 是一个非稳定相，其稳定相是 $M_{23}C_6$ 碳化物，随服役温度的升高以及时间的增加，碳化物会发生转变，析出稳定相[17]。

2.3.1　熔化区碳化物

图 4a 显示在经 700 ℃×1500 h 热暴露处理后熔化区析出相基本为 $M_{23}C_6$ 型碳化物，且主要为$(CrW)_{23}C_6$ 碳化物，在树枝晶内呈颗粒状，在晶界呈链状或胞状分布；在经 1000 ℃×1500 h 热暴露处理后$(CrW)_{23}C_6$ 碳化物逐渐消失，$(WCr)_6C$ 碳化物在熔化区呈颗粒状析出（图 4b）。通过 MIPAR 可视化定量工具测定得出，经 700 ℃× 1500 h 热暴露处理后的试样碳化物体积分数为 10.415%，1000 ℃×1500 h 处理后碳化物体积分数为 7.553%。该合金熔化区铸态组织枝晶成分偏析主要是含 W 组元与含 Cr 组元在枝晶干和枝晶间不均匀分配造成的。图 5 给出在 700 和 1000 ℃下经 2000 h 热暴露后熔化区的 EPMA 元素面扫描结果，可以看出，熔化区铸态组织的枝晶成分偏析程度显著降低，并且随着热暴露温度的升高，降低效果更明显。

2.3.2　基体（母材）碳化物

图 6 给出合金在 1000 ℃下经 1500 和 2000 h 处理后母材基体（γ 相）中碳化物形貌：1000 ℃长时热暴露后大量富 Cr 的小颗粒状 $M_{23}C_6$ 型碳化物回溶消失，但晶界上仍存在未溶解的粒状和条状 $M_{23}C_6$ 型碳化物，低 Cr 的颗粒状 W_6C 碳化物主要分布在晶粒内部，少量分布在晶界。1000 ℃下经 1500 和 2000 h 热暴露后碳化物体积分数分别为 10.01%和 10.71%，含量无明显变化。

2.3.3　热影响区碳化物

图 7a 和 7b 分别为在 700 和 1000 ℃下热暴露 2000 h 后热影响区的碳化物形貌，结合图 7e 和 7f 给出的 EDS 能谱可知，经 700 ℃×2000 h 热暴露处理后热影响区主要析出相为$(CrW)_{23}C_6$ 碳化物，热影响区靠近熔合线一侧该种碳化物呈链状分布，远离熔合线一侧呈细小颗粒状分布于晶界上，其余碳化物为一次 M_6C 型碳化物。图 7c 为图 7a 经 MIPAR 标记颜色并可视化定量分析后的图片，M_6C、$M_{23}C_6$ 型碳化物体积分数分别为 1.915%和 5.431%。因为该合金中 Mo 元素含量较低，且由图 7d 背散射电子像可确定，在经 1000 ℃×2000 h 热暴露处理后主要碳化物为 W_6C 碳化物（白亮部分），主要以较大的颗粒状分布在晶界和晶内，$M_{23}C_6$ 型碳化物以条状或链状分布在晶界上，结合 MIPAR 定量化分析结果，2 种碳化物体积分数分别为 2.773%和 2.558%。

2.4　焊接板材经长期热暴露后的力学性能

2.4.1　焊接板材长期热暴露后的室温拉伸性能

合金焊接板材在 700、800、900 和 1000 ℃下经过不同时间的长期热暴露处理后的室温拉伸力学性能如图 8 所示，断裂位置统计于表 2。如图 8 所示，热暴露时间为 1000 h 时，抗拉强度从 700 ℃的 846 MPa 降低到 1000 ℃的 770 MPa，屈服强度从 412 MPa 降低到 327 MPa，但延伸率从 26.5%增长至 39.8%；热暴露时长为 1500 h 时，在 900 ℃下处理后抗拉强度稍有下降，1000 ℃降至 770.5 MPa，而延伸率上升。图 8c 显示 700~1000 ℃温度下热暴露长达 2000 h 后，从 800 ℃开始合金焊接板材室温抗拉强度和屈服强度均有所降低，延伸率随温度升高稍有上升。如表 2 所示，焊接接头室温拉伸断裂位置多数在热影响区或靠近基体母材。

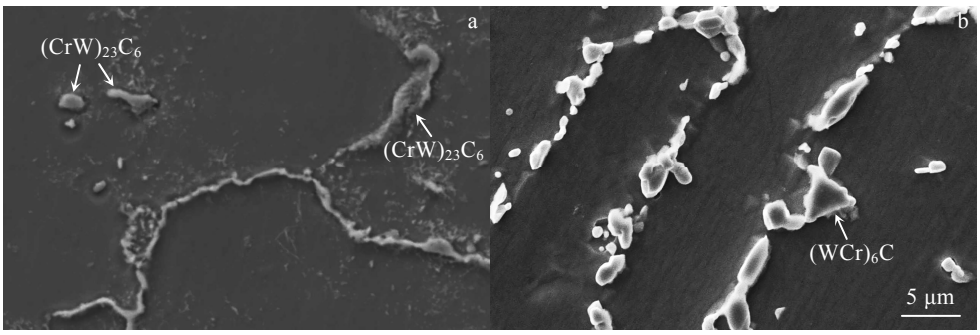

图 4　在 700 和 1000 ℃温度 1500 h 长期热暴露后熔化区析出相微观形貌

Fig.4　Precipitates morphologies in the melting zone after 1500 h long-term thermal exposure at of 700 ℃ (a) and 1000 ℃ (b)

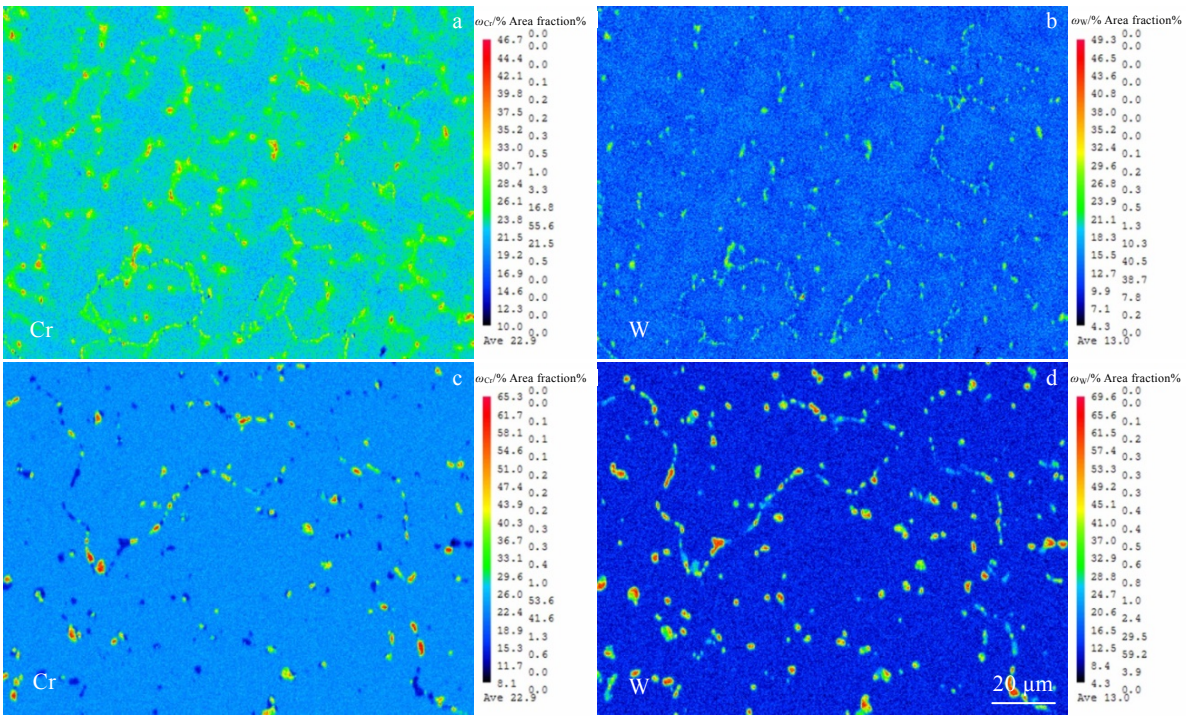

图 5　在 700 和 1000 ℃温度经 2000 h 热暴露处理后熔化区主要偏析元素（Cr、W）EPMA 面扫描分析

Fig.5　EPMA mappings of the main segregation elements (Cr, W) in the melting zone after 2000 h heat exposure at 700 ℃ (a, b) and 1000 ℃ (c, d)

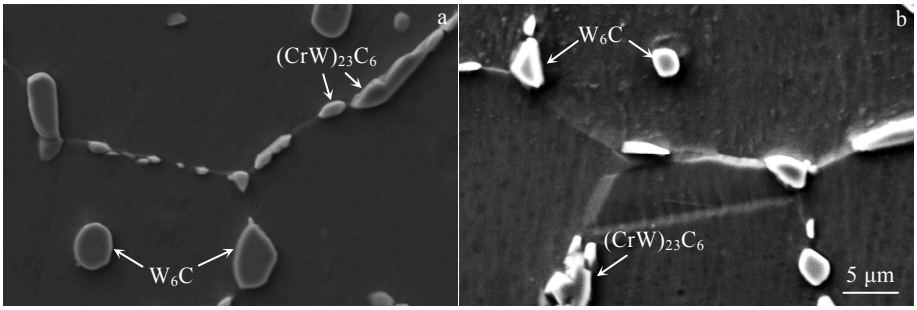

图 6　1000 ℃热暴露 1500 和 2000 h 后基体（母材）析出相微观形貌

Fig.6　Precipitates morphologies of matrix (base metal) after long-term thermal exposure at 1000 ℃ for 1500 h (a) and 2000 h (b)

2.4.2　焊接板材长期热暴露后的持久性能

合金焊接板材在 700、800、900 和 1000 ℃热暴露不同时间后，高温 927 ℃/62 MPa 持久性能测试结果如图 9 所示，表 3 统计了断裂位置结果。如图 9 所示，经不同温度热暴露 1000 h 处理后，持久时间随热暴露温度升高先增加，800 ℃时达 72 h，而后大幅度减少，1000 ℃时持久时间仅为 31 h，持久塑性随温度提高一直上升；在热暴露 1500 h 后同样从 800 ℃开始至 1000 ℃持久时间一直下降，900 ℃开始下降更快，而持久塑性升高；当热暴露时间为 2000 h 时，也从 800 ℃开始持久时间快速降低，1000 ℃时持久时间仅为 22 h，而持久塑性逐渐升高至 31%。如表 3 所示，合金焊接板材长期热暴露后 927 ℃/62 MPa 下持久试验时断裂位置基本在母材处。

3　结果与讨论

3.1　焊接板材长期热暴露后不同位置显微组织变化特征

实验观察结果表明：高温长期热暴露后焊接接头中熔化区（焊缝）铸态组织变化最为明显，同一热暴露时间下随温度的提高，熔化区铸态树枝晶逐渐消失，铸态组织出现明显的晶界特征，在处理 2000 h 后铸态

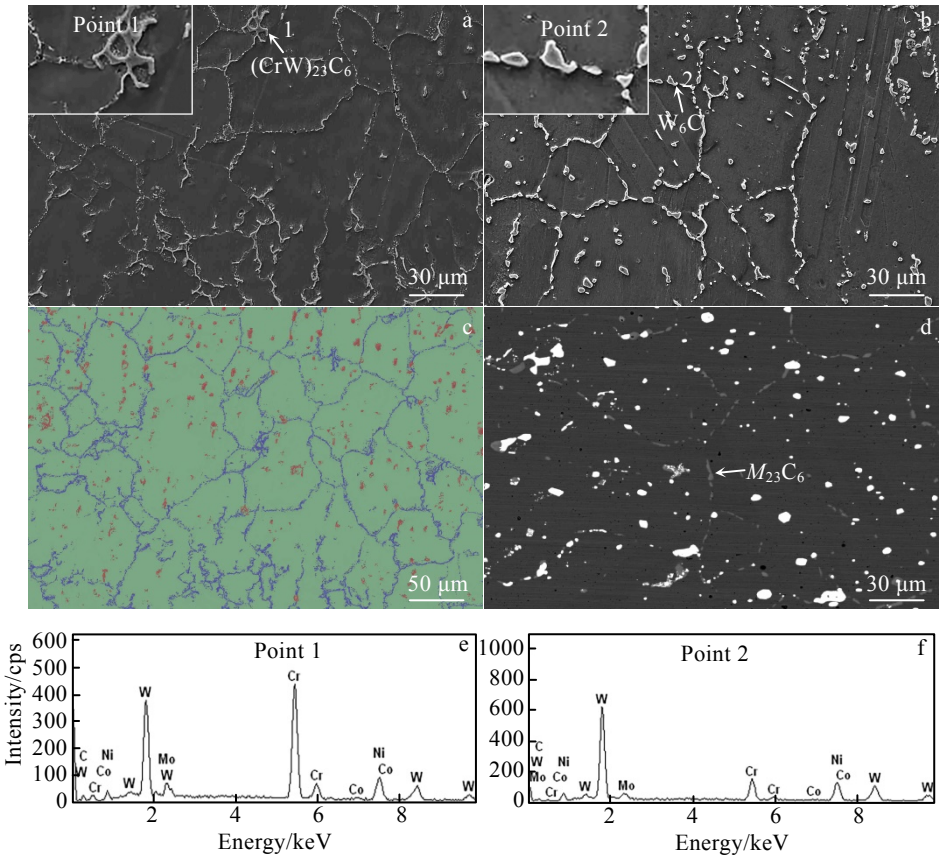

图 7　700 和 1000 ℃温度热暴露 2000 h 后热影响区析出相形貌、成分及含量分析

Fig.7　Morphologies chemical composition and content analysis for precipitates in HAZ after 2000 h heat exposure at 700 ℃ (a, c, e) and 1000 ℃ (b, d, f): (a, b) SEM morphologies, (c) visual quantitative characterization image of Fig.7a, (d) BSE image of Fig.7b, (e) EDS spectrum of point 1, and (f) EDS spectrum of point 2

表 2　合金焊接板材在 700~1000 ℃长期热暴露后室温拉伸断裂部位

Table 2　Tensile fracture sites at room temperature of alloy welded plates after long-term heat exposure at 700-1000 ℃

Time/h	700 ℃	800 ℃	900 ℃	1000 ℃
1000	HAZ	HAZ/BM	HAZ/BM	BM
1500	MZ	MZ/BM	MZ/BM	BM
2000	HAZ/MZ	MZ	MZ	MZ

表 3　合金焊接板材在 700~1000 ℃长期热暴露后 927 ℃/62 MPa 持久试验断裂部位

Table 3　Fracture sites of 927 ℃/62 MPa endurance test of alloy welded plates after long-term heat exposure at 700-1000 ℃

Time/h	700 ℃	800 ℃	900 ℃	1000 ℃
1000	BM	BM	BM	BM
1500	BM	BM	MZ	BM
2000	BM	BM	BM	BM

组织的合金元素成分偏析得到均匀化；热影响区有碳化物析出，出现粗晶区和细晶区梯度性不均匀晶粒组织；同时还观察到在 700 和 800 ℃在靠近热影响区的 γ 相基体内有细小碳化物弥散析出，导致晶粒生长缓慢，平均尺寸为 50.5 μm，显然焊接接头微观组织变化会明显影响合金焊接板材的力学性能。

3.2　焊接板材长期热暴露后室温拉伸力学性能

合金焊接板材经不同温度和时间热暴露处理后的室温拉伸性能以及焊接接头的断裂部位（图 8 和表 2）表明，合金焊接板材室温拉伸力学性能变化通常敏感

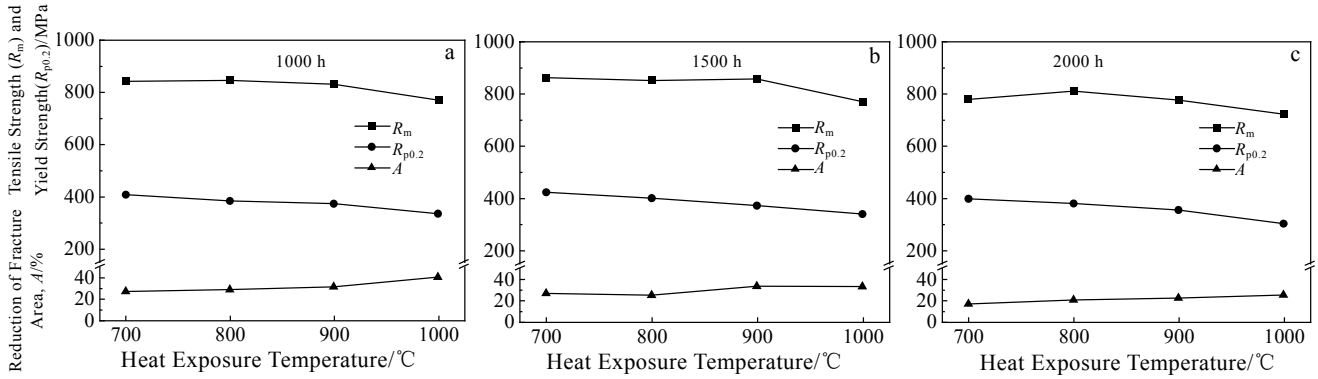

图 8　合金焊板经不同温度长期热暴露后的室温拉伸性能统计

Fig.8　Room temperature tensile properties statistics of alloy welding plates after long-term thermal exposure at different temperatures

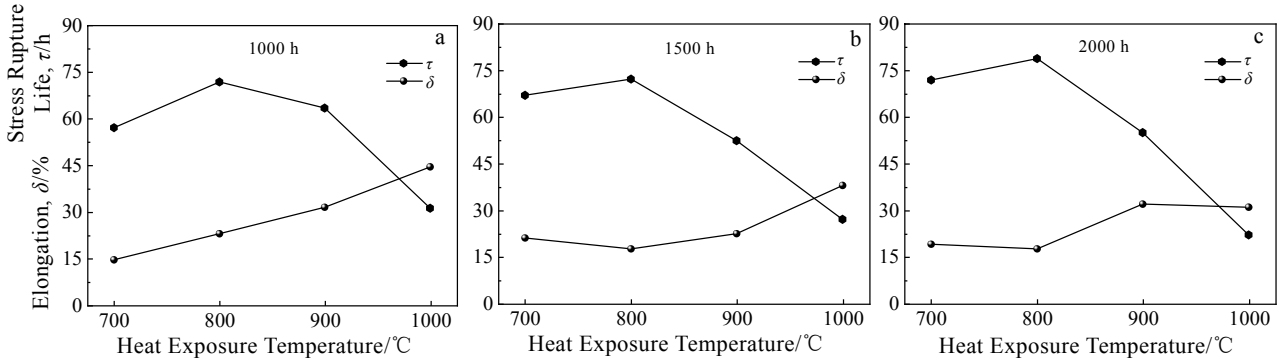

图 9　合金焊板经不同温度长期热暴露后的 927 ℃/62 MPa 持久性能统计

Fig.9　Protracted rupture properties statistics under 927 ℃/62 MPa of alloy welded plates after long-term thermal exposure at different temperatures

于焊接接头热影响区（HAZ）的微观组织变化，而且与热影响区中晶粒尺寸不均匀和析出相尺寸、数量、分布密切相关。从上述实验结果得知：焊接板材长期热暴露后，抗拉强度和屈服强度在 800 ℃开始下降是由于连续分布在晶界上的小颗粒状$(CrW)_{23}C_6$ 碳化物发生回溶造成的，小颗粒状碳化物$(CrW)_{23}C_6$在 900 ℃加速溶解使抗拉强度和屈服强度下降更快，而经过 1000 ℃热暴露处理后，部分未溶粗大粒状、条状或链状$(CrW)_{23}C_6$ 碳化物不连续分布在晶界上，W_6C 碳化物大量析出并以粗大颗粒状分布在该区域内，其强化效果显著低于连续分布在晶界上的小颗粒状$(CrW)_{23}C_6$碳化物，而且$(CrW)_{23}C_6$碳化物数量在 2000 h 热暴露试验中从 700 ℃的 5.431%减少至 1000 ℃的 2.558%，导致合金焊接板材室温抗拉强度和屈服强度明显降低，延伸率稍有升高，而接头断裂多数倾向在热影响区和靠近熔化区一侧处。

3.3　焊接板材长期热暴露后的高温持久性能

图 9 给出焊接板材经不同温度长时间热暴露处理后的 927 ℃/62 MPa 持久性能，结合表 3 给出的焊接接头断裂部位得知：700 ℃×1000 h 热暴露处理后，持久断裂时间从 57 h 升高至 800 ℃的 72 h，而后从 900 ℃开始快速下降，1000 ℃时不到 31 h，而持久塑性一直升高至 44.5%。较低温度（700~800 ℃）长期热暴露处理后热影响区和母材内有大量细小$(CrW)_{23}C_6$ 和 W_6C 析出，导致持久时间增加[19]，而 900 ℃长期热暴露处理后小颗粒状$(CrW)_{23}C_6$ 碳化物开始回溶，析出量减少，温度达 1000 ℃时仅存粗大 W_6C型碳化物和晶界处不连续分布的粗大粒状或条状$(CrW)_{23}C_6$碳化物，持久断裂时间下降至 31 h。

如图 9b 和 9c 所示，在 800 ℃以上经 1500 和 2000 h 热暴露处理后，持久断裂时间明显下降，也证实细小颗粒状$(CrW)_{23}C_6$ 碳化物大量回溶使得持久断裂时间一直呈下降趋势，1000 ℃热暴露 1500 和 2000 h 后持久时间仅为 27 和 22 h，并伴随持久塑性的提高。其次对于基体 γ 相，由于碳化物缓慢回溶，1000 ℃×2000 h 热暴露处理后平均晶粒尺寸约为 58.1 μm。表 3 结果表明，合金焊接板材高温持久试验断裂处大部分为母材基体 γ 相，出现这种现象的原因除了晶界处碳化物

粗化之外，也因为基体 γ 相晶粒尺寸相比于熔化区铸态晶粒更为细小，作为高温薄弱环节的晶界相对增多，因此持久断裂多发生在母材处。

4 结　论

1) 经钨极氩弧焊接及焊后热处理的GH3230合金板材在 700~1000 ℃经长时间热暴露后，熔化区铸态组织的枝晶成分偏析程度显著降低，并且随着热暴露温度的升高，降低效果更明显，逐渐形成晶粒组织；热影响区和母材的 γ 相晶粒尺寸无明显变化。

2) 焊接板材在 800 ℃以上长期热暴露后，热影响区内的大量分布在晶界上的小颗粒状$(CrW)_{23}C_6$ 碳化物发生回溶，部分未回溶分布在晶界上的$(CrW)_{23}C_6$ 碳化物和热影响区内的 W_6C 碳化物粗化，室温抗拉强度和屈服强度出现较明显下降，塑性升高。

3) 焊接板材高温持久性能随热暴露温度升高，持久断裂时间明显降低，而持久塑性有所升高，焊接板材断裂多发生在母材处。碳化物粗化是导致高温持久性能发生此种变化的重要原因，碳化物粗化和母材区晶粒尺寸小是导致焊板断裂在母材处的重要原因。

参考文献　References

[1] Chen Shifu(陈石富), Ma Huiping(马惠萍), Ju Quan(鞠 泉) *et al*. *Materials Reports*(材料导报)[J], 2009, 23(Z1): 436

[2] Bai Yunrui(白云瑞), Hu Yuhao(胡钰昊), Zhong Yan(钟 燕) *et al*. *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2020, 45(6): 108

[3] Dang Yingying(党莹樱), Zhao Xinbao(赵新宝), Yin Hongfei(尹宏飞) *et al*. *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2016, 44(9): 58

[4] Yang Jie(杨 杰), Liu Guangxu(刘光旭), Qiao Yu(乔 羽) *et al*. *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2021, 42(8): 61

[5] Mu Yan(穆 岩), Wang Shusen(王树森), Zhang Fengjiang(仉凤江) *et al*. *Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2021, 41(9): 1148

[6] Wang Lu(王 鲁), Yang Gang(杨 钢), Liu Zhengdong(刘正东) *et al*. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(3): 961

[7] Jiang H, Xiang X M, Dong J X. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 17: 809

[8] Yang G H, Tian G F, Zhang X L *et al*. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 906: 164 297

[9] Jiang L, Hu R, Kou H C *et al*. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 536: 37

[10] Han Y B, Xue X Y, Zhang T B *et al*. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 667: 391

[11] Yang Zhikun(杨志昆), Wang Hao(王 浩), Zhang Yiwen(张义文) *et al*. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(9): 3233

[12] Fan Xiankai(樊显凯). *Investigation on Microstructure and Performance Stability of N263 Weld Joint at High Temperature*(N263 镍基高温合金焊接接头组织及性能热稳定性研究)[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2020

[13] Wang Ming(王 明), Ju Quan(鞠 泉), Tian Shuixian(田水仙) *et al*. *Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2011, 23(S2): 84

[14] Zhang Dongxu(张冬旭), Liu Dashun(刘大顺), Zhu Xiping(朱西平) *et al*. *Materials for Mechanical Engineering* (机械工程材料)[J], 2013, 37(12): 35

[15] Liu Yue(刘 悦), Xiong Jiankun(熊建坤), Zhao Haiyan(赵海燕) *et al*. *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2017, 38(8): 82

[16] Zhang Yonglu(张勇路), Ju Quan(鞠 泉), Hu Man(胡 曼) *et al*. *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2021, 46(6): 116

[17] Du Xinglin(杜星霖), Ju Quan(鞠 泉), Ma Huiping(马惠萍) *et al*. *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2021, 46(2): 50

[18] Bai G H, Li J S, Hu R *et al*. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528: 1974

[19] Veverková J. *Effects of Long-Term High Temperature Exposure on the Microstructure of Haynes Alloy 230*[D]. Leicester: University of Leicester, 2010: 62

Microstructure and Properties of GH3230 Welded Plates After Long-Term Heat Exposure Treatment

Zhang Tianhao[1,2], Ju Quan[2], Meng Zhaobin[2], Wang Hao[1]

(1. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(2. Beijing CISRI-Gaona Materials Technology Co., Ltd, Beijing 100081, China)

Abstract: The changes of microstructure and mechanical properties of GH3230 alloy welded plate after long-term heat exposure treatment at different temperatures (700-1000 °C) and different time (1000-2000 h) were studied. The results show that the degree of dendrite segregation of as cast microstructure in the melting zone is significantly reduced after heat exposure treatment, and with the increase in heat exposure temperature, the reduction effect is more obvious, and the grain structure is gradually formed. The tensile strengths and yield strengths at room temperature decrease after heat exposure at temperatures above 800 °C, and the elongation increases, which is mainly caused by the solubilizing of small granular $(CrW)_{23}C_6$ carbides in the heat affected zone and the coarsening of W_6C carbides. With the increase in heat exposure temperature, the protracted rupture time significantly decreases, while the endurance plasticity increases. The change of grain size and carbide coarsening are the reasons for fracture of welded plates at the base metal.

Key words: GH3230 alloy; long-term heat exposure; heat affected zone; microstructure; mechanical property

---

Corresponding author: Wang Hao, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-62334314, E-mail: hwang@ustb.edu.cn