

# 电渣熔铸 ZG14Ni3CrMoV 低合金 高强度钢力学性能研究

王宇, 姜延春, 赵岭, 王增睿, 高云保, 杜丘, 韩智, 于洪若

(高端装备铸造技术全国重点实验室, 辽宁沈阳 110022)

**摘要:** 以ZG14Ni3CrMoV低合金高强度钢为原料, 研究了电渣熔铸ZG14Ni3CrMoV的微观组织和力学性能。试验结果表明: ZG14Ni3CrMoV的微观组织主要变化温度为400 ℃、497 ℃、745 ℃、800 ℃、892 ℃、1 080 ℃, 通过试样的微观组织变化机制, 制定了自耗电极和电渣熔铸钢锭的热处理工艺。热处理后电渣熔铸钢锭的金相组织主要为回火索氏体, 细小且均匀; 电渣熔铸钢锭的拉伸性能:  $R_m$ 为684 MPa、 $R_{p0.2}$ 为567 MPa、 $A$ 为24%、 $Z$ 为72%,  $X$ 向及 $Y$ 向的性能差异较小, 拉伸断口韧窝尺寸均一、形状统一、分布均匀、深度基本一致且韧窝壁清晰光滑; 电渣熔铸钢锭的冲击性能: -20 ℃为216 J、-40 ℃为172 J、-60 ℃为140 J、-80 ℃为102 J、-100 ℃为49 J, 低温冲击性能裕量充足, 相较于自耗电极有较大提升, 冲击断口为典型韧性断裂。

**关键词:** 电渣熔铸; 低合金高强度钢; 微观组织; 力学性能

舰船是海军最重要的装备, 各种先进武器都要装在舰船平台上。而发展建造舰船最关键的物质基础就是舰船用钢<sup>[1]</sup>。ZG14Ni3CrMoV是一种低合金高强度钢, 因其具有较高的强度和韧性、良好的工艺性及耐海水腐蚀性, 主要作为舰船用钢应用, 包括水面舰船(如驱逐舰、巡洋舰)和水上潜艇(如常规动力潜艇、核动力潜艇)以及扫雷艇等船体结构关键零部件<sup>[2-3]</sup>。ZG14Ni3CrMoV通常采用“电弧炉+炉外精炼”的冶炼方式和“砂型铸造”的成形方式生产制造, 生产方法存在着凝固缓慢、钢液氧化、炉衬侵蚀等诸多不足。同时, 凝固过程中产生的非金属夹杂、缩松缩孔、成分偏析等缺陷很难通过后续加工过程消除或者改善, 无法满足舰船对关键钢构件的更高需求<sup>[4-5]</sup>。

黄昌廉<sup>[6-7]</sup>等从化学成分、冶金质量和热处理工艺等方面进行了ZG14Ni3CrMoV钢的优化研究, 通过加入微量的Ti固定钢中的氮, 减少NAI含量; 结合钢包吹氩工艺, 出钢时在钢包中加入稀土硅铁, 以增加钢液的流动性, 改变形态, 增强钢包吹氩的脱硫效果, 最终减少钢中的夹杂物, 改善钢的断口形貌。王祖华<sup>[8]</sup>等针对ZG14Ni3CrMoV钢传统的(QT)工艺对中淬效果对大壁厚铸钢力学性能(特别是低温韧性)的影响较大, NDT温度(零塑性转变温度, 指标为-70 ℃)富裕量低, 在生产上不利于控制。采用两相区二次淬火工艺大幅度提高了ZG14Ni3CrMoV铸钢的力学性能。

随着海军舰船的更新换代和现代冶金技术的发展, 对舰船用钢化学成分、力学性能等质量要求都提出了更高的要求<sup>[9]</sup>; 同时, 未来海军舰船大型化的发展方向, 必然使舰船用钢向着超长、超宽、超厚的方向发展<sup>[10]</sup>。以往对ZG14Ni3CrMoV钢的强化研究以冶金质量和热处理工艺为主, 这些研究结果和强化方式很好的解决了该类型舰船钢的应用问题, 但很难在力学性能、极限壁厚和性能均一性等方面取得突破性进展。所以, 亟需在生产工艺和强化方式上取得优化创新, 能够满足未来更新换代和大型化发展需求。

## 作者简介:

王宇(1995-), 男, 博士生, 主要研究方向为电渣冶金及特种钢材料。E-mail: 593339375@qq.com

中图分类号: TG243

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2023)

08-0956-07

## 基金项目:

国家自然科学基金面上项目(52175352)。

## 收稿日期:

2022-08-29 收到初稿,

2023-03-01 收到修订稿。

电渣重熔 (ESR) 是把用一般冶炼方法制成的钢进行二次精炼的工艺。电渣重熔在金属纯净、组织致密、成分均匀等方面与普通砂型铸造相比具有明显优势, 经电渣重熔后的钢锭纯度高、非金属夹杂物少、钢锭表面光滑、结晶均匀致密、金相组织和化学成分均匀, 性能可达到或超过同钢种锻件力学性能标准<sup>[10-16]</sup>。因此, 电渣重熔作为一种冶炼优质钢锭或铸件的精炼手段, 集熔化、精炼、凝固、近净成形为一体, 在优质合金钢与超级合金生产中得到广泛应用<sup>[17-20]</sup>。

为进一步优化提高舰船用低合金高强度钢的使用性能, 本文用电渣重熔对ZG14Ni3CrMoV钢进行二次重熔, 获得了高金属纯净度、组织致密、晶粒细小的电渣钢锭, 并对其力学性能进行了系统研究。

## 1 试验方法

试验采用电渣熔铸工艺制备ZG14Ni3CrMoV低合金高强度钢铸锭 ( $\Phi 240$  mm  $\times$  500 mm、180 kg), 其中自耗电极尺寸为 $\Phi 200$  mm  $\times$  800 mm, 渣系为ANF-6 (70%CaF<sub>2</sub>-30%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), 熔铸工艺为5 000 A、65 V。自耗电极和铸锭采用相同热处理工艺进行处理, 处

理后按图1所示在相应位置机械加工取样进行检测。成分分析在GS1000-II光谱仪上进行, 测得自耗电极和电渣钢锭的化学成分如表1所示。热膨胀试验在DILL75HX1600Series水平式热膨胀仪上进行, 试样尺寸为 $\Phi 6$  mm  $\times$  30 mm, 升温速度5 °C/min, 降温速度30 °C/min。将试样加工为 $\Phi 7.3$  mm  $\times$  3 mm, 抛光后在VL2000DX型高温激光共聚焦显微镜进行30~1 080 °C的升温 and 冷却过程的微观组织观察。拉伸试验在GNT200电子万能试验机上进行, 拉伸试样尺寸为 $\Phi 10$  mm  $\times$  125 mm, 每组数据为2个试样拉伸试验平均数, 试样平行长度 (Le) 为60 mm, 应变速率 (eLe) 为0.000 25 s<sup>-1</sup>, 拉伸速度为0.9 mm/min。冲击试验和硬度试验分别在JB-30B摆锤式冲击试验机和TH600布氏硬度试验机上进行, 冲击试样尺寸为10 mm  $\times$  10 mm  $\times$  55 mm, V型缺口, 每组数据为3个试样冲击试验平均数。经制样、预磨、抛光、侵蚀, 用ZEISSAXIOVert.A1倒置金相显微镜进行微观组织分析, 用ZEISSEVO/MA25扫描电子显微镜+OXFORDX-MaxN50电制冷能谱仪+OXFORDNordlysMax3背散射衍射仪 (EBSD) 进行微观断口形貌分析。

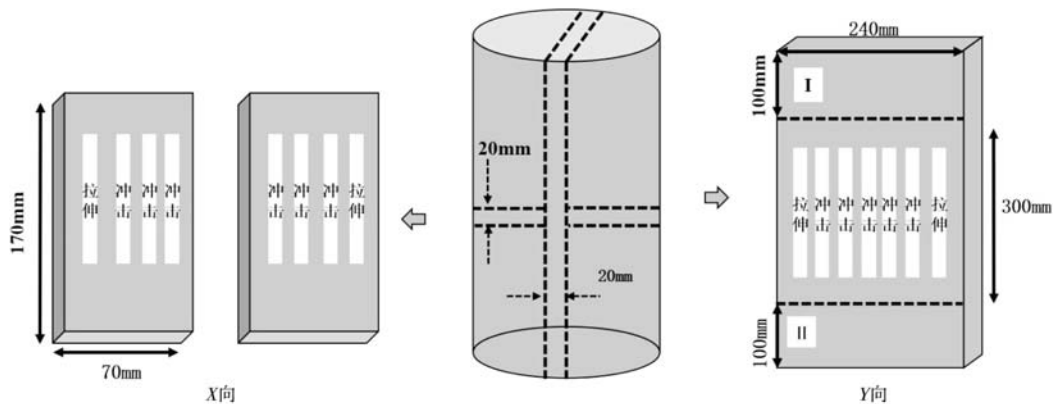


图1 取样位置示意图

Fig. 1 Schematic diagram of the sampling location

表1 自耗电极和电渣钢锭的化学成分  
Table 1 Chemical composition of consumed electrode and ingot

项目	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Fe
自耗电极	0.15	0.47	0.32	0.008	0.010	1.03	2.89	0.22	0.061	0.012	余量
电渣钢锭	0.15	0.45	0.29	0.006	0.006	1.02	2.88	0.22	0.058	0.005	余量

## 2 结果与讨论

### 2.1 微观组织

根据图2试样的热膨胀形变曲线图可知, 试样自室温开始升温至点a (746 °C) 为第一阶段, 该阶段为室温至奥氏体形成温度区间, 该温度区间内试样尺

寸变化完全受物理热膨胀导致。点a (746 °C) 至点b (800.7 °C) 为第二阶段, 随温度升高试样长度增加量由300.22 μm降低至254.98 μm, 该阶段为奥氏体形成温度区间, 该温度区间内发生铁素体和珠光体向奥氏体转变; 由于奥氏体比容较铁素体的比容偏小, 所

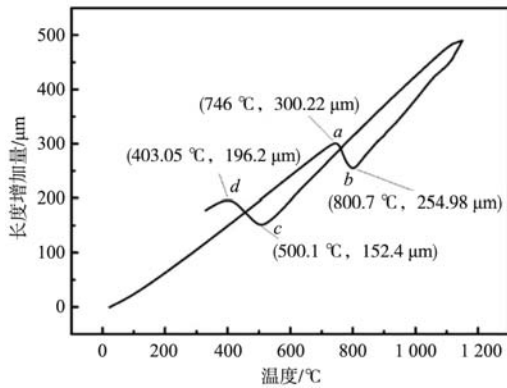


图2 试样的热膨胀形变曲线图

Fig. 2 Thermal expansion deformation curve of the specimen

以在此区间发生组织转变使试样产生明显的收缩。继续升温至1 150 °C后开始降温, 点c (500.1 °C) 至点d (403.65 °C) 为第三阶段, 该温度区间内试样长度增加量由152.4 μm增加至196.2 μm。据文献[21]知该合金的 $M_s$ 点为383 °C, 所以该阶段发生奥氏体向贝氏体的转变, 由于贝氏体的组织比容大于奥氏体的组织比容, 所以造成膨胀量增多, 长度增加量升高。

ZG14Ni3CrMoV试样微观组织检测过程分为3个阶段: 第一阶段, 室温至600 °C, 升温速率80 °C/min; 第二阶段, 600 °C至1 080 °C, 升温速率20 °C/min; 第三阶段, 1 080 °C至30 °C, 降温速率200 °C/min。ZG14Ni3CrMoV试样在30~1 080 °C连续升温及降温过程的原位显微组织照片如图3所示。

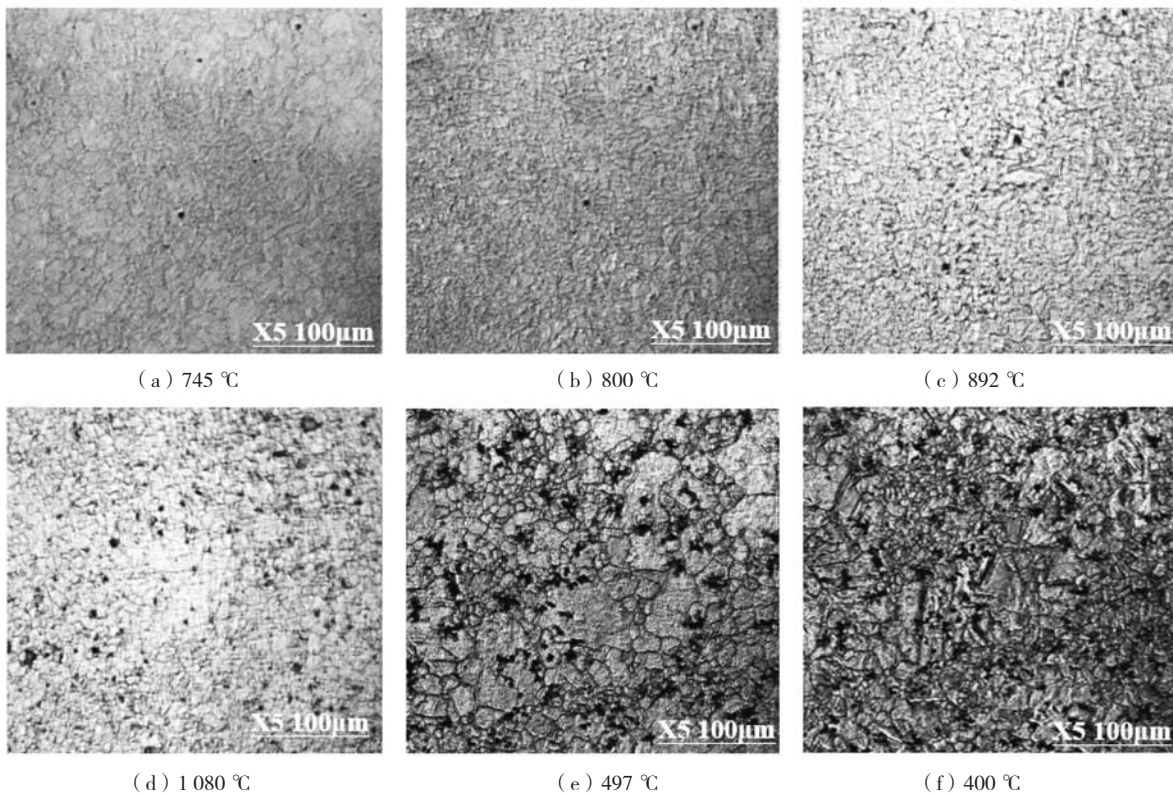


图3 不同温度时试样的微观组织图

Fig. 3 Microstructure chart of the sample at different temperatures

图3中a-d为升温阶段结果, e-f为降温阶段结果, 由图可知, 在升温过程中, 745 °C (图3a) 左右可看出明显奥氏体晶粒边界, 开始出现奥氏体晶界形貌, 并佐以热膨胀中点a至点b变化可知此处为奥氏体出现。继续升温发生奥氏体转变, 升温至800 °C (图3b) 试样基本完全奥氏体化; 继续升温至892 °C (图3c) 左右开始出现黑色物相, 升温至1 080 °C (图3d) 后晶界处黑色物相增多, 同时尺寸偏大的晶粒开始吞并偏小的晶粒形成新的较大的奥氏体晶粒。据文献[22]知,

此处黑色物相为碳化物, 在升温过程中晶界附近碳化物首先开始溶解, 并且溶解过程沿着晶界位置开始扩展。在降温过程中, 在497 °C (图3e) 开始析出具有一定取向细针片状形貌, 由于其位错较多, 且在针状铁素体中存在沉淀碳化物, 同时根据前文中热膨胀试验结果及文献[21]中相关数据佐证, 所以判断出现的形貌为贝氏体。继续降温至400 °C (图3f) 左右贝氏体相析出完全, 后续降温组织形貌不再发生改变。通过ZG14Ni3CrMoV试样升温及降温过程原位显微组织变

化机制,制定自耗电极和电渣钢锭的热处理工艺如表2所示。

表2 自耗电极和电渣钢锭的热处理工艺  
Table 2 Heat-treatment process of consumed electrode and ingot

热处理工序	工艺制度
扩散退火	1 050 ℃ ± 10 ℃, 保温2 h后空冷至室温
正火	910 ℃ ± 10 ℃, 保温2 h后空冷至室温
淬火	900 ℃ ± 10 ℃, 保温2 h后水冷至室温
回火	670 ℃ ± 10 ℃, 保温2 h后水冷至室温

## 2.2 金相组织

对热处理后自耗电极与电渣熔铸钢锭进行金相组织检测,结果如图4所示。由图4可知,自耗电极及电

渣溶铸钢锭的金相组织主要为回火索氏体,在自耗电极X剖面(图4a)的组织中,组织基体中黑色的碳化物存在线条和不同程度聚集块状,存在部分黑色条状聚集区;自耗电极Y剖面(图3b)的组织中,晶界碳化物成随形线条状,晶内存在较少的点状碳化物,且与X剖面的组织差异性较大。在电渣溶铸钢锭X剖面(图4c)的组织中,碳化物成线条位错排列且排列间距均一,晶粒大小一致且分布均匀;电渣溶铸钢锭Y剖面(图4d)的组织中,碳化物呈点状弥散分布,晶粒细小均匀且与X剖面晶粒度基本一致,电渣溶铸钢锭的X剖面和Y剖面组织差异性较小。这是因为采用砂型铸造的自耗电极与电渣溶铸钢锭相比,电渣溶铸钢锭具有更好的凝固条件,快速冷却使电渣溶铸钢锭的组织致密度更佳,因此具有晶粒细小、各向均一的组织。

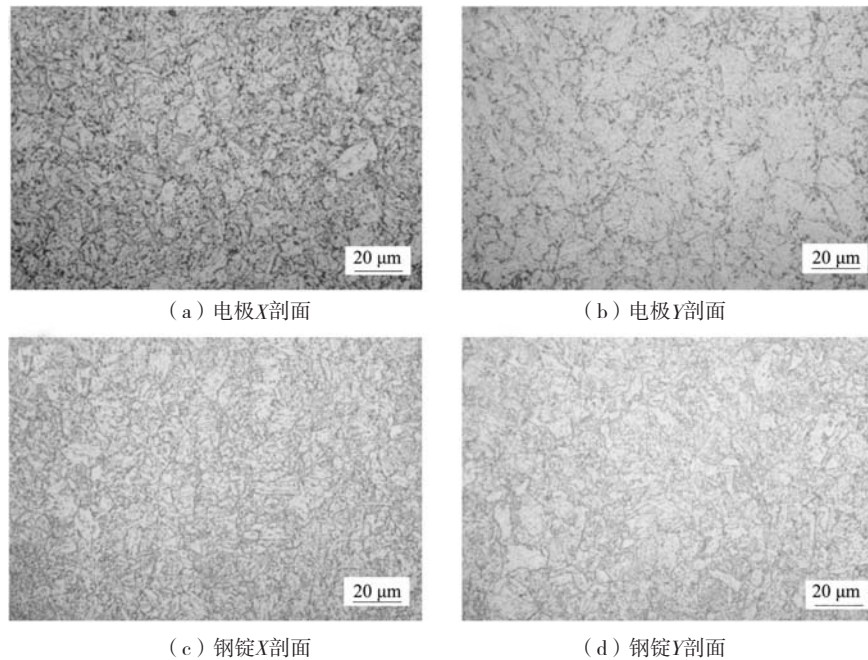


图4 自耗电极及电渣钢锭的金相组织图

Fig. 4 Metallographic structure of consumable electrode and electroslag ingot

## 2.3 拉伸性能

对热处理后的试样进行机械加工,不同方向部位试样的拉伸性能检测结果如表3所示。由表3可知,电

表3 试样的拉伸性能  
Table 3 Tensile property of the samples

项目	取样部位	$R_m$ /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	$A$ /%	$Z$ /%
自耗电极	X向	683	531	25	66
	Y向	666	495	22	59
电渣钢锭	X向	684	567	24	72
	Y向	675	555	24	73

渣钢锭中的拉伸性能:  $R_m$ 为684 MPa、 $R_{p0.2}$ 为567 MPa、 $A$ 为24%、 $Z$ 为72%,相较于自耗电极有较大提升,且电渣钢锭的X向及Y向的性能差异较小。

自耗电极及电渣熔铸钢锭拉伸断口形貌如图5所示。图5a-d中断口形貌均为典型韧窝状,试样受拉伸后发生韧性断裂。如图5a所示,自耗电极X剖面整体为韧性断裂,但断口韧窝尺寸差异性大、韧窝深度不同,此类不均一分布状态造成试样韧性裕量偏低;自耗电极Y剖面,如图5b所示,大尺寸韧窝数量减少,且深度不均,降低试样的拉伸性能;自耗电极的组织基体中碳化物析出量不同、分布不均,试样在受拉伸过程中

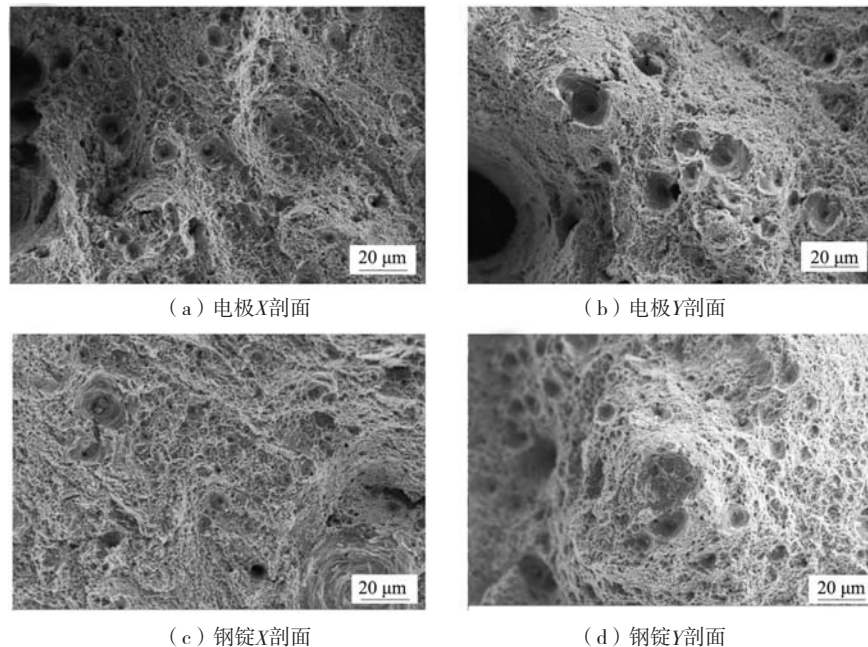


图5 自耗电电极及电渣钢锭拉伸断口形貌  
Fig. 5 Tensile fracture of electrode and ingot

碳化物聚集区域内应力集中,造成断口韧窝尺寸、深度及数量的差异。如图5c和d所示,电渣熔铸钢锭X剖面及Y剖面的试样韧性较好,试样断口韧窝尺寸均一、形状统一、分布均匀、深度基本一致且韧窝壁清晰光滑。

## 2.4 冲击性能

自耗电电极及电渣熔铸钢锭的冲击性能如表4所示。由表4可知,电渣熔铸钢锭中的冲击性能:  $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$  为 216 J、 $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$  为 172 J、 $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$  为 140 J、 $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  为 102 J、 $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$  为 49 J,低温冲击性能裕量充足,相较于自耗电电极有较大提升,且电渣熔铸钢锭的X向及Y向的性能差异较小。

表4 试样的冲击性能  
Table 4 Impact properties of the samples

项目	取样部位	$K_{V2}/\text{J}$				
		$-20\text{ }^{\circ}\text{C}$	$-40\text{ }^{\circ}\text{C}$	$-60\text{ }^{\circ}\text{C}$	$-80\text{ }^{\circ}\text{C}$	$-100\text{ }^{\circ}\text{C}$
自耗电电极	X向	188	136	110	89	38
	Y向	164	124	93	60	15
电渣钢锭	X向	216	171	140	102	49
	Y向	199	172	136	95	46

自耗电电极及电渣熔铸钢锭冲击断口形貌 ( $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) 如图6所示。图6a-d中断口形貌均为典型韧窝状,试样受冲击后发生韧性断裂。如图6a、b所示,自耗电电极X剖面及Y剖面整体为韧性断裂,断口韧窝多数尺寸

较大,整体分布不均且深度各不相同,这是由于晶粒度、碳化物及微观物相的不均匀分配,此类不均一分布状态造成试样韧性裕量偏低;如图6c、d所示,电渣熔铸钢锭X剖面及Y剖面冲击断口中大尺寸韧窝数量减少,韧窝上沿连续性强,且上沿断裂处角度较大,这是因为电渣熔铸钢锭较好的韧性使得试样在承受较大冲击力时表现为韧性撕裂,同时组织基体中碳化物析出量几乎相同、分布规律且均匀,使得电渣熔铸钢锭的横纵向断口形貌几乎一致。

据文献[23-24]可知,影响钢的低温冲击韧性主要因素有:晶体结构、化学成分和显微组织三方面。电渣熔铸钢锭中的P、S杂质元素含量远低于自耗电电极,且由于良好的顺序凝固条件电渣熔铸钢锭的晶粒度较电极细小。因此,经过电渣精炼后的熔铸钢锭中偏聚于晶界的杂质元素更少,不易产生沿晶脆性断裂;更细小的晶粒度和弥散点状分布的碳化物一定程度上阻碍裂纹的扩展,对冲击断裂起到减缓作用,提高了材料的低温冲击韧性。

## 3 结论

(1) 通过热膨胀和高温共聚焦检测,微观组织主要变化温度为 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $497\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $745\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $892\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $1\ 080\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,根据升降温过程微观组织变化机制,制定了自耗电电极和电渣熔铸钢锭的热处理工艺。

(2) 对热处理后自耗电电极与电渣熔铸钢锭进行金相组织检测,自耗电电极及电渣熔铸钢锭的金相组织主要为回火索氏体,电渣熔铸钢锭由于更好的凝固条

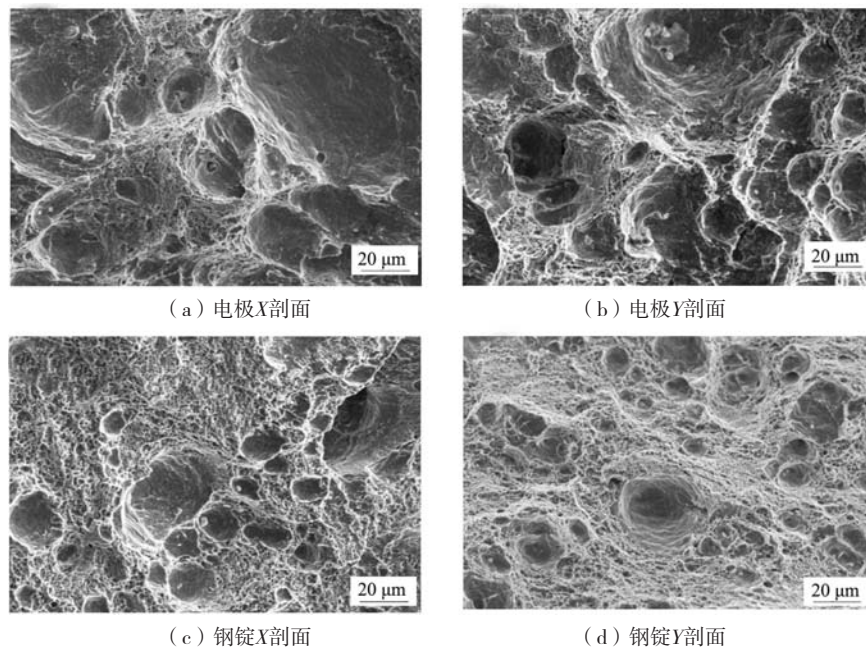


图6 自耗电极及电渣钢锭冲击断面形貌 (-20 °C)  
Fig. 6 Impact fracture of electrode and ingot (-20 °C)

件, 组织致密度更佳、晶粒细小、各向均一性好。

(3) 电渣熔铸钢锭的拉伸性能:  $R_m$ 为684 MPa、 $R_{p0.2}$ 为567 MPa、 $A$ 为24%、 $Z$ 为72%,  $X$ 向及 $Y$ 向的性能差异较小, 拉伸断面韧窝尺寸均一、形状统一、分布均匀、深度基本一致且韧窝壁清晰光滑。

(4) 电渣熔铸钢锭的冲击性能: -20 °C为216 J、-40 °C为172 J、-60 °C为140 J、-80 °C为102 J、-100 °C为49 J, 低温冲击性能裕量充足, 相较于自耗电极有较大提升, 冲击断面为典型韧性断裂。

#### 参考文献:

- [1] 胡伯航, 魏书修. 舰艇用钢的研制与发展 [J]. 舰船科学技术, 2001 (2): 16-18.
- [2] 刘振宇, 陈俊, 唐帅, 等. 新一代舰船用钢制备技术的现状与发展展望 [J]. 中国材料进展, 2014, 33 (9): 595-602.
- [3] 周丹. 新一代440MPa级水面舰船用钢的成分设计与性能研究 [D]. 鞍山: 辽宁科技大学, 2007.
- [4] 姜延春. 铸造手册 第2卷: 铸钢 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2012.
- [5] 刘坤. 一种Cr-Mo-V-Ni高强度组织和力学性能研究 [D]. 太原: 太原科技大学, 2007.
- [6] 黄昌廉, 莫惟杰. 舰艇用ZG14Ni3CrMoVA铸钢的研制 [J]. 船舶工程, 1997 (3): 26-28.
- [7] 黄昌廉, 莫惟杰. ZG14Ni3CrMoV铸钢热处理工艺优化试验研究 [J]. 材料开发与应用, 1993, 8 (5): 8-14.
- [8] 王祖华, 杨超飞, 牛继承, 等. 两相区热处理对ZG14Ni3CrMoV铸钢低温韧性的影响 [J]. 材料开发与应用, 2017, 32 (5): 5-8.
- [9] 郝文魁, 刘智勇, 王显宗, 等. 舰艇用高强度钢强度及其耐蚀性现状及发展趋势 [J]. 装备环境工程, 2014, 11 (1): 54-62.
- [10] 邵军. 舰船用钢研究现状与发展 [J]. 鞍钢技术, 2013 (4): 1-4.
- [11] 王妍. 热冲压钢成分及热处理工艺对其组织和性能的影响 [D]. 沈阳: 东北大学, 2013.
- [12] 陈付红, 丁伟, 黄维, 等. 国外先进公司工程机械用高强度钢发展现状 [J]. 上海金属, 2015, 37 (1): 47-51.
- [13] LAMBERT-PERLADE A, GOURGUES A F, PINEAU A. Austenite to bainite phase transformation in the heat-affected zone of a high strength low alloy steel [J]. Acta Materialia, 2004, 52 (8): 2337-2348.
- [14] 王国栋, 刘相华, 朱伏先, 等. 新一代钢铁材料的研究开发现状和发展趋势 [J]. 鞍钢技术, 2005 (4): 1-8.
- [15] 史徐行. 高强度钢材应用前景研究 [J]. 建筑技术开发, 2016, 43 (12): 163-164.
- [16] ZHU M L, XUAN F Z. Effect of microstructure on strain hardening and strength distributions along a Cr-Ni-Mo-V steel welded joint [J]. Materials and Design, 2015, 65: 707-715.
- [17] WANG Q, YAN Z, LIU X, et al. Understanding of fatigue crack growth behavior in welded joint of a new generation Ni-Cr-Mo-V high strength steel [J]. Engineering Fracture Mechanics, 2018, 194: 224-239.

- [18] CLARA Herrera, DIRK Ponge, DIERK Raabe. Design of a novel Mn-based 1 GPa duplex stainless TRIP steel with 60% ductility by a reduction of austenite stability [J]. *Acta Materialia*, 2011, 59 ( 11 ) : 4653-4664.
- [19] STEPHEN D Fanni, MICHELLE G Koul, ANGELA L Moran. Evaluation of properties and microstructure as a function of tempering time at intercritical temperatures in HY-80 steel castings [J]. *Engineering Failure Analysis*, 2007, 14 ( 5 ) : 753-764.
- [20] LIMA J G, AVILA R F, ABRAO A M, et al. Hard turning: AISI 4340 high strength low alloy steel and AISI D2 cold work tool steel [J]. *Journal of Materials Processing Tech*, 2005, 169 ( 3 ) : 388-395.
- [21] 李朋兴. 无硼及含硼921钢过冷奥氏体连续冷却转变曲线 ( CCT曲线 ) [J]. *热加工工艺*, 1983 ( 2 ) : 40-48.
- [22] 王昌, 王辉, 张超, 等. 高温激光共聚焦显微镜在钢铁材料中研究进展 [J]. *物理测试*, 2019, 37 ( 6 ) : 15-26.
- [23] 束德林. 工程材料力学性能 [M]. 第2版. 北京: 机械工业出版社, 2007.
- [24] O.A.阿拉托尔采娃, 杜桂枝. 船用低温低合金钢 [J]. *材料开发与应用*, 1985 ( 6 ) : 12-19.

---

## Research on Mechanical Properties of ZG14Ni3CrMoV Low Alloy High Strength Steel by Electroslag Remelting Casting

WANG Yu, LOU Yan-chun, ZHAO Ling, WANG Zeng-rui, GAO Yun-bao, DU Qiu, HAN Zhi, YU Hong-ruo  
(National Key Laboratory of Advanced Casting Technologies, Shenyang 110022, Liaoning, China)

### Abstract:

The microstructure and mechanical properties of ZG14Ni3CrMoV low alloy high strength steel by electroslag remelting casting were studied. Experimental results showed that the main in microstructure change temperature of ZG14Ni3CrMoV was 400 °C, 497 °C, 745 °C, 800 °C, 892 °C, 1 080 °C. The heat treatment process of consumable electrodes and electroslag ingots was formulated through the microstructure change mechanism of the samples. Tensile properties of electroslag ingots,  $R_m$  was 684 MPa,  $R_{p0.2}$  was 567 MPa, A was 24%, Z was 72%. The performance difference between X and Y directions was small, the tensile fracture dimples were uniform in size, shape, distribution, and depth, and the dimple wall was clear and smooth. Impact properties of electroslag ingots, -20 °C was 216 J, -40 °C was 172 J, -60 °C was 140 J, -80 °C was 102 J, -100 °C was 49 J. The low temperature impact performance had sufficient margin, which was greatly improved compared to the consumable electrode, and the impact fracture was a typical ductile fracture.

### Key words:

electroslag remelting casting; low alloy high strength steel; microstructure; mechanical properties

---