

doi: 10.12068/j.issn.1005-3026.2018.11.016

# w( Co) 对 CB2 钢显微组织和力学性能的影响

马煜林, 张莉萍, 刘越, 刘兴刚  
(东北大学材料科学与工程学院, 辽宁沈阳 110819)

**摘 要:** 为研究  $w(\text{Co})$  对 CB2 钢微观组织和力学性能的影响, 调整 CB2 钢中  $w(\text{Co})$  为 0.5% , 1.0% , 1.5% , 2.0% 和 3.0% . 利用光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)、室温拉伸等检测方法研究  $w(\text{Co})$  对试验钢微观组织和力学性能的影响规律, 结合 Thermo - Calc 和 JMatpro - 7.0 模拟结果解释其影响机理. 研究发现:  $w(\text{Co})$  增加提高铬当量的值, 使试验钢中  $\delta$  铁素体含量减少, 当  $w(\text{Co})$  增加到 1.5% 时,  $\delta$  铁素体基本消失; 材料的抗拉强度随  $w(\text{Co})$  的增加而增加, 而延长率则先增加后降低; 结果表明,  $w(\text{Co})$  为 1.5% 时综合性能较好, 即抗拉强度达到 805.13 MPa, 延长率达到 20.4% , 布氏硬度为 260.

**关 键 词:** CB2 钢; Co 质量分数; 微观组织; 力学性能; 综合性能

**中图分类号:** TG 142.73      **文献标志码:** A      **文章编号:** 1005-3026(2018)11-1598-06

## Effect of Co Content on Microstructure and Mechanical Properties of CB2 Steel

MA Yu-lin, ZHANG Li-ping, LIU Yue, LIU Xing-gang  
(School of Materials Science & Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China. Corresponding author: LIU Yue, E-mail: abdx555@163.com)

**Abstract:** In order to study the effect of Co content on microstructure and mechanical properties of the CB2 steel, the contents of Co in CB2 steel were adjusted to 0.5% , 1% , 1.5% , 2% and 3% , respectively. Using optical microscope (OM), scanning electron microscopy (SEM), and tensile test at room temperature, the effect of different Co content on the microstructure and mechanical properties was studied, associated with the Thermo-Calc and JMatpro-7.0 simulations. It is found that when the content of Co in the steel increases, the chromium equivalent value increases and the  $\delta$ -ferrite content decreases. Especially, when the content of Co is 1.5% , the  $\delta$ -ferrite is appears. Meanwhile, with the increase of Co content, the tensile strength of the steel increases, while the elongation increases firstly and then decreases. The results indicate that the steel with the Co content of 1.5% has a good comprehensive property, where the ultimate tensile strength reaches 805.13 MPa, and the elongation is 20.4% and Brinell hardness is 260, respectively.

**Key words:** CB2 steel; Co content; microstructure; mechanical properties; comprehensive properties

超超临界火力发电厂的发展对火力机组关键部件用钢提出了更高的性能要求. 火力发电机组用高温材料逐渐从 Cr - Mo 钢向 9% ~ 12% Cr 铁素体钢转变<sup>[1]</sup>. 由欧洲 COST 项目<sup>[2]</sup>开发的 CB2 钢(ZG9CrMoCoNiVnNb)属于 9% ~ 12% Cr 钢范畴,是在 P92 钢的基础上通过增加 B 元素并引入 Co 元素发展而来的. 该钢主要用于超超临界

蒸汽参数条件下汽缸、阀门等汽轮机部件用高温铸件材料,具有高的蠕变强度,高的抗氧化性,低的线膨胀系数等优点,是目前被认可的 600 ~ 650 ℃超超临界机组铸件用理想材料<sup>[3-4]</sup>. CB2 钢经高温正火及回火后的显微组织是由板条状马氏体,第二相粒子以及高密度位错组成;析出强化为该钢的主要强化方式.

Co 与 Fe,Ni 属于同一过渡族元素,由于原子半径和物理化学性能与 Fe 元素相近,在铁素体耐热钢中几乎全部以固溶的形式存在<sup>[5-7]</sup>. Co 在铁素体耐热钢中的作用主要是扩大了奥氏体相区<sup>[8]</sup>,保证了钢在回火后的组织完全为马氏体. Yamada<sup>[9]</sup>研究了添加 Co 对 9Cr-3W 耐热钢组织的影响,认为 3% Co 的加入抑制了  $\delta$  铁素体的形成,使铁素体钢获得单一的回火马氏体强化组织,使钢的抗蠕变能力得到提高; Kipelova 等<sup>[10]</sup>研究了 Co 元素对 P911 钢蠕变性能的影响,利用热力学计算以及 DICTRA 相图模拟,结果表明加 Co 的 P911 钢 M(C,N) 和  $M_{23}C_6$  析出相的尺寸更加细小,分布更加均匀.

目前国内外对于 Co 元素在铁素体耐热钢中发挥的作用以及作用机理尚未清楚,尤其是对于  $w(\text{Co})$  对 CB2 钢的组织 and 性能的影响鲜有报道. 本文以新型铁素体耐热钢 CB2 为对象,研究 Co 元素在 CB2 钢中的作用机制以及 CB2 钢微观组织以及力学性能随  $w(\text{Co})$  的变化规律.

## 1 实验材料及方法

在 CB2 钢 1.0% Co 的基础上调整  $w(\text{Co})$ , 分别为 0.5%, 1.0%, 1.5%, 2.0%, 3.0%. 不同  $w(\text{Co})$  的实验钢经真空熔炼,在 1 600 ℃ 下浇注成楔形试块,尺寸如图 1 所示. 在试块底部取金相和拉伸试样. 实验钢化学成分如表 1 所示,热处理工艺选择 1 100 ℃ × 2 h,空冷至室温,730 ℃ × 2 h,炉冷.

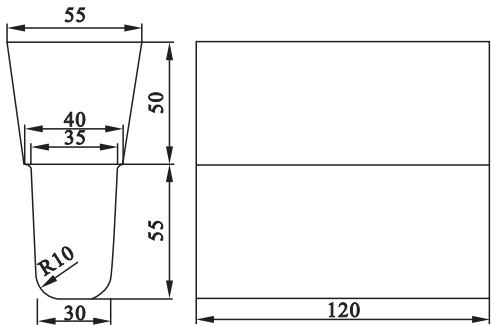


图 1 楔形试块尺寸(单位:mm)  
Fig. 1 Size of wedge-shaped block

采用  $\text{FeCl}_3 + \text{HCl} + \text{酒精}$  以 1:5:5 的质量配比制得的混合溶液腐蚀金相组织,采用配比为 6 g 高锰酸钾 + 12 mL 浓硫酸 + 188 mL 去离子水的腐蚀液腐蚀晶界;采用布氏硬度计选用 1 kg 载荷进行硬度检测,在每个试样表面各打 5 个点,取各点硬度的平均值为该试样的硬度值. 室温拉伸实验按照《GB/T 228. 1—2010 金属材料拉伸试验》的标准在 SANS 万能试验机上进行,拉伸试样的平行段的直径为 5 mm,标距为 25 mm. 对实验钢进行室温拉伸实验,拉伸的应变速度为 0.3 mm/min. 采用 OLYMPUS DSX-500 金相显微镜观察微观组织以及原奥氏体晶界,晶粒大小根据 GBT6394—2002 金属平均晶粒度测定方法测定得出. 通过 SEM 观察析出相的分布并对析出相所含元素种类进行 EDS 分析,结合热力学模拟软件 Thermo-Calcul 确定析出相类型. 采用 JMatpro-7.0 软件模拟出 CB2 钢平衡状态下的凝固相图. 利用二次离子质谱仪观察 Co 元素在 CB2 钢中的分布状态.

表 1 实验用钢化学成分(质量分数)

| Table 1 Chemical compositions of the tested steels( mass fraction) |         |       |       |       |       |      |       |       |       |      |       | %       |
|--|---------|-------|-------|-------|-------|------|-------|-------|-------|------|-------|---------|
| C  | S       | Mn    | P     | Si    | Ni    | Cr   | Mo    | V     | Nb    | N    | Co    | B       |
| 0.151  | 0.000 8 | 1.342 | 0.013 | 0.466 | 0.28  | 9.66 | 1.586 | 0.191 | 0.094 | 0.03 | 0.521 | 0.008   |
| 0.11   | 0.000 9 | 0.506 | 0.009 | 0.009 | 0.209 | 9.25 | 1.537 | 0.191 | 0.06  | 0.02 | 1.120 | 0.009   |
| 0.137  | 0.000 9 | 1.289 | 0.012 | 0.439 | 0.28  | 9.50 | 1.584 | 0.188 | 0.090 | 0.04 | 1.483 | 0.007 1 |
| 0.129  | 0.000 9 | 1.285 | 0.013 | 0.03  | 0.28  | 9.44 | 1.46  | 0.188 | 0.091 | 0.02 | 2.006 | 0.007 4 |
| 0.137  | 0.000 8 | 1.283 | 0.012 | 0.469 | 0.30  | 9.31 | 1.512 | 0.187 | 0.089 | 0.03 | 2.987 | 0.007 5 |

## 2 实验结果

### 2.1 CB2 钢的显微组织

经正火 + 回火后的 CB2 钢在扫描电镜下 (SEM) 进行显微组织观察,其微观组织如图 2 所示. 从图 2a, 图 2b 中可以看出 CB2 钢的组织主要为板条状回火马氏体结构,在基体、晶界及板条界有大量的第二相析出. 其中,晶界及板条界处析

出的碳化物尺寸较大,尺寸约为 100 ~ 200 nm 且在三叉晶界处呈链状分布,而基体内部的析出相则尺寸略小. 对图 2b 中晶界处(方框内)的析出相进行能谱分析,结果表明是富 Fe,Cr,Mo 元素的碳化物. 通过 Thermo-Calcul 热力学模拟软件模拟出的 CB2 钢在 500 ~ 2 000 ℃ 的平衡凝固相图,如图 3 所示. 结果表明 CB2 钢的室温组织主要由  $\alpha + M_{23}C_6 + \text{MX} + \text{BN}$  相组成. 结合扫描的结果可知,晶界处富 Fe,Cr,Mo 元素的碳化物应为  $M_{23}C_6$ .

相,而基体中细小弥散分布的析出相则为 MX 型碳化物。

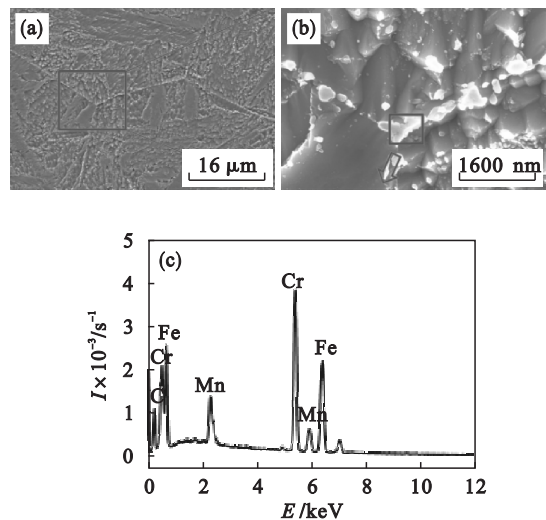
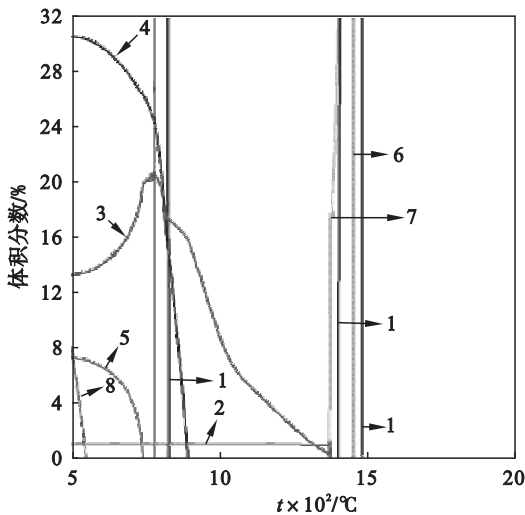


图 2 CB2 钢显微组织及析出相

Fig. 2 Microstructure and precipitation phase of the CB2 steel under SEM

(a)—低倍扫描; (b)—高倍扫描; (c)—析出相能谱分析。



- 1:T-273.15,NPM (BCC\_A2)
- 2:T-273.15,NPM (BN\_HP4)
- 3:T-273.15,NPM (FCC\_A1#2)
- 4:T-273.15,NPM (M12C6)
- 5:T-273.15,NPM (Z\_PHASE)
- 6:T-273.15,NPM (FCC\_A1#1)
- 7:T-273.15,NPM (LIOUID)
- 8:T-273.15,NPM (LAVES\_PHASE-C14)

图 3 热平衡条件下 CB2 钢中析出相随温度的变化

Fig. 3 Temperature dependence of the quantity of precipitation phase in the CB2 steel calculated by Thermo-Calc under thermal equilibrium condition

2.2 w(Co) 对 CB2 钢显微组织的影响

不同  $w(\text{Co})$  CB2 钢回火后的显微组织 (OM) 如图 4 所示. 可见,随着  $w(\text{Co})$  的增加显微组织中板条马氏体更为致密,板条的尺寸更加细小,板条的界面更多,板条的长度有所增长. 此外,

$w(\text{Co}) = 0.5\%$  和  $w(\text{Co}) = 1.0\%$  实验钢显微组织中除板条马氏体外,在晶界处以及基体内部有少量的白色近圆形组织(黑色箭头所指),推测其可能为残余奥氏体或者  $\delta$  铁素体。

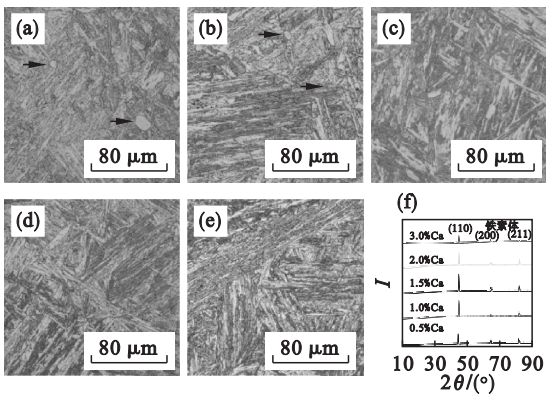


图 4 不同  $w(\text{Co})$  CB2 钢回火后的显微组织

Fig. 4 Microstructure of CB2 steel with different Co content after tempering

(a)—0.5% ; (b)—1.0% ; (c)—1.5% ; (d)—2.0% ; (e)—3.0% ; (f)—XRD.

利用 XRD 对实验钢进行观测,在其衍射峰中,只观察到铁素体对应的峰,未有奥氏体的峰. 因此,白色区域应为凝固过程中残留下的  $\delta$  铁素体组织.  $\delta$  铁素体属于等轴晶组织<sup>[11]</sup>,其内部没有高密度位错;另一方面铁素体中所含的  $w(\text{Co})$  较低,不易被腐蚀,是  $\delta$  铁素体颜色为白色的主要原因. 综上,说明了 Co 的加入抑制了 CB2 钢中  $\delta$  铁素体的形成,优化了 CB2 钢的组织,提高了组织的稳定性。

Co 元素对  $\delta$  铁素体的抑制作用在其他铁素体耐热钢中也曾被报道<sup>[12-13]</sup>.  $\delta$  铁素体是一种软相,它的存在能够引起材料界面劣化,有助于裂纹的萌生和扩展,引起材料脆化,严重影响了 CB2 钢的高温使用性能. Co 作为铁素体形成元素,通过 DV - Xa 分子轨道法计算,确定其是保证耐热钢性能的重要元素. Co 的加入扩大了奥氏体相区。

图 5 是借助 JMatpro - 7.0 作出的标准 CB2 钢在温度为 800 ~ 1 500 °C 时的平衡凝固相图,可看出奥氏体相区的扩大可以使得在冷却过程中组织处于  $\delta + \gamma$  及  $\gamma + \alpha$  双相区的时间更长,进而使得平衡凝固过程中的包晶反应以及共析反应更加充分,从而减少冷却过程中  $\delta$  铁素体的残留,保证室温的全马氏体组织。

许多研究<sup>[14-15]</sup>也指出 Co 的加入平衡了钢中铬当量值  $\text{Cr}_{\text{eq}}$ ,从而抑制  $\delta$  铁素体的出现.  $w(\text{Cr}_{\text{eq}})$  的理论计算公式为



$w(\text{Cr}_{\text{eq}}) = w(\text{Cr}) + 6 w(\text{Si}) + 4 w(\text{Mo}) + 1.5 w(\text{W}) + 11 w(\text{V}) + 5 w(\text{Nb}) + 12 w(\text{Al}) + 2.5(\text{Ta}) + 8 w(\text{Ti}) - 40 w(\text{C}) - 2 w(\text{Mn}) - 4 \times w(\text{Ni}) - 2 w(\text{Co}) - 30 w(\text{N}) - w(\text{Cu})$ .

当  $w(\text{Cr}_{\text{eq}}) < 6.5$  时,可以完全抑制钢中的 $\delta$ 铁素体存在. 根据 CB2 钢的标准成分范围计算, 当  $w(\text{Co})$  大于 1.25% 时可以保证基体全为马氏体组织. 计算结果与实验所得结果相符合.

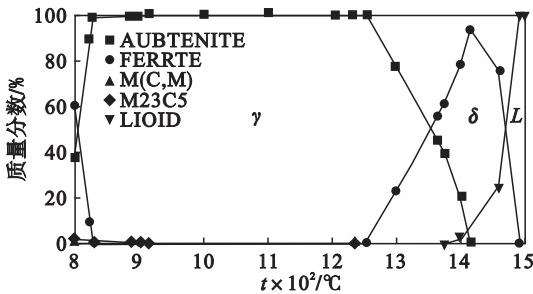


图 5 通过 JMatpro-7.0 计算软件模拟的 CB2 钢的平衡凝固相图

Fig. 5 Equilibrium solidification phase diagram of CB2 steel calculated by JMatpro-7.0 software

2.3  $w(\text{Co})$  对 CB2 钢晶粒大小的影响

不同  $w(\text{Co})$  CB2 钢的晶粒大小如图 6 所示. 可见,随着  $w(\text{Co})$  从 0.5% 增加到 1.5% ,实验钢的晶粒尺寸由 325  $\mu\text{m}$  增加到 405  $\mu\text{m}$ ;当  $w(\text{Co})$  为 2.0% 时,晶粒尺寸减小为 336  $\mu\text{m}$ ;继续增加  $w(\text{Co})$  到 3.0% ,晶粒尺寸又有所增大.

$w(\text{Co})$  对晶粒尺寸的影响主要分为两个阶段. 第一个阶段是  $w(\text{Co})$  小于 1.5% 时,由于  $w(\text{Co})$  的增加,扩大了奥氏体相区, $\delta$  铁素体含量降低,是导致晶粒尺寸增大的主要原因. 相关文献<sup>[9,14]</sup>中也提及组织中  $\delta$  铁素体会成为奥氏体晶粒长大的障碍,导致晶粒细化. 第二个阶段是  $w(\text{Co})$  大于 1.5% 时,随着  $w(\text{Co})$  的增加,在冷却过程中, $\delta$  铁素体完全转变为奥氏体,相变过程中稳定的奥氏体降低了形核数量,因此平均晶粒尺寸变大. 细小的晶粒可以更好地保证实验钢的强度以及塑性,对材料的性能有一定的提高.

2.3  $w(\text{Co})$  对 CB2 钢性能的影响

图 7 为不同  $w(\text{Co})$  CB2 钢的室温拉伸性能曲线. 可见,随着  $w(\text{Co})$  的增加,实验钢的抗拉强度值从 765 MPa 增加到 836 MPa,屈服强度值先从 610 MPa (0.5% Co) 增加到 654 MPa (1.5% Co) 后降低到 614 MPa (3.0% Co). 延伸率值随  $w(\text{Co})$  增加不超过 20% ,并且分别在 0.5% Co 和 2.0% Co 处达到谷值和峰值. 通过计算各个  $w(\text{Co})$  CB2 钢的屈强比 ( $\sigma_s/\sigma_b$ ) 值,发现该值在

1.5% Co 钢处达到最大. 屈强比是衡量材料性能的一个重要指标,屈强比越大,材料越安全可靠. 因此,从材料的拉伸性能角度考虑,认为在  $w(\text{Co})$  为 1.5% 处实验钢的综合力学性能最高.

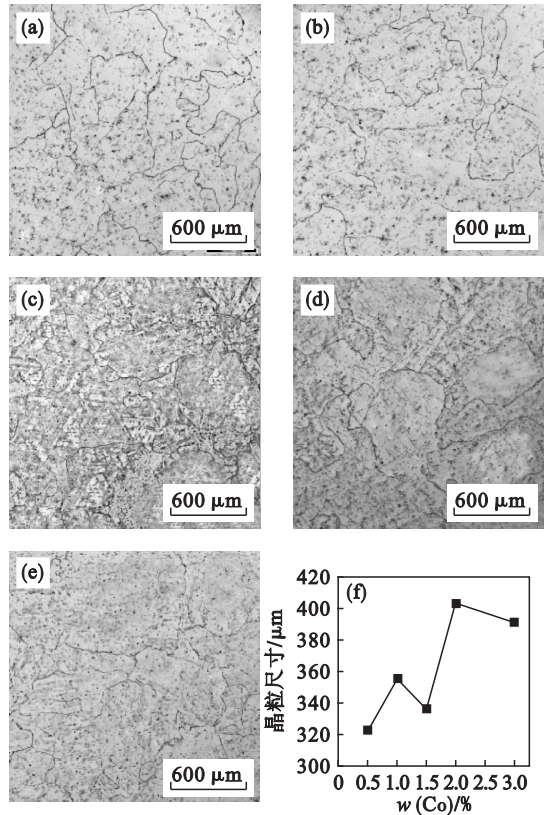


图 6 不同  $w(\text{Co})$  对 CB2 钢的晶粒尺寸

Fig. 6 Grain size of CB2 steel with different Co content

(a)—0.5% ; (b)—1.0% ; (c)—1.5% ; (d)—2.0% ; (e)—3.0% ; (f)— $w(\text{Co})$  对晶粒尺寸的影响.

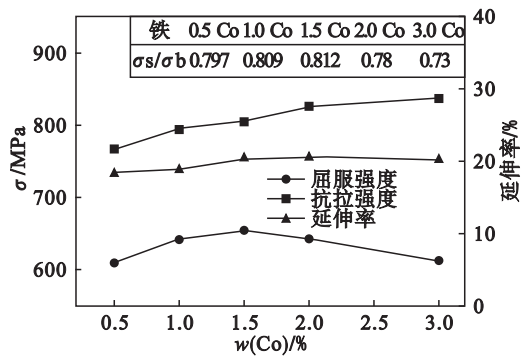


图 7 不同 Co 含量 CB2 钢室温拉伸性能

Fig. 7 Tensile properties of CB2 steel with different Co content at room temperature

不同  $w(\text{Co})$  CB2 钢的硬度值如图 8 所示. 可见随  $w(\text{Co})$  增加,实验钢室温硬度值逐渐增加, 3.0% Co 实验钢 HB 硬度值高达 270 MPa, 比 0.5% Co 硬度值增加约 10% ;当  $w(\text{Co})$  从 1.0% 增加到 1.5% 时,硬度变化斜率增加,这是由于在 1.5% Co 时消除了  $\delta$  铁素体相.  $\delta$  铁素体的硬度远

小于马氏体基体的硬度. 因此,  $\delta$  铁素体存在于基体组织必定会导致基体的软化, 使实验钢的硬度降低.

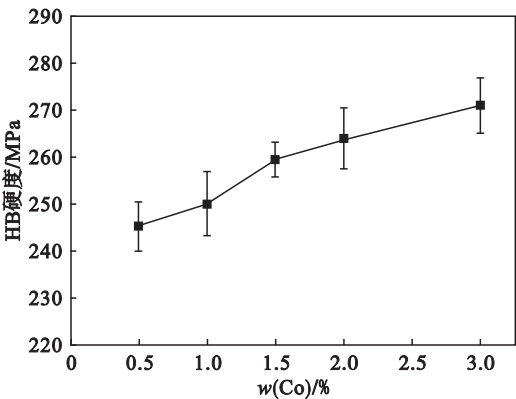


图 8 不同  $w(\text{Co})$  CB2 钢的硬度值  
Fig. 8 Hardness values of CB2 steel with different Co content

图 9 为不同  $w(\text{Co})$  CB2 钢的 SEM 断口形貌. 从图 9a 中可以看出实验钢断口有很明显的缩颈, 因此, 所有样品的断裂方式均为延性断裂. 断口中的韧窝尺寸、大小以及分布有明显的差异. 随着  $w(\text{Co})$  从 0.5% 增加到 2.0%, 断口的韧窝数量增多, 开口尺寸增大, 深度加深, 说明材料塑性和韧性逐渐变好. 而 3% Co 的试样的韧窝尺寸有所减小, 这是由于材料的强度较高, 伸长率降低所导致的.

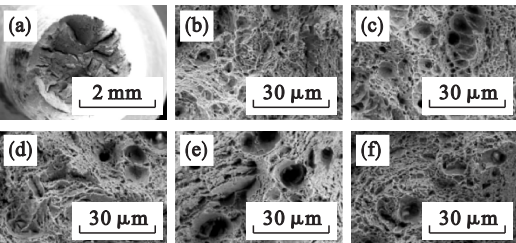


图 9 不同  $w(\text{Co})$  CB2 钢的拉伸断口形貌  
Fig. 9 Tensile fracture morphology of CB2 steel with different Co content

- (a)—0.5% 60X; (b)—0.5% 5KX;  
(c)—1.0% 5KX; (d)—1.5% 5KX;  
(e)—2.0% 5KX; (f)—3.0% 5KX.

3 分析与讨论

综合上述对 5 种不同  $w(\text{Co})$  CB2 钢显微组织的观测以及室温力学性能的检测可知, Co 元素的加入减少了材料的堆垛层错能<sup>[13]</sup>, 使得其更好地发挥固溶强化作用, 因而材料抵抗塑性变形的能力增加, 提高了实验钢的屈服强度和抗拉强度. 而不同  $w(\text{Co})$  的加入通过调整 CB2 钢中铬当量

$\text{Cr}_{\text{eq}}$  的值, 从而减少组织中的  $\delta$  铁素体相, 保证室温条件下实验钢的组织全为马氏体组织. 且通过实验以及 JMatpro 软件模拟得出在 CB2 钢母材基础上将  $w(\text{Co})$  优化为 1.5%, 可以有效地抑制基体中  $\delta$  铁素体的形成.

$\delta$  铁素体腐蚀后的金相照片如图 10 所示. 从图中可以看出,  $\delta$  铁素体分布在奥氏体晶界以及基体内部.  $\delta$  铁素体相对于马氏体基体的硬度要低很多, 因此, 0.5% Co 和 1.0% Co 钢的强度较低. 但是, 位于晶界的  $\delta$  铁素体可以降低晶界处由析出相造成的应力集中, 从而提高实验钢的塑性.

图 11a ~ 图 11e 是扫描电镜下不同  $w(\text{Co})$  实验钢的组织. 随着  $w(\text{Co})$  的增多实验钢中的析出相的数量增加, 更加均匀弥散地分布于基体. 析出相粒子钉扎晶界, 减少晶界的有效长度, 且基体内细小弥散分布的粒子提高了 Orowan 应力<sup>[15-17]</sup>, 保证组织稳定性, 提高材料的强度. 图 11f 为  $\delta$  铁素体形貌的高倍组织. 可见, 在  $\delta$  铁素体周围有大量的析出相富集, 这必然会使基体中的固溶元素的含量减少, 从而减少基体中析出相的体积分数. 因此, 0.5% Co 实验钢以及 1.0% Co (CB2) 钢中析出相数量较少, 强度也低于其他实验钢.

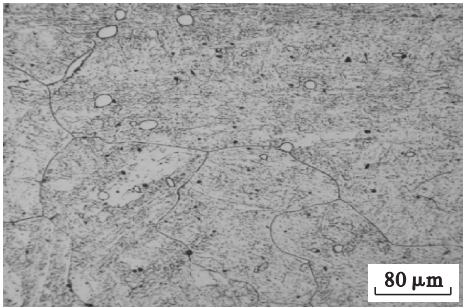


图 10 CB2 钢显微组织中的  $\delta$  铁素体  
Fig. 10  $\delta$ -ferritic in the microstructure of CB2 steel

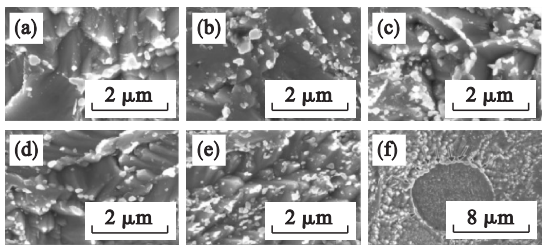


图 11 扫描电镜下不同  $w(\text{Co})$  CB2 钢的微观组织

Fig. 11 SEM images for microstructure in CB2 steel with different Co content

- (a)—0.5%; (b)—1.0%; (c)—1.5%;  
(d)—2.0%; (e)—3.0%; (f)— $\delta$  铁素体.

从图 6f 中看出实验钢的原奥氏体晶粒尺寸并没有随着  $w(\text{Co})$  的增加呈线性变化. 只有

0.5% Co 和 1.5% Co 实验钢的晶粒尺寸比较细小. 细小的晶粒具有更多的晶粒边界,为析出相成核提供了更多的位置. 另外,在析出相总体积分数不变的情况下,晶界总长度的增加会使析出相分布的更加弥散,从而增加了钢中的第二相粒子强化作用. 细小的晶粒还会在提高强度的同时保证了材料的塑性. 在具有高强度和高塑性的同时,1.5% Co 实验钢还具有高的屈强比值,提高了材料的安全可靠性. 综上认为在本实验条件下 1.5% Co 实验钢具有优异的综合力学性能.

## 4 结 论

- 1) 质量分数为 1% Co 的 CB2 钢中的析出相主要为晶界和板条界上的  $M_{23}C_6$  型碳化物和晶粒内部细小的 MX 型碳氮化物,CB2 钢中 Co 元素固溶在基体.
- 2) 随  $w(\text{Co})$  的增加,实验钢中  $\delta$  铁素体数量逐渐减少, $w(\text{Co})$  为 0.5% 和 1.0% 时实验钢的微观组织中含有少量  $\delta$  铁素体,当  $w(\text{Co})$  达到 1.5% 以后, $\delta$  铁素体基本消失.
- 3) 材料的抗拉强度随  $w(\text{Co})$  的增加不断提高,伸长率则先增加后降低,当  $w(\text{Co})$  在 1.5% 时,抗拉强度达到 805.13 MPa,延伸率达到 20.4%,并且具有较高的屈强比以及细小的原奥氏体晶粒尺寸,综合性能较好.

## 参考文献:

[1] 田宇,彭建强,魏双胜,等. 我国超超临界汽轮机用高温铸件材料发展趋势[J]. 大型铸锻件,2016(1):1-5.  
(Tian Yu, Peng Jian-qiang, Wei Shuang-sheng, et al. Development trend of high temperature casting material of ultra supercritical steam turbine [J]. *Large Castings and Forgings*,2016(1):1-5.)

[2] Staubli M,Hanus R,Weber T,et al. The European efforts in development of new high temperature casing materials—COST536 [C]// Proceedings of the 8th Liège Conference Part II. Liège,2006:855-870.

[3] Mikmeková Š,Kasl J,Jandová D,et al. A new approach to studying cast CB2 steel using slow and very slow electrons [J]. *Transferřnovací*,2012,22:161-165.

[4] Kern T U,Mayer K H,Donth B,et al. The european efforts in development of new high temperature rotor materials—

COST536 [C]// 9th Liège Conference. Liège, 2010: 27-29.

[5] Yin Y F,Faulkner R G. Modelling the effects of alloying elements on precipitation in ferriticsteels [J]. *Materials Science and Engineering:A*,2003,344(1/2):92-102.

[6] Fedoseeva A, Dudova N, Kaibyshev R. Creep strength breakdown and microstructure evolution in a 3% Co modified P92 steel [J]. *Materials Science and Engineering:A*,2016,654:1-12.

[7] Fedoseeva A,Dudova N,Kaibyshev R. Creep behavior and microstructure of a 9Cr-3Co-3W martensitic steel [J]. *Journal of Materials Science*,2017,52(5):2974-2988.

[8] Wang S S,Chang L,Wang L,et al. Microstructural stability and short-term creep properties of 12Cr-W-Mo-Co steel [J]. *Materials Science and Engineering:A*,2015,622:204-211.

[9] Yamada K,Igarashi M,Muneki S,et al. Effect of Co addition on microstructure in high Cr ferriticsteels [J]. *ISIJ International*,2003,43(9):1438-1443.

[10] Kipelova A,Odnobokova M,Belyakov A,et al. Effect of Co on creep behavior of a P911 steel [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*,2013,44(1):577-583.

[11] 郭存宝,龙思远,廖慧敏. 高铬高钴耐热钢的研究[J]. 材料导报:纳米与新材料专辑,2008(1):423-425.  
(Guo Cun-bao,Long Si-yuan,Liao Hui-min. Study on high chromium and high cobalt heat-resistant steel [J]. *Materials Herald: New Materials and Nano Materials*, 2008(1): 423-425.)

[12] Toda Y,Seki K,Kimura K,et al. Effects of W and Co on long-term creep strength of precipitation strengthened 15Cr ferritic heat resistant steels [J]. *ISIJ International*, 2003,43(1):112-118.

[13] Knezevic V,Sauthoff G,Vilk J,et al. Martensitic/ferritic super heat-resistant 650 DEG C steels design and testing of model alloys [J]. *ISIJ International*, 2002, 42(12): 1505-1514.

[14] Helis L,Toda Y,Hara T,et al. Effect of cobalt on the microstructure of tempered martensitic 9Cr steel for ultra-supercritical power plants [J]. *Materials Science and Engineering:A*, 2009,510/511:88-94.

[15] 刘树勋,李培杰,曾大本,等. 析出硬化型热强钢中合金元素的作用机制[J]. 钢铁研究学报,2004,16(1):44-48.  
(Liu Shu-xun,Li Pei-jie,Zeng Da-ben,et al. Mechanism of alloying elements in precipitation hardened hot steel [J]. *Journal of Iron and Steel Research*,2004,16(1):44-48.)

[16] Speich G R,Dabkowski D S,Porter L F. Strength and toughness of Fe-10Ni alloys containing C,Cr,Mo, and Co [J]. *Metallurgical Transactions*,1973,4(1):303-315.

[17] Maruyama K,Sawada K,Koike J. Strengthening mechanisms of creep resistant tempered martensitic steel [J]. *ISIJ International*,2001,41(6):641-653.