



## Al含量对耐蚀钢相变规律和高温力学性能的影响

孙继鸿<sup>1,2</sup>, 刘志伟<sup>1,2</sup>, 王刚<sup>3</sup>, 刘志众<sup>1,2</sup>, 佟欣儒<sup>1,2</sup>, 张瑞琦<sup>1,2</sup>, 孙傲<sup>1,2</sup>

(1 海洋装备用金属材料及其应用全国重点实验室, 鞍山 114009; 2 鞍钢集团钢铁研究院, 鞍山 114009;  
3 鞍钢股份有限公司鲅鱼圈钢铁分公司, 营口 115007)

**摘要:**以含Al耐蚀钢为研究对象,研究了不同冷却速度和温度下的微观组织、硬度及强塑性性能的变化规律。含Al耐蚀钢采用可逆式轧机轧制并进行连续冷却转变(CCT)试验和高温拉伸试验。结果表明,Al对耐蚀钢的组织演变有显著影响,随着Al含量的增加,铁素体相区扩大,贝氏体相区出现温度降低,且冷却速度对组织形态的影响更为明显。硬度测试显示,随着冷却速度的增加,硬度显著提升,尤其在发生贝氏体转变,形成贝氏体组织时耐蚀钢硬度增幅明显,当含Al耐蚀钢 $w[\text{Al}]$ 为0.5%时,硬度高于 $w[\text{Al}]$ 为1.0%,且1300℃时最大力值为21.9 kgf,高温强塑性更优。强塑性试验揭示了两种钢材在不同温度下的力学行为差异,尤其是脆性温度区间的控制对于工业生产至关重要。通过微观断口分析,进一步明确了不同温度下材料的断裂机制。本研究为含铝耐蚀钢的应用提供了理论依据和技术支持。

**关键词:**Al含量; 高温性能; 相变行为; 显微组织

**DOI:**10.20057/j.1003-8620.N260016 **中图分类号:**TG142.1

## Effect of Al Content on Phase Transformation Law and High-temperature Mechanical Properties of Corrosion-resistant Steel

Sun Jihong<sup>1,2</sup>, Liu Zhiwei<sup>1,2</sup>, Wang Gang<sup>3</sup>, Liu Zhizhong<sup>1,2</sup>, Tong Xinru<sup>1,2</sup>, Zhang Ruiqi<sup>1,2</sup>, Sun Ao<sup>1,2</sup>

(1 State Key Laboratory of Metal Material for Marine Equipment and Application, Anshan 114009, China;  
2 Iron and Steel Research Institute of Angang Group, Anshan 114009, China; 3 Bayuquan Iron and Steel Subsidiary Company of Angang Steel Company Limited, Yingkou 115007, China)

**Abstract:** In this paper, the microstructure, hardness, strength and plasticity of the Al-containing corrosion-resistant steel at different cooling rates and temperatures were studied. The corrosion resistant steel was rolled by reversible rolling mill and continuous cooling transformation (CCT) test and the high temperature tensile test were carried out. The results show that Al has a significant effect on the microstructure evolution of the corrosion resistant steel. With the increase of Al content, the ferrite phase region expands, the occurrence temperature of bainite phase region decreases, and the effect of cooling rate on the microstructure morphology is more obvious. The hardness test shows that the hardness increases significantly with the increase of cooling rate, especially when bainite transformation occurs and bainite structure is formed. When the  $w[\text{Al}]$  content is 0.5%, the hardness of the Al-containing corrosion-resistant steel is higher than that when the  $w[\text{Al}]$  content is 1.0%. Moreover, the maximum force value at 1300℃ for the steel with 0.5%  $w[\text{Al}]$  is 21.9 kgf, indicating better high-temperature strength and ductility. The strength-plasticity test reveals the difference in mechanical behavior of the two steels at different temperatures, especially the control of the brittle temperature range is important for industrial production. The fracture mechanism of the material at different temperatures is further clarified by microscopic fracture analysis. This study provides a theoretical basis and technical support for the application of the Al-containing corrosion-resistant steel.

**Key Words:** Al Content; High Temperature Properties; Phase Transformation Behavior; Microstructure

近年来,随着钢铁材料在恶劣环境中的广泛应用,开发具有良好耐蚀性和机械性能的新型钢成为研究热点<sup>[1-3]</sup>,耐蚀钢因其优异的抗腐蚀性能和机械性能,在诸多恶劣气候环境中或者工作环境恶劣的领域应用广泛<sup>[4-7]</sup>。

近年来,通过添加合金元素如铝(Al)来改善钢材的耐蚀性和强塑性成为研究热点,使耐蚀钢在化工、能源等领域展现出广阔的应用前景<sup>[8-11]</sup>。Al作为一种有效的铁素体形成元素,能够显著影响钢材的微观组织和力学性能<sup>[12-14]</sup>。研究表明,Al含量的

增加可以促进铁素体的早期析出,缩短孕育期,并改变相变路径,进而影响钢材的硬度和塑性<sup>[11-13]</sup>。Al的添加对钢的高温性能有着显著的影响<sup>[14-17]</sup>,Al通过形成致密的氧化铝膜、细化晶粒、析出强化相等多种机制<sup>[18, 19]</sup>,显著提升钢的抗氧化性、高温强度和蠕变抗力<sup>[20-22]</sup>。然而,Al的添加也存在一定的负面影响,对连铸过程和钢的性能均有较大影响,Al元素的添加会导致保护渣成分失衡,润滑性降低,钢坯在连铸过程中产生较大的应力,影响连铸板坯的质量,同时过量的Al引发脆性、加工性能恶化等问题<sup>[21-24]</sup>。因此,深入研究铝对耐蚀钢高温性能的影响,对于优化材料设计、提升材料在高温环境下的服役性能具有重要意义。

本研究以含 $w[\text{Al}]0.5\%$ 、 $1.0\%$ 的耐蚀钢为研究对象,探讨不同冷却速度和温度条件下材料的组织结构、硬度及高温强塑性性能的变化规律。试验采用可逆式轧机轧制并进行连续冷却转变(CCT)测试,结合高温拉伸试验,系统研究了Al含量对耐蚀钢微观组织和力学性能的影响。此外,通过断口形貌分析,进一步揭示了不同温度下材料的断裂机制。本研究不仅为含铝耐蚀钢的工业应用提供了理论依据,也为后续的材料设计和工艺优化奠定了基础。

## 1 试验材料和方法

### 1.1 试验材料

试验所用的含Al耐蚀钢为鞍钢中试厂熔炼,具体化学成分见表1。

### 1.2 试验方法

将含Al耐蚀钢的铸坯随加热炉升温到 $1\ 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,并保温3 h,使用可逆式轧机经10道次轧制成16 mm厚的中间坯,压下规程为: $120\text{ mm} \rightarrow 100\text{ mm} \rightarrow 85\text{ mm} \rightarrow 70\text{ mm} \rightarrow 60\text{ mm} \rightarrow 48\text{ mm} \rightarrow 39\text{ mm} \rightarrow 31\text{ mm} \rightarrow 25\text{ mm} \rightarrow 20\text{ mm} \rightarrow 16\text{ mm}$ ,开轧温度 $1\ 120\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,终轧温度为 $(910 \pm 20)\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,轧后喷淋冷却至 $(600 \pm 20)\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,随后空冷至室温。在中间坯上选取 $\phi 6\text{ mm} \times 15\text{ mm}$ 的样品进行CCT曲线测试,试样尺寸如图1所示。CCT试验方案为:首先将样品以

$10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 速度由室温加热到 $1\ 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,保温3 min后,以 $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 速度降低到 $1\ 000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 之后进行压缩,压缩速率为 $10\text{ s}^{-1}$ ,压缩量为40%,具体工艺如图2所示。

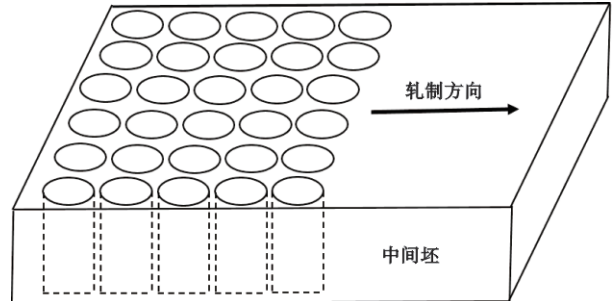


图1 含Al耐蚀钢连续冷却转变试验试样

Fig. 1 Continuous cooling transformation test specimens for Al-containing corrosion-resistant steel

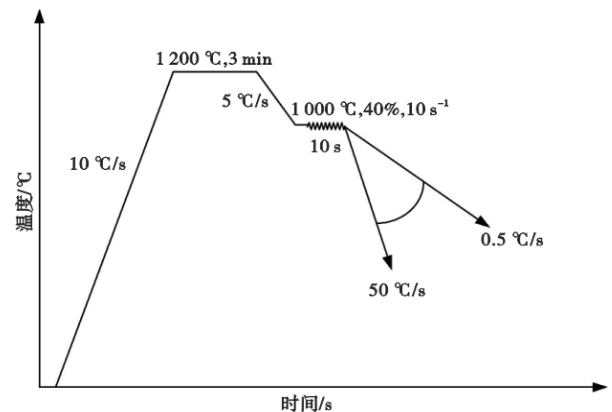


图2 含Al耐蚀钢铸坯连续冷却转变试验方案

Fig. 2 Continuous cooling transformation test scheme for the Al-containing corrosion-resistant steel billet

强塑性试验试样取样位置和尺寸如图3所示。使用Gleeble-3800对含Al耐蚀钢在 $700 \sim 1\ 300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 内的高温强塑性性能进行测定,并测量不同温度下最大力和断面收缩率,其中试验方案如下图4所示,含Al耐蚀钢的强塑性试样由室温加热到指定温度( $1\ 350\text{ }^{\circ}\text{C}$ ),并保温180 s,加热速度为 $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ,之后冷却(冷却速度 $3\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ )到设定的试验温度,保温0.5 min,之后在设定温度进行拉伸,应变速率为 $5 \times 10^{-2}\text{ s}^{-1}$ ,试样断裂后空冷,之后利用SEM对断口进行观察。

表1 含Al耐蚀钢化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of the Al-containing corrosion-resistant steel

试验钢	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	Nb	Ti	Fe
0.5Al	0.074	0.029	0.53	0.016	0.022	0.98	0.29	0.53	0.023	0.024	Bal.
1.0Al	0.075	0.029	0.54	0.017	0.022	0.99	0.29	1.02	0.023	0.025	Bal.

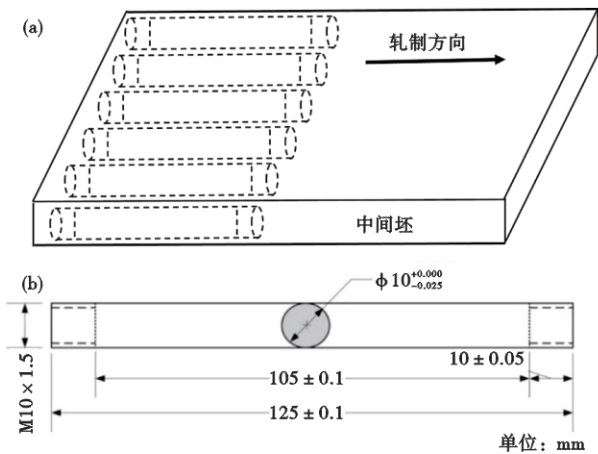


图3 含Al耐蚀钢强塑性试验取样位置及样品尺寸(a)强塑性试验试样取样位置;(b)强塑性试验试样尺寸  
Fig. 3 The strength-plasticity test sampling locations and specimen dimensions for Al-containing corrosion-resistant steel (a) The sampling locations; (b) The specimen dimensions

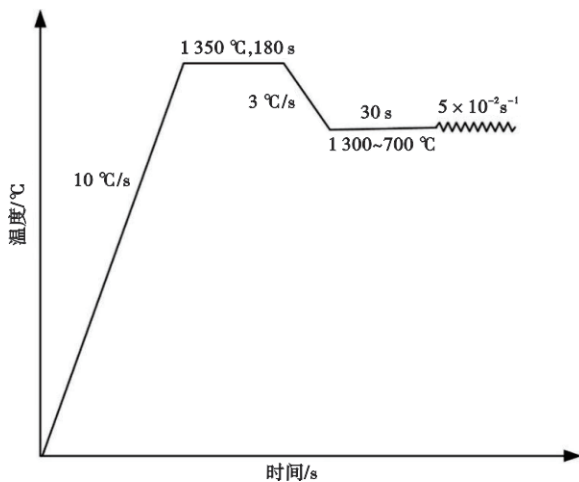


图4 含Al耐蚀钢强塑性曲线试验方案  
Fig. 4 The strength-plasticity test scheme for the Al-containing corrosion-resistant steel

## 2 结果与讨论

### 2.1 Al含量和冷却速度对耐蚀钢连续冷却转变曲线

含Al耐蚀钢在1000 °C下,经40%压缩变形,动态CCT曲线如图5所示,当 $w[\text{Al}]$ 为0.5%,在较低冷却速度(0.5 °C/s)时,含Al耐蚀钢由铁素体和珠光体组成;随着冷却速度增大,发生贝氏体转变(1 °C/s),含Al耐蚀钢中出现贝氏体,继续增大冷却速度,含Al耐蚀钢中珠光体消失,由铁素体和贝氏体组成,进一步增大冷却速度,铁素体相区消失,基体组织完全转变为贝氏体组织(5 °C/s)。与0.5Al耐蚀钢不同,当耐蚀钢中 $w[\text{Al}]$ 为1.0%时,铁素体区域显著

增大,在较高冷却速度下,仍存在铁素体相变区,主要是因为Al元素提高了耐蚀钢中铁素体析出温度,缩短了孕育期,促进了铁素体的形成,随着Al含量的提高,进一步提高了铁素体析出温度,缩短其孕育期;在冷却速度在30 °C/s以上时珠光体相变区消失,奥氏体向珠光体转变限制在较小的温度范围内;当冷却速度达到10 °C/s时,贝氏体相区才出现,贝氏体转变温度低,温度转变区域变宽。

### 2.2 Al含量对耐蚀钢强组织的影响

含0.5Al耐蚀钢在1000 °C下变形40%后,微观组织形貌如图6所示。在较低的冷却速度下(0.5 °C/s),0.5Al耐蚀钢的组织由铁素体和珠光体组成;随着冷却速度的增大,0.5Al耐蚀钢中铁素体和珠光体逐渐减少,进一步增大冷却速度,珠光体完全消失(10 °C/s),耐蚀钢组织明显细化,转变为针状贝氏体形态;随着冷却速度进一步增加,贝氏体从针状向板条状转变。

在1000 °C下变形40%后,含1.0Al耐蚀钢微观组织形貌如图7所示。在0.5 °C/s较低的冷却速度下,1.0Al耐蚀钢的组织由铁素体和珠光体组成;增大冷却速度,钢中除铁素体、珠光体组织外,开始出现少量的贝氏体组织(10 °C/s),随着冷却速度的进一步增大,耐蚀钢中珠光体逐渐减少,贝氏体逐渐增加,最终珠光体消失(30 °C/s),1.0Al耐蚀钢由铁素体和贝氏体组成;冷却速度继续增加,耐蚀钢中板条状贝氏体组织显著增加。

### 2.3 Al含量对耐蚀钢硬度的影响

冷却速度对含Al耐蚀钢硬度的影响如图8所示,随着冷却速度的增加,含Al耐蚀钢的硬度均显著增加,且0.5Al耐蚀钢硬度提升更为显著。0.5Al耐蚀钢中组织随着铁素体、珠光体的消失以及贝氏体的出现,硬度由161HV显著提高到245HV,随后硬度略有提高;1.0Al耐蚀钢随着冷却速度的增加,贝氏体出现,珠光体逐渐消失,硬度由152HV提高到192HV,由于Al含量的增加,钢中铁素体相区扩大且铁素体硬度明显低于珠光体,导致其硬度显著低于0.5Al耐蚀钢组织的硬度。

### 2.4 Al含量对耐蚀钢强塑性能的影响

图9为含Al耐蚀钢的强塑性曲线。如图9(a)所示,随着试验温度升高,耐蚀钢中原子扩散速度加快,位错运动加剧,降低了耐蚀钢的拉伸强度。0.5Al耐蚀钢的最大力数值逐渐减小,700 °C对应的最大力值为1650.6 kgf,继续升高温度最大力值出现

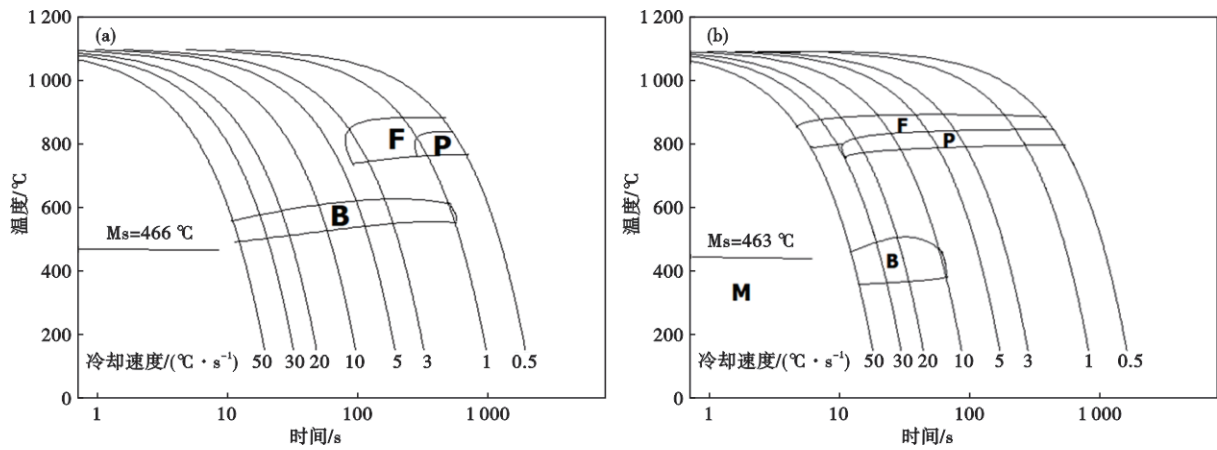


图5 含Al耐蚀钢连续冷却转变曲线: (a)  $w[Al]$  0.5%, (b)  $w[Al]$  1.0%  
Fig. 5 Dynamic CCT curve of the Al-containing corrosion-resistant steel: (a)  $w[Al]$  0.5%, (b)  $w[Al]$  1.0%

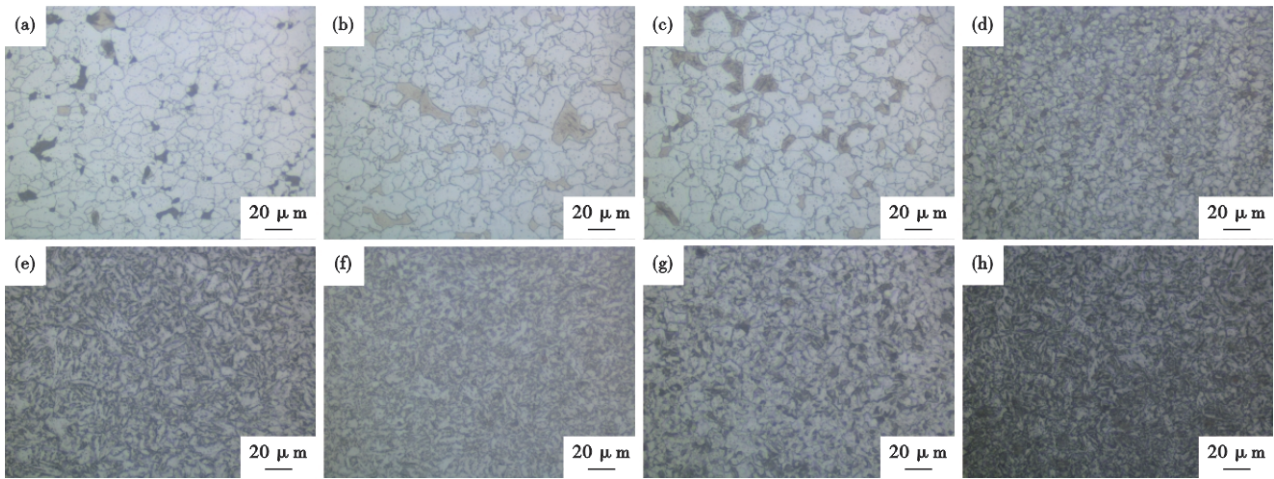


图6 含0.5Al耐蚀钢不同冷速下的金相组织: (a) 0.5  $^\circ\text{C/s}$ , (b) 1  $^\circ\text{C/s}$ , (c) 3  $^\circ\text{C/s}$ , (d) 5  $^\circ\text{C/s}$ , (e) 10  $^\circ\text{C/s}$ , (f) 20  $^\circ\text{C/s}$ , (g) 30  $^\circ\text{C/s}$ , (h) 50  $^\circ\text{C/s}$   
Fig. 6 Microstructure of 0.5Al corrosion-resistant steel at different cooling rates: (a) 0.5  $^\circ\text{C/s}$ , (b) 1  $^\circ\text{C/s}$ , (c) 3  $^\circ\text{C/s}$ , (d) 5  $^\circ\text{C/s}$ , (e) 10  $^\circ\text{C/s}$ , (f) 20  $^\circ\text{C/s}$ , (g) 30  $^\circ\text{C/s}$ , (h) 50  $^\circ\text{C/s}$

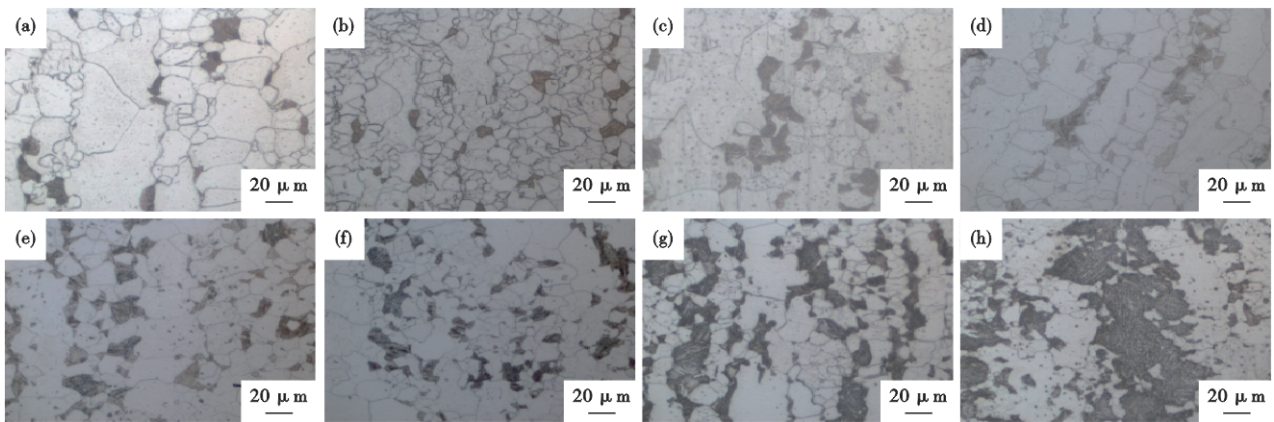


图7 含1.0Al耐蚀钢不同冷速下的金相组织: (a) 0.5  $^\circ\text{C/s}$ , (b) 1  $^\circ\text{C/s}$ , (c) 3  $^\circ\text{C/s}$ , (d) 5  $^\circ\text{C/s}$ , (e) 10  $^\circ\text{C/s}$ , (f) 20  $^\circ\text{C/s}$ , (g) 30  $^\circ\text{C/s}$ , (h) 50  $^\circ\text{C/s}$   
Fig. 7 Microstructure of 1.0Al corrosion-resistant steel at different cooling rates: (a) 0.5  $^\circ\text{C/s}$ , (b) 1  $^\circ\text{C/s}$ , (c) 3  $^\circ\text{C/s}$ , (d) 5  $^\circ\text{C/s}$ , (e) 10  $^\circ\text{C/s}$ , (f) 20  $^\circ\text{C/s}$ , (g) 30  $^\circ\text{C/s}$ , (h) 50  $^\circ\text{C/s}$

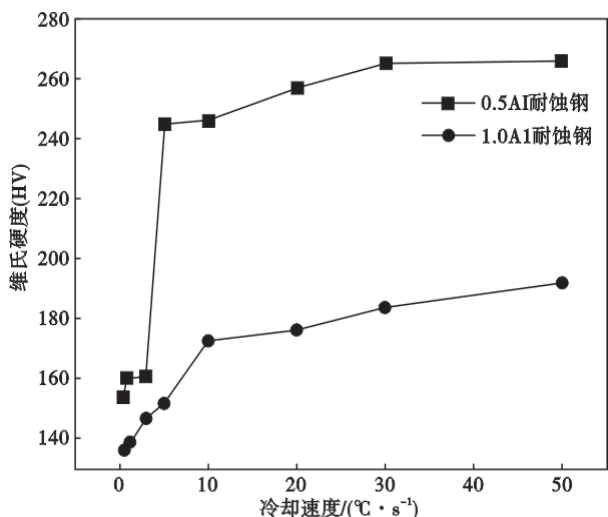


图8 冷却速度对含Al耐蚀钢硬度的影响

Fig. 8 Effect of cooling rate on the microhardness of the Al-containing corrosion-resistant steel

明显的下降, 850 °C之后下降的速度逐渐平缓,

1 300 °C时最大力值下降到 21.9 kgf。图 9(b) 为 0.5Al 耐蚀钢断面收缩率随温度变化曲线, 0.5Al 耐蚀钢的断面收缩率在 700~800 °C 时呈现上升趋势, 当试验温度为 850 °C 时, 断面收缩率为 63.8%, 之后继续升温, 耐蚀钢的断裂收缩率降低, 1 000 °C 时断面收缩率为 42.2%, 之后断面收缩率提高, 在 1 150 ~ 1 300 °C 范围内虽然断面收缩率均 >60%, 但是在 1 250 °C 时出现塑性凹槽, 在实际工业生产中严格控制在第 I 脆性区间温度, 特别是连铸过程中铸坯的坯壳位置, 极易发生开裂, 需严格控制温度, 在第 II 脆性温度区间 (1 200 ~ 900 °C) 可通过控制冷速速度、保持一定时间或慢应变速度等过时效处理来避免脆性。

如图 9(c) 所示, 随着试验温度升高, 1.0Al 耐蚀钢的最大力数值逐渐减小, 700 °C 对应的最大力值为 1 221.3 kgf, 750 ~ 800 °C 时最大力值出现明显的下降, 800 °C 之后下降的速度逐渐平缓, 1 300 °C 时

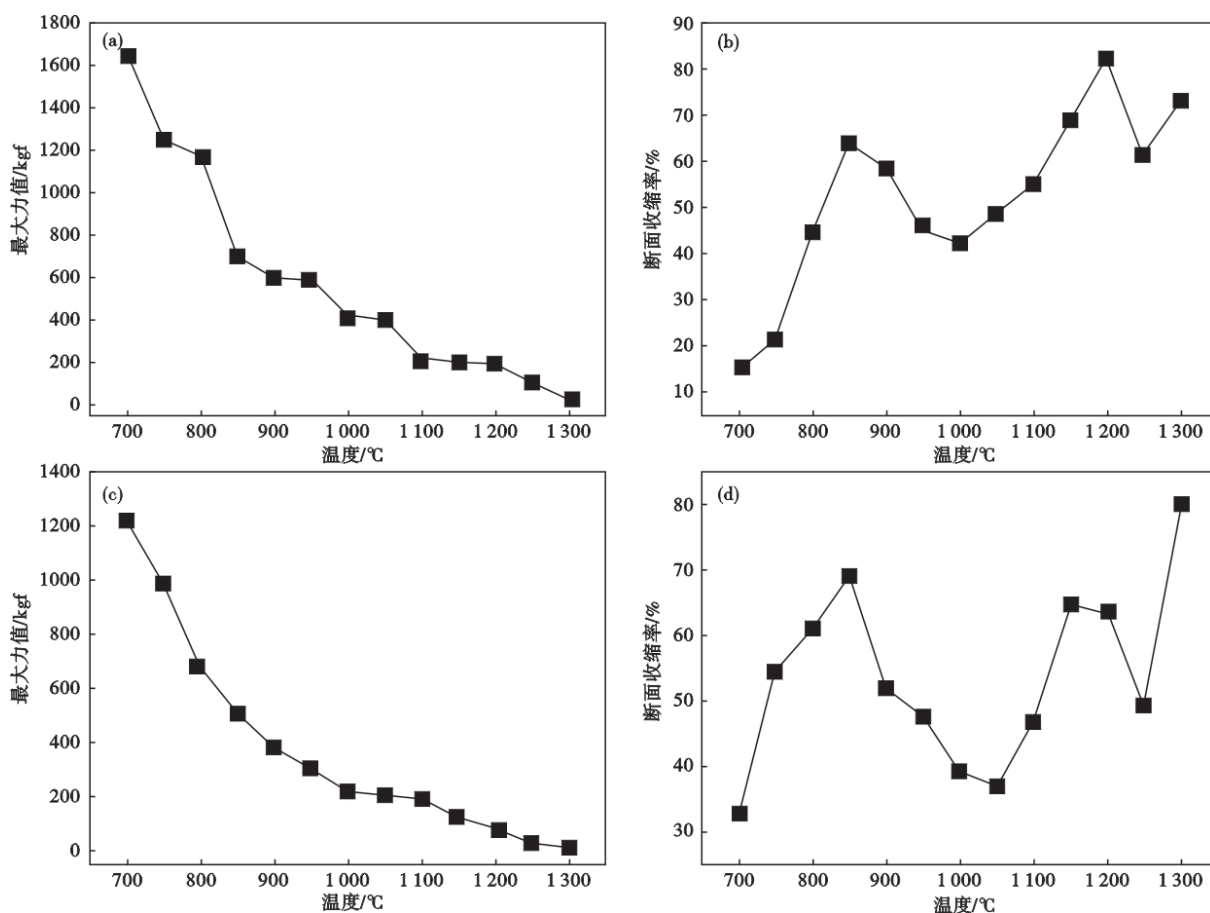


图9 含Al耐蚀钢强塑性曲线: (a) 0.5Al耐蚀钢最大力值与温度关系曲线, (b) 0.5Al耐蚀钢断面收缩率与温度关系曲线, (c) 1.0Al耐蚀钢最大力值与温度关系曲线, (d) 1.0Al耐蚀钢断面收缩率与温度关系曲线

Fig. 9 Strength-Plasticity Curve of the Al-containing corrosion-resistant steel: (a) maximum force versus temperature for 0.5Al corrosion-resistant steel, (b) reduction in area versus temperature for 0.5Al corrosion-resistant steel; (c) maximum force versus temperature for 1.0Al corrosion-resistant steel, (d) reduction in area versus temperature for 1.0Al corrosion-resistant steel

最大力值下降到 11.7 kgf。与 0.5Al 耐蚀钢相比,由于 Al 含量的增加,扩大了铁素体相区,各个温度的最大力值都出现了明显的降低。图 9(d)为 1.0Al 耐蚀钢断面收缩率随温度变化曲线,1.0Al 耐蚀钢的断面收缩率在 700 ~ 800 °C 时呈现上升趋势,在 800 ~ 850 °C 断面收缩率达到 60% 以上,在 900 ~ 1 100 °C 区间,1.0Al 耐蚀钢出现了一个塑性低点,1 150~1 300 °C 范围内耐蚀钢塑性较好,但在 1 150 °C 和 1 200 °C 的断面收缩率显著降低,特别是 1 250 °C 时断面收缩率骤降到 48%,因此,工业生产中严格控制在第 I 脆性区间温度,在第 II 脆性温度区间(1 200 ~ 900 °C)通过控制冷速速度、保持一定时间或慢应变速度等过时效处理来避免脆性。

如图 10 所示,为进一步探究含 Al 耐蚀钢的高温断裂类型及断裂机理,结合强塑性曲线,选取 700、850、1 000 °C 断口的微观形貌进行观察。在图 10(a)中,断面无明显颈缩,断口呈河滩状,几乎无韧窝存在,以脆性断裂为主要,一般认为这种脆化与沿晶界处的析出物和晶界滑移有关<sup>[14]</sup>。在图 10(b)中,0.5Al 耐蚀钢第一次断面收缩率 >60%,断面尺寸有一个明显的收缩,断口形貌以不同尺寸的韧窝为主,断裂方式呈韧性断裂。由于处于第 II 脆性温度区间,断面收缩率仅为 42.2%,但是从形貌看,由于变形温度高,表面出现了熔化,并没有出现

明显的河滩状花纹或者韧窝[图 10(c)]。

在图 10(d)中,断面尺寸几乎没有发生颈缩,断裂形貌呈现河滩状,几乎没有韧窝存在,断裂方式以脆性断裂为主要特征。在图 10(e)中,是 1.0Al 耐蚀钢第一次断面收缩率 >60%,断面尺寸有一个明显的收缩,断口形貌以不同尺寸的韧窝为主,断裂方式以韧性断裂为主要特征。在图 10(f)中,由于处于第 II 脆性温度区间,断面收缩率仅为 39.2%,但是从形貌看,出现明显的河滩状花纹,断裂方式以脆性断裂为主要特征。

### 3 结论

通过研究含 Al 耐蚀钢在冷却过程中组织演变规律、相变行为及高温强塑性性能,并分析了 Al 含量、冷却速度对组织和显微硬度的影响,得出如下结论:

- 1) 在较低冷却速度下,含 Al 耐蚀钢主要发生铁素体和珠光体转变,随着冷却速度增大,钢中珠光体减少,继续增大冷却速度,钢中形成贝氏体,珠光体消失,残余奥氏体分布逐渐细化弥散。
- 2) 含 Al 耐蚀钢中 Al 含量的增加,导致铁素体析出温度升高、孕育期缩短,当  $w[Al]$  为 1.0 % 时,在 0.5~50 °C/s 冷却速度下,均发生铁素体转变,且贝氏体转变温度低,温度转变区范围增大,同时随着 Al 含量的增加,耐蚀钢硬度提升幅度显著降低。

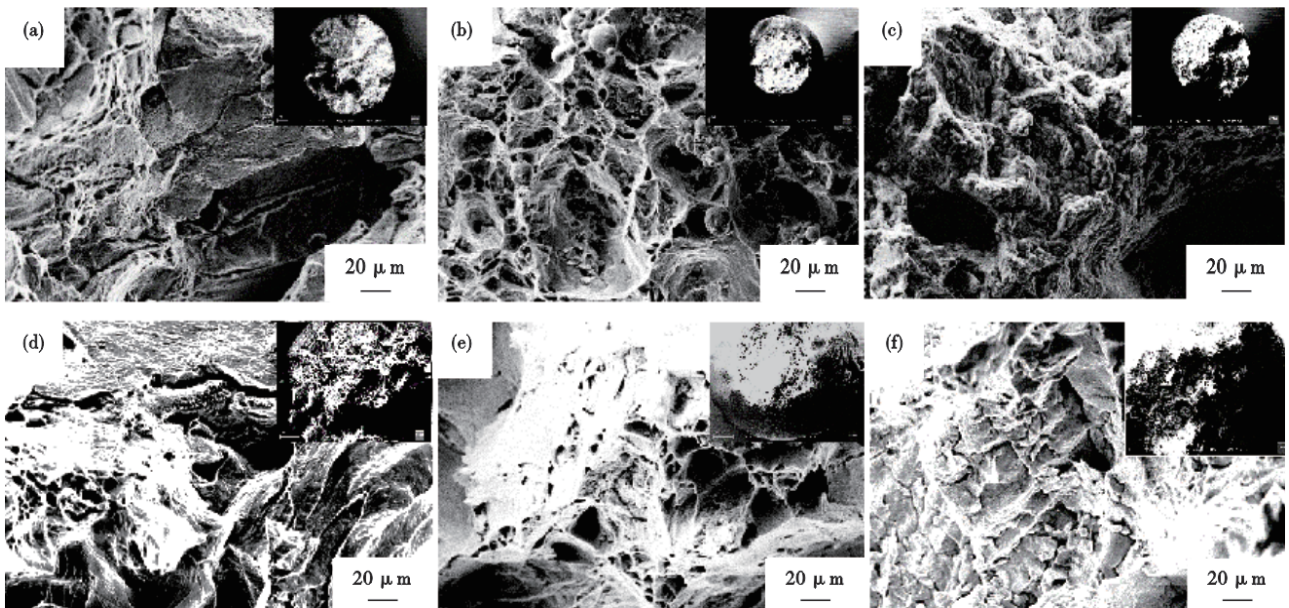


图 10 含 Al 耐蚀钢不同温度下热拉伸断口形貌: 0.5Al (a) 700 °C, (b) 850 °C, (c) 1 000 °C; 1.0Al (d) 700 °C, (e) 850 °C, (f) 1 000 °C

Fig. 10 Thermal stretching fracture morphology of Al-containing corrosion-resistant steel at different temperatures: 0.5Al (a) 700 °C, (b) 850 °C, (c) 1 000 °C; 1.0Al (d) 700 °C, (e) 850 °C, (f) 1 000 °C

3) 随着Al含量的增加,铁素体相区显著扩大,各个温度的最大力值均出现明显降低,当温度提高,断口由塑性转变为脆性断口,为保证板坯质量,

在第Ⅱ脆性温度区间(1 200~900 °C)可通过控制冷却速度、保持一定时间或慢应变速度等过时效处理来避免脆性。

#### 参考文献

- [1] 安 晓,王远志,肖守讷,等. 车体用Q350EWR1耐候钢塞焊焊接头剪切拉伸力学性能研究[J]. 机械工程学报,2025,61:1-11.
- [2] 常志勇,高秀华,刘志伟,等. 卷取温度对光伏支架用高强耐候钢位错密度的影响[J]. 钢铁研究学报,2025,37(6):792-801.
- [3] 朱志辉,王翔宇,陈 全,等. 中性盐雾条件下Q370qENH耐候钢腐蚀特征及力学性能研究[J]. 铁道科学与工程学报,2026:1-12.
- [4] 李 琳,陈义庆,艾芳芳,等. Q420qENH钢在模拟海洋环境中的腐蚀行为[J]. 腐蚀与防护,2016,37(10):797-801.
- [5] Wang C, Wu H B, Zhang Y Y. Microstructure and texture evolution of the oxide scale on hot rolled corrosion-resistant steel [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 37: 1541-1551.
- [6] Yang J J, Zhao K W, Fan M, et al. Effect of different stabilizers on corrosion resistance and damage resistance of Q420qNH weathering steel in industrial atmospheric environment [J]. Construction and Building Materials, 2025, 490: 142398.
- [7] Chen T Q, Wu F S, Li Q, et al. Comparative study on corrosion resistance of carbon steel and ductile iron: Implications for the development of corrosion-resistant steels [J]. Corrosion Science, 2025, 255: 113127.
- [8] 侯世忠. 汽车用铝合金的研究与应用[J]. 铝加工,2019(6):8-13.
- [9] 陈 妍,许 营,田玉婷,等. 海洋环境用耐蚀钢研发现状及发展趋势[J]. 鞍钢技术,2022(1):5-10+14.
- [10] 殷 鑫,孟征兵,胡 浩. 低成本Al-Ti-Cr高强耐海水腐蚀钢耐蚀性能研究[J]. 材料导报,2021,35(14):14084-14088.
- [11] 孙 傲,杨 博,付青才,等. Al含量对耐蚀钢相变行为及组织性能的影响[J]. 特殊钢,2026,47(1):112-119.
- [12] Nishimura T, Tahara A, Kodama T. Effect of Al on the corrosion behavior of low alloy steels in wet/dry environment [J]. Journal of the Japan Institute of Metals and Materials, 2000, 64 (2) : 148-153.
- [13] Xie Z Q, Hui W J, Bai S, et al. Impact toughness of Fe-Mn-Al-C austenitic low-density steel solution treated at different temperatures [J]. Journal of Materials Science, 2023, 58(3): 1415-1435.
- [14] Hamada A S, Karjalainen L P, Somani M C. The influence of aluminum on hot deformation behavior and tensile properties of high-Mn TWIP steels [J]. Materials Science and Engineering: A, 2007, 467(1-2): 114-124.
- [15] Isselin J, Kasada R, Kimura A. Effects of Aluminum on the Corrosion Behavior of 16%Cr ODS Ferritic Steels in a Nitric Acid Solution [J]. Journal of Nuclear Science and Technology, 2011, 48 (2): 169-171.
- [16] Li Z D, Chen R N, Cao Y G, et al. Function of Cu-Sb or Al micro-alloying on the corrosion resistance of 9Cr steel exposed to simulated concrete pore solution [J]. Corrosion Science, 2024, 231: 111983.
- [17] Ren J, Yu L M, Liu C X, et al. Effects of Al addition on high temperature oxidation behavior of 16Cr ODS steel [J]. Corrosion Science, 2022, 195: 110008.
- [18] Nishimura T, Kodama T. Clarification of chemical state for alloying elements in iron rust using a binary-phase potential - pH diagram and physical analyses [J]. Corrosion Science, 2003, 45(5): 1073-1084.
- [19] Chen S P, Rana R, Haldar A, et al. Current state of Fe-Mn-Al-C low density steels [J]. Progress in Materials Science, 2017, 89: 345-391.
- [20] Liu C, Cheng X Q, Dai Z Y, et al. Synergistic effect of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> inclusion and pearlite on the localized corrosion evolution process of carbon steel in marine environment [J]. Materials, 2018, 11 (11): 2277.
- [21] Wang X F, Liu H, Zhao M G, et al. Effect of AlN on properties of non-reactive CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-based mold flux for high-Al steel [J]. Materials Today Communications, 2023, 34: 105432.
- [22] Liu C, Revilla R I, Zhang D W, et al. Role of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> inclusions on the localized corrosion of Q460NH weathering steel in marine environment [J]. Corrosion Science, 2018, 138: 96-104.
- [23] 刘承军,亓 捷,姜茂发. 高铝钢用新型连铸保护渣的设计开发与应用 [J]. 钢铁,2023,58(9):116-126.
- [24] 何生平,刘亚东,李权辉,等. 高铝钢连铸保护渣研究进展 [J]. 钢铁,2024,59(5):1-11.