深冷温度对 AZ31 镁合金 CMT 焊接接头耐蚀性的影响

陈金秋，吴志生，崔 超，赵 菲，帅 朋，韩 宇

(太原科技大学，山西 太原 030024)

摘 要：采用电化学方法研究了深冷处理温度对 AZ31 镁合金 CMT（cold metal transfer）焊接接头腐蚀行为的影响。结果表明: 与未深冷时相比，经–100 ℃, 4 h；–140 ℃, 4 h；–180 ℃, 4 h 3 组参数深冷处理后的接头焊缝区耐蚀性能得到不同程度提高，随着深冷温度降低，耐蚀性能呈先升高后下降的变化趋势，深冷处理对焊缝区中第二相的尺寸、含量及分布的改变是决定这一趋势的关键因素。其中经–140 ℃, 4 h 深冷处理的焊缝区电荷转移电阻和腐蚀产物膜电阻最大，腐蚀电流最低，耐蚀性能最佳。

关键词：深冷处理；AZ31 镁合金；CMT；焊缝区；耐蚀性能

中图法分类号：TG146.22 **文献标识码**：A **文章编号**：1002-185X(2018)05-1543-07

与传统金属材料相比，镁合金的最大优势在于其质轻、比强度比刚度高、易于回收降解、减震吸噪和屏蔽电磁干扰能力强，已在航空航天、国防工业、汽车工业等众多领域中得到广泛应用，可达到节能减排和提升燃油效率的效果[1,2]，满足了当前人们对材料环保和产品轻量化的迫切需求。但由于镁合金自身化学性质活泼、电极电位极低，在大多数酸性、中性、特别是含氯离子的介质中有极高的腐蚀速率[3]。在经过焊接后，镁合金接头容易出现热影响区晶粒粗大、焊缝夹杂、裂纹、气孔等问题[4]，使其耐腐蚀性能进一步恶化，导致镁合金焊接构件的发展受到很大阻碍，因此改善其耐腐蚀的局限性成为当下的首要任务。

镁合金的腐蚀行为、机理及防护方面的研究虽然相对成熟，但学者们在影响镁合金腐蚀行为的关键因素上仍持有不同见解，N. N. Aung 等[5]指出 AZ31 镁合金的晶粒尺寸对其耐蚀性能影响显著，晶粒细化会导致电化学溶解速率降低。然而普遍观点却认为晶界比晶内稳定性差，晶粒细化造成晶界处高能量区密度增加从而致使表面活性增加，此争议表明研究中的一些关键因素可能被忽略。事实证明除了晶粒尺寸，微观结构的其他变化亦会造成腐蚀行为的改变[6,7]，如热处理过程中镁合金第二相含量以及孪晶密度的改变等。辨识最具决定性的影响因素并了解其对腐蚀性能的作用至关重要。

目前有关镁合金焊接接头腐蚀行为的研究主要集中在改善接头耐腐蚀性的方法和应力腐蚀等方面[8,9]，其中耐蚀性的提高主要依靠表面改性和改善内部微观结构来实现，前者被较多采用。深冷处理是一种利用液氮（氧）作为制冷剂的超低温处理工艺，已通过改变材料内部微观结构的均匀、稳定性实现了对许多材料性能的改善[10,11]，应用前景广阔。在深冷处理改善镁合金接头耐腐蚀性能方面，主要集中于对镁合金 TIG (tungsten inert gas)焊、MIG (metal inert gas) 焊接头的研究[12,13]，通过观察深冷处理对接头微观组织结构的影响，揭示深冷处理提高接头耐蚀性的机理，然而其腐蚀性能测试往往以浸泡腐蚀方法为主，未能对接头腐蚀过程和机理进行研究，致使关于深冷处理工艺影响镁合金接头腐蚀行为的研究尚不完善。另外深冷处理对镁合金 CMT 焊接头耐蚀性的影响研究还未见报道。故本实验采用电化学方法对不同温度深冷处理后的 AZ31 镁合金 CMT 焊接头的腐蚀行为进行研究，探究深冷处理工艺对接头中微观组织、第二相形态及分布的改变规律和微观组织结构变化对接头耐蚀性能的影响，揭示经深冷处理镁合金 CMT 焊接头在 3.5%NaCl (质量分数)溶液中的腐蚀特性。

1 实 验

选用厚度为 7 mm 的同种材质 AZ31 热轧态镁合

收稿日期：2017-06-06

基金项目：山西省基础研究项目（201601D011036）；山西省基础研究项目（青年基金）（2015021130）；科大博士启动基金（20122045）；科大博士后基金（20152031）

作者简介：陈金秋，女，1990 年生，博士，太原科技大学材料科学与工程学院，山西 太原 030024，E-mail: chenjq0351@163.com

金板作为母材，直径为 1.2 mm 的挤压态 AZ31 焊丝作为填充材料，母材与焊丝的化学成分见表 1。CMT 焊接试验使用 Fronius TPS5000 型 CMT 焊机，母材开 60° V 型坡口，不留钝边和根部间隙，焊前用机械打磨去除坡口两侧 10~20 mm 处的氧化膜，再用丙酮清洗表面以去除油污、锈渍。母材坡口内部两端进行点固、做适当反变形后，进行平板对接平焊位置的单面焊、双面成形工艺试验，用带槽的铜衬垫保证背部成形，焊接工艺参数见表 2，焊接方向与轧制方向一致。焊后对接头进行 X 射线探伤，检验合格后沿垂直于焊缝的方向截取镁合金接头试样(取自焊缝中间区域)，尺寸为 20 mm×20 mm×7 mm。

深冷处理试验在 SLX-30 深冷处理箱中进行，将接头试样分为 4 组进行对比试验，深冷处理条件见表 3。

电化学腐蚀试验进行前，将深冷试样一面（背部）与铜导线连接，另一面（工作表面）由砂纸逐级打磨抛光至镜面，用丙酮去除油污后洗净、吹干，其余非工作面用环氧树脂封装，再用石蜡密封电极工作面仅露出焊缝区域，制成腐蚀工作面积为 0.54 cm^2 的电化学腐蚀试样。电化学测试所用仪器为 CH1660B 型电化学工作站，采用标准的三电极体系，饱和甘汞电极为参比电极，铂电极为辅助电极，试样为工作电极。测试在大气环境中进行，腐蚀电解液为 3.5% NaCl 水溶液，测试温度控制在(25±1) ℃。工作电极浸入腐蚀介质中待开路电位稳定后，开始交流阻抗谱测试，交流阻抗测试参数：恒电位模式，交流信号幅值为 10 mV，频率范围为 100 kHz~1 mHz。极化曲线测试待 E_{corr} 稳定后进行，极化曲线测试参数：恒电位模式，电位扫描范围：–1.8~–1.2 V，电位扫描从低电位到高电位，扫描速度为 1 mV/S。

采用 Panalytical X 射线衍射仪、VHX-2000 超景深显微镜、Hitachi S-4800 扫描电子显微镜对深冷试样进行物相与微观组织分析。为验证电化学腐蚀结果，用 SEM 观察试样在 3.5% NaCl 溶液中浸泡 10 h 后的腐蚀形貌。

2　结果与讨论

2.1　接头焊缝区的腐蚀形貌

经不同温度深冷处理的接头试样在 3.5% NaCl 溶液中腐蚀 10 h 后的形貌如图 1 所示。图中清楚地显示 4 个试样的表面都被腐蚀产物覆盖，但腐蚀产物的微观形态却存在明显差异。未经深冷处理的试样（图 1a）表面高低起伏，腐蚀产物呈胶状，同时伴有严重的腐蚀产物膜剥离脱落现象。而经过深冷处理的试样表面腐蚀产物膜出现不同程度的开裂。经-100 ℃, 4 h 深冷处理的试样（图 1b）表面的腐蚀产物膜呈现不规则的裂纹，膜局部比较致密；经-140 ℃, 4 h 深冷处理的试样（图 1c）表面腐蚀产物膜较为平整均匀，裂纹较少；经-180 ℃, 4 h 深冷处理的试样（图 1d）表面腐蚀产物膜多为松散的细块状。根据浸泡试样表面残留腐蚀产物的形态推测，未经深冷处理的试样在腐蚀介质中发生了快速的腐蚀(腐蚀过程形成的大量气体将部分腐蚀膜剥离基底)，而经过深冷处理的试样腐蚀速度较慢（没有腐蚀膜剥离现象）。进一步对比看出，在深冷处理过的 3 个试样中，-140 ℃, 4 h 处理的试样腐蚀速度最慢（图 1c），其余两个条件产生的结果接近，需进一步通过电化学方法评价。

表 1　AZ31 镁合金母材和焊丝的化学成分

Table 1　Chemical composition of AZ31 base metal and wire magnesium alloys (ω/%)

Materials	Al	Zn	Mn	Si	Fe	Ca	Cu	Ni	Mg
AZ31 base metal	3.11	0.91	0.27	0.08	0.003	0.04	0.01	0.001	Bal.
AZ31 wire	2.94	0.88	0.26	0.0093	0.0011	-	0.0024	0.0008	Bal.

表 2　CMT 焊接参数

Table 2　Welding parameters of CMT

Power type	Current/A	Voltage/V	Welding speed/m·min^{-1}	Wire feed speed/m·min^{-1}	Shield gas	Argon velocity/L·min^{-1}
DC MIG welding	123	9.6	0.7	9.2	99.99% Ar	20

表 3　深冷试验工艺参数

Table 3　Parameters of cryogenic treatment

No.	Temperature/℃	Time/h	Post-processing
1	Room temperature	0	-
2	–100	4	Warming to room temperature
3	–140	4	
4	–180	4	

2.2　电化学腐蚀分析

2.2.1　交流阻抗测试

图 2 为未经深冷处理和经不同温度深冷处理后的试样在 3.5% NaCl 中典型的阻抗谱。这些阻抗谱曲线形状相似，均由两个被压缩的容抗弧相连而成。这种容抗弧反映电荷转移过程，其直径大小代表电荷转移

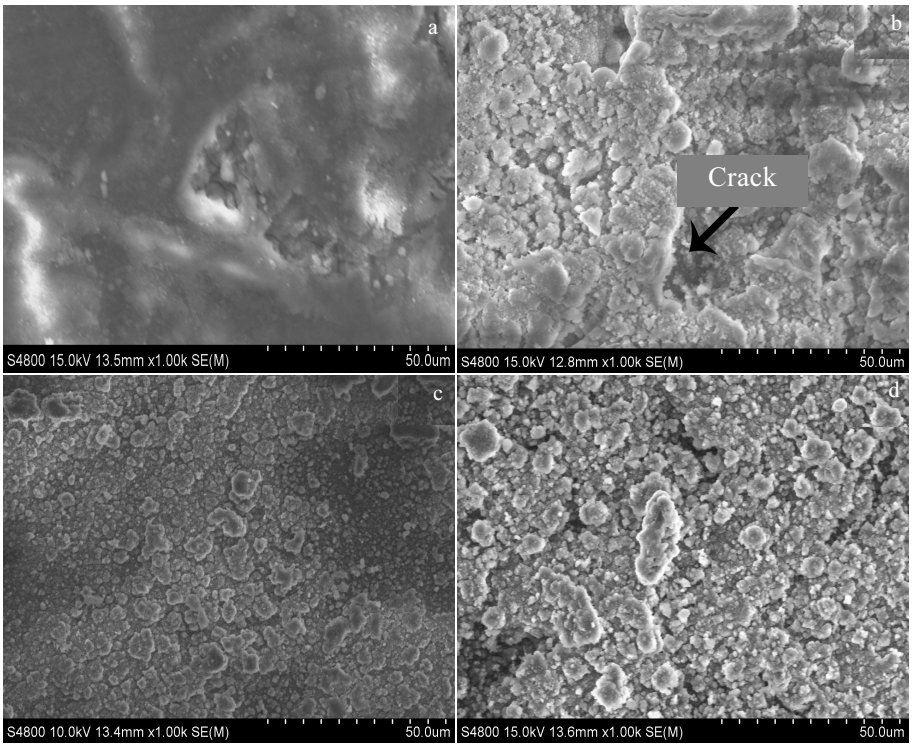


图 1　不同温度深冷处理后的接头焊缝区腐蚀 10 h 后的形貌

Fig.1　SEM images of weld zone corroded for 10 h after cryogenic treatments at different temperatures: (a) untreated, (b) –100 ℃, 4 h, (c) –140 ℃, 4 h, and (d) –180 ℃, 4 h

速度的快慢，直径越大，电荷转移速度越小[14]。高频区（左边）容抗弧反映了金属表面双电层电容 C_{dl} 和金属溶解反应的电荷转移电阻 R_{ct}；低频区容抗弧则反映了腐蚀产物膜引起的电容 C_{film} 和电阻 R_{film}。因此，由容抗弧直径大小定性判断，–140 ℃, 4 h 处理的试样耐腐蚀性能最好，其次是–100 ℃, 4 h，而–180 ℃, 4 h 处理与未处理的试样耐腐蚀性最差。与上述 SEM 分析结果吻合。

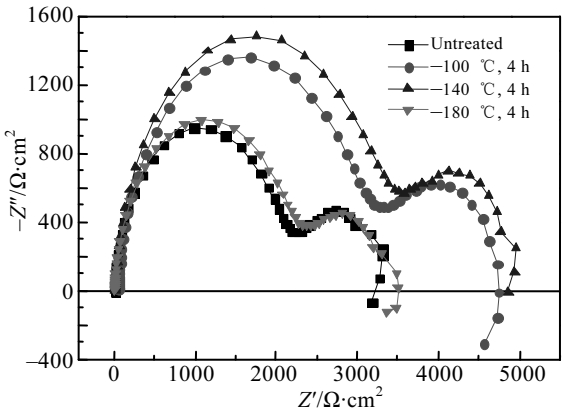


图 2　不同温度深冷处理 4 h 后焊缝区的 Nyquist 曲线

Fig.2　Nyquist plots of weld zones after cryogenic treatment for 4 h at different temperatures

为定量比较试样在 3.5% NaCl 水溶液中发生腐蚀的难易程度，选用一个等效电路（图 3）模拟腐蚀过程，其中 R_s 代表溶液电阻，R_{film} 和 C_{film} 分别代表腐蚀产物膜电阻和电容，R_{ct} 代表电荷转移电阻，C_{dl} 代表电极表面双电层电容。用 ZSimpWin 3.1 阻抗拟合软件对图 2 中 4 条曲线按图 3 中等效电路进行拟合，并将所得反映腐蚀产物膜结构的 R_{film} 和反映金属腐蚀难易的 R_{ct} 列入表 4 中。从表 4 可知，–140 ℃, 4 h 处理的试样腐蚀膜电阻和金属腐蚀电阻最大，其次为–100 ℃, 4 h，–180 ℃, 4 h 处理与未处理的试样电阻最小，与定性分析结果一致。阻抗谱测试结果表明，深冷处理条件导致耐腐蚀性能排序为：–140 ℃, 4 h＞–100 ℃, 4 h＞–180 ℃, 4 h 和未深冷。–140 ℃, 4 h 深冷处理后腐蚀产物膜电阻 R_{film} 和电荷转移电阻 R_{ct} 最大，较未深冷时升高了 53.0%和 51.5%。

2.2.2　极化曲线测试

为进一步考察深冷处理对 AZ31 接头耐腐蚀性的影响，对不同温度深冷处理后的试样在 3.5% NaCl 中进行了电化学极化测试，典型的极化曲线如图 4 所示。极化曲线阴极分支 Tafel 斜率非常接近，说明深冷处理参数对焊缝区阴极析氢过程影响较小，这是因为 AZ31 镁合金在 NaCl 溶液中腐蚀以阳极溶解为主[15]。与未

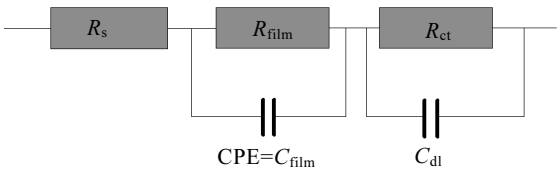


图 3　等效电路图

Fig.3　Equivalent circuit diagram

表 4　阻抗拟合结果

Table 4　Results of fitting impedance

No.	Treatment	R_{film}/Ω·cm^2	R_{ct}/Ω·cm^2
1	Untreated	1117	2093
2	–100℃, 4 h	1522	2938
3	–140℃, 4 h	1709	3171
4	–180℃, 4 h	1124	2127

深冷焊缝区阳极分支相比，深冷处理后阳极分支向低电流密度方向偏移，经-180，-100，-140 ℃深冷后，偏移量逐渐增大，腐蚀电流密度则呈下降趋势。同时，自腐蚀电位和点蚀电位也出现不同程度正移，正移量与阳极分支偏移趋势一致。根据 Tafel 方程对图 4 中所有极化曲线进行拟合，拟合结果列在表 5 中。从表 5 可看出，反映金属耐腐蚀性能的重要参数腐蚀电流密度（i_{corr}）数值最小的是–140 ℃, 4 h 处理的试样，其次是–100 ℃, 4 h，–180℃, 4 h 处理与未处理的试样腐蚀电流密度相对最大。这一结果与阻抗测试结果一致。–140 ℃/4 h 深冷处理后 E_{corr} 值最大，较未深冷时正移了 0.103V；i_{corr} 值最小，为未深冷时的 5.17%。

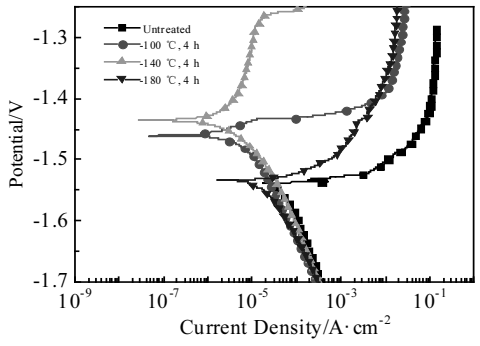


图 4　不同温度深冷处理 4 h 后焊缝区的极化曲线

Fig.4　Polarization curves of weld zones after cryogenic treatment at for 4 h at different temperatures

2.3　接头焊缝区的微观组织结构

图 5 为经过不同温度深冷处理后接头焊缝区的 XRD 图谱。从图中可看出，深冷处理后焊缝区物相组成与未经深冷处理的一致，仍由 α-Mg 基体和 β-$Mg_{17}Al_{12}$ 两相构成。衍射方向未有改变，但衍射强度却发生变化，表现为镁合金基体$(10\bar{1}0)$晶面衍射强度的减弱和（0001）、$(10\bar{1}1)$晶面衍射强度的普遍明显增强。

AZ31 接头的腐蚀行为与其晶面的表面能相关，晶面表面能愈低，原子配位数就愈高，结合愈稳定。有研究表明 AZ31 镁合金的$(10\bar{1}1)$晶面表面能最低，其次为（0001）晶面，晶体表面能 E_s 分别为 1.648 和 1.808 eV/nm^2，而$(10\bar{1}0)$面表面能达到 1.868 eV/nm^2[16]。

电化学溶解速率是由金属离子从晶格中脱离而进入到溶液环境中的活化能 Q 决定的，由公式(1)表示。

$$Ia = nFK\exp\left(\frac{Q+\alpha nE}{RT}\right) \tag{1}$$

其中：n 为参与电化学反应的电子个数，K 和 α 为反应常数和传递系数，F、R、T、E 表示法拉第常数、气体常数、绝对温度和电极电位，Q 与金属表面能建立以下关系，Q=E_s－Q_0，Q_0 为常数。若不同晶面的 α、E、n、K 相同，$10\bar{1}0$ 面的电化学溶解速率可表示为

$$Ia^{(10\bar{1}0)} = Ia^{(10\bar{1}1)}\exp\left(\frac{E_s^{(10\bar{1}0)}-E_s^{(10\bar{1}1)}}{RT}\right) = Ia^{(0001)}\exp\left(\frac{E_s^{(10\bar{1}0)}-E^{(0001)}}{RT}\right)$$

比（0001）和$(10\bar{1}1)$晶面溶解率大得多。对照图 5 实验结果，深冷处理使焊缝区 α-Mg 基体晶体位向由$(10\bar{1}0)$晶面向（0001）晶面和$(10\bar{1}1)$晶面偏转，表明深冷处理后，AZ31 镁合金焊缝区 α-Mg 基体随第二相析出晶体位向产生变化，朝着纯镁密排六方晶体更稳定的方向发生了偏转。

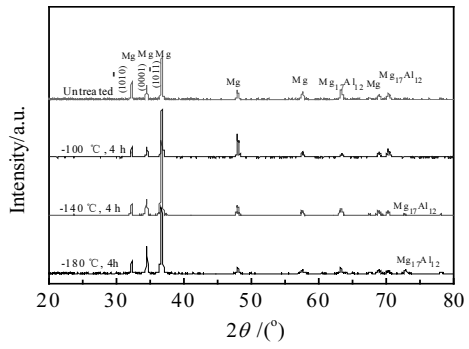


图 5　不同温度深冷处理 4 h 后焊缝区的 XRD 图谱

Fig.5　XRD patterns of weld zones after cryogenic treatment for 4 h at different temperatures

表 5　拟合图 4 所得电化学参数

Table 5　Electrochemical parameters obtained by fitting Tafel in Fig.4

No.	Treatment	E_{corr}/V_{SCE}	i_{corr}/mA·cm^{-2}	E_{pit}/V	b_a/mV·decade	b_c/mV·decade^{-1}
1	Untreated	–1.538	0.116	–1.553	54.6	–182.3
2	–100 ℃, 4 h	–1.461	0.019	–1.433	48.4	–152.7
3	–140 ℃, 4 h	–1.435	0.006	–1.279	376.7	–179.8
4	–180 ℃, 4 h	–1.534	0.086	–1.548	101.3	–154.4

图 6 为经过不同温度深冷处理后 AZ31 接头焊缝区（熔合线附近）的微观组织。与未深冷处理（图 6a）相比，深冷处理后焊缝区晶粒发生了不同程度的细化，组织形态和均匀程度发生了显著的改善。深冷时间为 4 h，随深冷温度的降低（图 6b~6d），焊缝区等轴晶和柱状晶的细化、均匀化程度愈加明显，平均晶粒尺寸分别比未经深冷处理的降低了 32.3%、32.9%和 35.9%；深冷处理后，位错有序化形成的高能位错墙构成晶界，使晶粒发生细化，与文献[17]中深冷处理对 AZ31TIG 焊接头等轴晶的影响相比， 深冷处理实现了对 CMT 焊接头中柱状晶与等轴晶的细化。由于比基体性质活泼，晶界在焊缝区金属表面发生电化学溶解过程中无法作为屏障阻挡腐蚀进一步发生，使腐蚀倾向增大。但腐蚀试验结果表明，焊缝区耐蚀性并非随晶界面积的增加而降低，这证明微观结构的其他变化同样影响腐蚀行为的改变，晶界不是影响焊缝区耐蚀性的主要因素[18]。

–180 ℃, 4 h 深冷后，组织中伴有孪晶和细小亚晶出现，晶粒发生明显畸变，这是由于所受深冷温度过低，焊缝区塑变较大，晶格内部高密度位错通过滑移、孪生所致，大量微型残余应力导致原子离开金属晶格进入溶液所需的活化能变低，因而原子在位错或孪晶中要比在正常晶格中活跃，在晶体缺陷附近最先发生腐蚀，导致耐腐蚀性能降低。

研究证实[19]深冷处理会使 AZ 系镁合金中 β 相的尺寸和形态发生改变。AZ31 焊缝区表面腐蚀由 β 相与镁基体相的电偶行为引起[20]，β 相的变化会通过改变电偶效应来影响溶解速率。图 7 为不同温度深冷处理后接头焊缝区的 SEM 图像，黑色区域为镁基体相，白色为 β 相。深冷处理前（图 7a）第二相呈不规则分

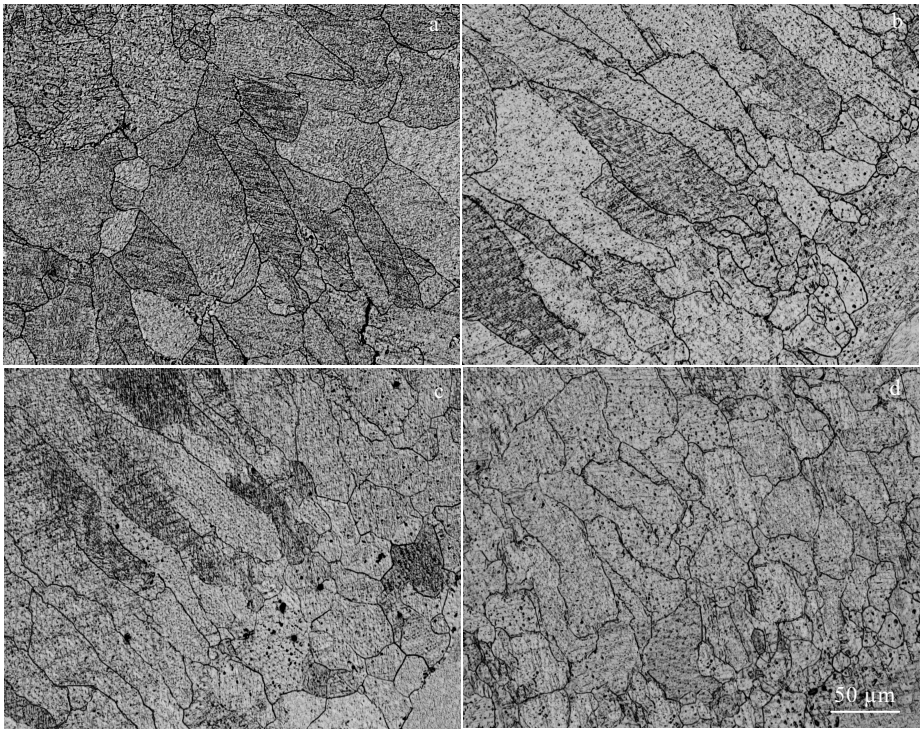


图 6　不同温度深冷处理后接头焊缝区的微观组织

Fig.6　Microstructure of weld zones after cryogenic treatment at different temperatures: (a) untreated, (b) –100 ℃, 4 h , (c) –140 ℃, 4 h, and (d) –180 ℃, 4 h

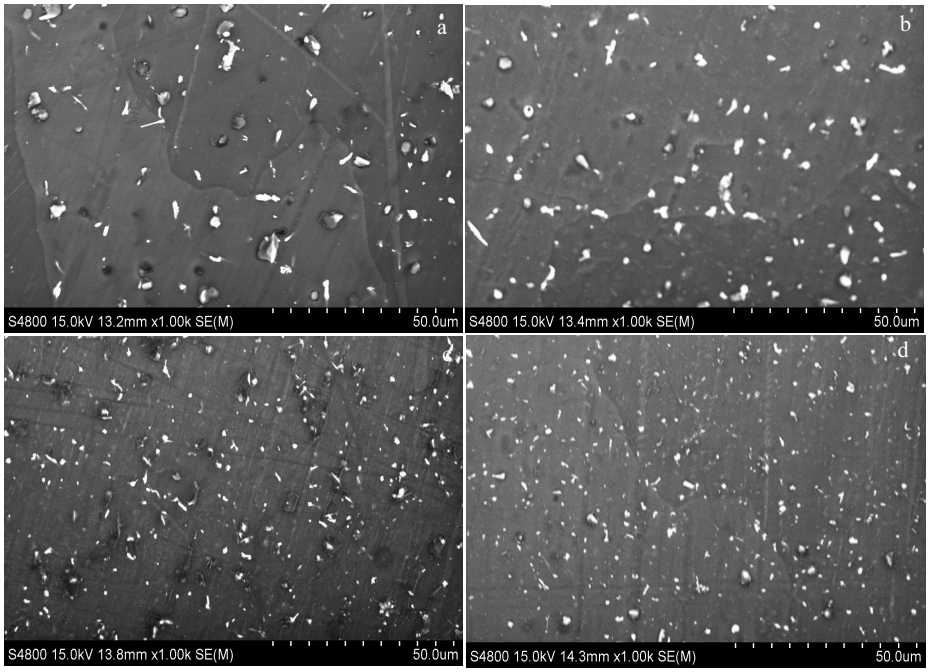


图 7　不同温度深冷处理后接头焊缝区的 SEM 照片

Fig.7　SEM images of weld zones after cryogenic treatment at different temperatures: (a) untreated, (b) –100 ℃, 4 h , (c) –140 ℃, 4 h, and (d) –180 ℃, 4 h

布，形态、尺寸差别较大。深冷时间为 4 h，随深冷温度的降低（图 7b~d），第二相尺寸逐渐减小，析出点增多，在 α-Mg 基体中弥散分布，第二相微粒尺寸分别为 2.77，1.6，1.34 μm，面积分数为 3.99%，3.13%，5.54%。深冷处理后，腐蚀速率与微粒面积分数变化趋势一致，基本成正比关系。第二相析出量愈多，腐蚀速率愈大，这是由于增大电偶电池阴极面积而引起的加速腐蚀。

2.4　讨论

AZ31CMT 接头焊缝区的腐蚀以点蚀为起源，第二相附近的镁基体充当阳极优先发生溶解，发生局部腐蚀后继而扩展至整个表面，腐蚀速率由腐蚀阴极与阳极之间的电位差决定。深冷处理过程中激冷造成的热应力使材料晶体缺陷数量增加，β-$Mg_{17}Al_{12}$ 相发生裂解、破碎，随后升温过程中沿位错、晶界和孪晶等缺陷处进一步析出，在基体中呈颗粒状均匀弥散分布。在电化学腐蚀过程中阴极形态、含量和分布的改变将直接引起阴极与阳极之间电位差的变化，进而导致腐蚀速率改变。

基相的腐蚀性能同样决定着镁合金焊缝区的耐蚀性。焊接带来的接头成分和组织的不均匀（基相合金元素分布不同）会在基相中形成腐蚀微电偶，对基体表面膜的均匀稳定性也有一定影响。深冷处理工艺可以实现 α-Mg 基体中合金元素的均匀化，降低了腐蚀微电偶和表面膜保护性恶化的倾向[21]。更为重要的是，深冷处理实现了基体晶体位向的改变，使晶体原子结合更为紧密，腐蚀发生时从晶格中脱离而进入溶液环境所需的活化能更高。

因此未经深冷处理的焊缝区由于组织粗大且不均匀、晶粒取向表面能高等因素，引起腐蚀速率增加，仅考虑第二相面积分数对腐蚀的影响与客观结果有偏差。因此在材料均匀化程度得到一定改善后（深冷处理后），影响腐蚀的主要因素为基体中第二相的含量与分布。

3　结　论

1) 深冷处理后，AZ31 接头焊缝区的耐蚀性能得到不同程度提高。深冷时间为 4 h，随深冷温度的降低，耐蚀性呈先升高后下降的趋势，在–140 ℃, 4 h 深冷处理后腐蚀产物膜电阻 R_{film} 和电荷转移电阻 R_{ct} 最大，较未深冷时升高了 53.0%和 51.5%；E_{corr} 值最大，较未深冷时正移了 0.103V；i_{corr} 值最小，为未深冷时的 5.17%。

2) 深冷处理后接头内部产生大量热应力和变形能，实现了晶粒的细化和均匀化，随深冷温度降低效果愈显著，同时 β 相由尺寸不一的无序分布转变为均

匀弥散分布，随深冷温度降低，析出 β 相的位置点增多，尺寸减小、分布愈均匀弥散。

3) 焊缝区腐蚀速率由阴阳两极之间电位差决定，深冷过程所受热应力使 β 相裂解，沿缺陷处析出，引起电位差变化，腐蚀速率发生改变。

4) 晶体位向朝低表面能方向偏转，组织均匀化程度高是深冷处理后焊缝区耐蚀性整体提升的原因。组织均匀化程度得到一定改善后，影响腐蚀行为的主要因素为第二相的尺寸、含量及分布情况。

参考文献　References

[1] Zeng R C, Liu Z G, Zhang F *et al*. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* [J], 2015, 25(6): 1917

[2] Song Guangling, Atrens A. *Advanced Engineering Materials*[J], 2003, 5(12): 837

[3] Singh I B, Singh M, Das S. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2015, 3(2): 142

[4] Dhanapal A, Boopathy S Rajendra, Balasubramanian V. *Materials & Design*[J], 2011, 32(10): 5066

[5] Aung N N, Zhou W. *Corros Sci* [J], 2010, 52(2): 589

[6] Zhao M C, Liu M, Song G *et al*. *Advanced Engineering Materials* [J], 2008, 10(1-2): 93

[7] Ben-Haroush M, Ben-Hamu G, Eliezer D *et al*. *Corros Sci*[J], 2008, 50(6): 1766

[8] Srinivasan P B, Riekehr S, Blawert C *et al*. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2011, 21(1): 1

[9] Ma Ying(马 颖), Li Weirong(李伟荣). *Journal of Lanzhou University of Technology* (兰州理工大学学报)[J], 2012, 38(4): 5

[10] Idayan A, Gnanavelbabu A, Rajkumar K. *Procedia Engineering* [J], 2014, 97: 1683

[11] Dai Weili(代卫丽), Liang Shuhua(梁淑华), Wang Yupei(王玉佩). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程) [J], 2015, 44(9): 2290

[12] Gong Xiaoyuan(弓晓园). *Thesis for Master Degree*(硕士学位论文)[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Science and Technology, 2012

[13] Gong X, Wu Z, Zhao F. *Metals*[J], 2017, 7(10): 179

[14] Li Lingjie(李凌杰), Wang Sha(王 莎), Lei Jinglei(雷惊雷) *et al*. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程) [J], 2011, 40(11): 2018

[15] Li Lingjie(李凌杰), Yu Shenghai(于生海), Lei Jinglei(雷惊雷) *et al*. *Journal of Electrochemistry*(电化学)[J], 2008, 14(1): 95

[16] Fu B Q, Liu W, Li Z L. *Appl Surf Sci* [J], 2009, 255(23): 9348

[17] Zhao Fei(赵 菲),Wu Zhisheng(吴志生), Gong Xiaoyuan(弓晓园) *et al*. *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2014, 35(2): 79

[18] Song Guangling, Xu Zhenqing. *Corrosion Science*[J], 2012, 54: 97

[19] Kaveh Meshinchi Asl, Alireza Tari, Farzad Khomamizadeh. *Materials Science and Engineering* [J], 2009, 523(1–2): 27

[20] Song G L, Atrens A. *Advanced Engineering Materials*[J], 1999, 1(1): 11

[21] Song Guangling(宋光铃). *Corrosion and Protection of Magnesium Alloy*(镁合金腐蚀与防护)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006: 94

Effect of Cryogenic Treatment Temperature on Corrosion Resistance of AZ31 Magnesium Alloy CMT Weld Joint

Chen Jinqiu, Wu Zhisheng, Cui Chao, Zhao Fei, Shuai Peng, Han Yu

(Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract: The effect of cryogenic treatment temperature on corrosion behavior of AZ31 magnesium cold metal transfer (CMT) weld joint was studied by an electrochemical method. Results indicate that the corrosion resistance of the joints after cryogenic treatment at –100 °C/4 h, –140 °C/4 h and –180 °C/4 h is improved to some extent compared to that of non-cryogenic joints. As the temperature decreases, the corrosion resistance exhibits a downward trend after the initial rise. The critical reason for this trend is the change in size, quantity and distribution of the second phase caused by cryogenic treatment. The weld zone after cryogenic treatment under –140 °C for 4 h shows the best corrosion resistance because its charge transfer resistance and corrosion product film resistance reaches a maximum and the corrosion current reaches a minimum.

Key words: cryogenic treatment; AZ31 magnesium alloy; CMT; weld zone; corrosion resistance

Corresponding author: Wu Zhisheng, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, E-mail: wuzs@eyou.com