

热力学计算在高氮奥氏体不锈钢研究中的应用

Applications of Thermo-Calc in Research of High Nitrogen Austenitic Stainless Steels

郎宇平¹, 陈海涛¹, 翁宇庆², 屈华鹏¹

(1 钢铁研究总院 特殊钢研究所, 北京 100081;

2 中国金属学会, 北京 100711)

LANG Yu-ping¹, CHEN Hai-tao¹, WENG Yu-qing², QU Hua-peng¹

(1 Institute for Special Steels, Central Iron and Steel Research

Institute, Beijing 100081, China; 2 The Chinese

Society for Metals, Beijing 100711, China)

摘要: 采用 Thermo-Calc 软件, 计算了碳、铬、锰、镍元素和压力因素对 22Cr 高氮奥氏体不锈钢氮溶解度、凝固过程中相转变以及析出相的影响, 并对设计的新型高氮奥氏体不锈钢组织及析出相进行了研究。结果表明: 铬元素主要增加液态钢的氮溶解度, 增加 0.1% (质量分数) 的碳即能显著增大奥氏体不锈钢在高温凝固时的最小氮溶解度。锰元素既增加液态钢中的饱和氮溶解度, 又增加凝固初期的最小氮溶解度。适当的锰含量能扩大并稳定奥氏体相区, 避免“铁素体阱”的出现。少量的镍含量既增加奥氏体不锈钢高温凝固时的最小氮溶解度, 缩小高温 δ 铁素体存在的温度区间, 也能使钢在室温下有完全的奥氏体组织。加压冶炼能有效促进氮溶解度。新型高氮奥氏体不锈钢的析出相主要为 Cr_{23}C_6 , Cr_2N 。采用热力学计算工具可以对高氮奥氏体不锈钢的冶炼、组织控制、热处理和热加工提供科学的指导。

关键词: Thermo-Calc; 高氮奥氏体不锈钢; 氮溶解度; 合金设计

doi: 10.3969/j.issn.1001-4381.2013.05.004

中图分类号: TG142.71 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2013)05-0016-07

Abstract: The Thermo-Calc software was used to calculate the influence of pressure factor and elements including C, Cr, Mn and Ni on the solubility of nitrogen, the phase transformation during solidification in high nitrogen austenitic stainless steel with 22% (mass fraction) Cr. The microstructures and precipitates of new designed high austenitic stainless steel were studied also. The results show that Cr increases mainly the solubility of nitrogen in liquid steel. With about 0.1% C the minimum solubility of nitrogen during higher solidification temperature is enhanced remarkably. Mn increases not only the solubility of nitrogen in liquid steel but also the minimum solubility of nitrogen during earlier solidification. With proper Mn the phase area of austenite is extended and more stably, also the “ferrite trap” can be avoided. With a little nickel less than 2% the minimum solubility of nitrogen during higher solidification temperature is enhanced and the temperature extension of δ phase presence is reduced, also to make sure full austenite in steel at room temperature. Melting under pressure is efficiently to increase the solubility of nitrogen. The main precipitates of new high austenitic stainless steel are Cr_{23}C_6 and Cr_2N . To use thermodynamic calculation tools can be beneficial to research the melting, structure, heat treatment and hot working of high nitrogen austenitic stainless steels.

Key words: Thermo-Calc; high nitrogen austenitic stainless steel; nitrogen solubility; alloy design

氮合金化奥氏体不锈钢由于其优良的综合性能以及经济性获得越来越多的重视和应用。对于奥氏体不锈钢来说, 合金元素氮的加入导致了其性能的明显变

化。首先, 固溶氮的加入, 显著提高奥氏体不锈钢的屈服强度和抗拉强度, 同时并不降低其塑韧性。这在很大程度上弥补了奥氏体不锈钢强度不足的弱点, 并为

设计新型高强高韧钢提供了新的思路^[1-4]。其次,固溶氮的加入,促进了奥氏体不锈钢的耐蚀性能,尤其是耐点蚀和缝隙腐蚀性能^[5-7]。此外,氮的加入,使得不锈钢中的奥氏体相更加稳定,还能提高不锈钢的耐磨性能^[1,8]。

正是基于上述现象,各国研究者对氮合金化不锈钢展开了全面的研究。这些研究可以分为两大方向:一是基于普通奥氏体不锈钢如 304, 316 类型,加入一定氮含量,以适当提高强度和耐蚀性并减少镍含量降低成本为目的;二是追求高性能不锈钢,研究开发高氮不锈钢。由于氮在奥氏体中的溶解度明显大于其在铁素体、马氏体中的溶解度,因此这部分工作更多地是围绕高氮奥氏体不锈钢展开,包括部分超级奥氏体不锈钢。该类研究的核心问题之一就是高氮的加入,目前有两个主要途径:一是采用加压冶炼;二是通过合金设计,选择合适的合金体系,在常压下实现高氮不锈钢的冶炼制造。加压冶炼由于制造成本高,技术难度大,更多地用于特殊用途不锈钢的制造,很难推广。而在常压下制造高氮不锈钢的思路由于其较低的制造成本和显著的性能改变,越来越多地吸引人们的注意,成为高氮不锈钢研究的主要方向之一。

研究氮合金化不锈钢的最大技术难点在于如何设计适当的合金体系以最大限度地增加氮溶解度从而分享固溶氮带来的诸多益处。随着热力学软件 Thermo-Calc 在材料研究中的逐步推广应用,其在氮合金化奥氏体不锈钢研究中的有益作用越来越被重视^[9]。本文详细介绍了 Thermo-Calc 热力学软件在氮合金化奥氏体不锈钢研究中的几种应用,计算了主要合金元素对氮合金化不锈钢的氮溶解度、凝固过程相转变以及析出相的影响,最终设计出低成本、无磁、高性能的高氮奥氏体不锈钢。

1 合金元素对氮饱和和溶解度的影响

1.1 氮溶解度

很长一段时间,研究者在考虑氮溶解度时,主要集中在熔融态,即液态钢中的饱和溶解度。促进氮溶解度的合金元素有铬、锰、钼、钒、铌等,降低其溶解度的有镍、铜、硅、碳、铝等^[10]。在常压冶炼下,氮在液态钢液中的溶解度可以根据式(1)计算^[11]:

$$\begin{aligned} \log[\%N] = & -\frac{293}{T} - 1.16 - \left\{ \left(\frac{3757}{T} - 0.81 \right) \sum_i e_{NT}^{X_i} \times \right. \\ & [\%X_i] + \left(\frac{5132}{T} - 1.48 \right) \times 0.5 \times \sum_i r_{NT}^{X_i} \times \\ & [\%X_i]^2 + \left(\frac{8124}{T} - 3.06 \right) \times \frac{1}{6} \times \sum_i q_{NT}^{X_i} \times \end{aligned}$$

$$[\%X_i]^3 \} + 0.5 \log P_{N_2} \quad (1)$$

式中: X_i 为 i 元素的含量; $e_{NT}^{X_i}$, $r_{NT}^{X_i}$, $q_{NT}^{X_i}$ 分别为 i 元素的一、二、三级反应参数。

从式(1)可以看到,液态钢中氮的溶解度主要受合金元素及其含量的影响,冶炼温度也是一个重要因素。相同成分下,冶炼温度越高,氮的溶解度越低。根据不同元素的反应参数,可计算出其对钢液中氮饱和和溶解度的影响。但是反应参数的获得,需要大量的实验基础,因此采用公式(1)进行计算,实际操作难度较大。利用 Thermo-Calc 软件计算,可简化上述计算过程。图 1 示出了 0.1C-17Mn-1.5Ni-Fe 合金中不同铬含量液态钢中饱和氮溶解度的变化。不管是高铬还是低铬,随着钢液温度的降低,饱和氮溶解度逐渐升高,直到凝固初期(液相线)达到一个最高值。铬含量显著影响钢液中的饱和氮溶解度。随着铬含量从 17%(质量分数,下同)增加到 23%,饱和氮溶解度值也相应增加。铬含量为 21% 的钢液中饱和氮溶解度最大可达到 0.81%。同样的计算还表明:碳、镍含量对液态钢的饱和氮溶解度影响并不明显。

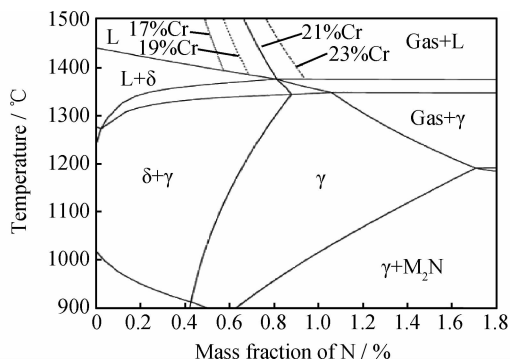


图 1 Cr 含量对钢液饱和氮溶解度的影响

Fig. 1 The influence of Cr on the nitrogen solubility in liquid steel

碳、镍对氮溶解度的影响主要体现在凝固过程,特别是凝固初期。传统不锈钢理论认为,在奥氏体不锈钢中,碳含量过高,容易产生晶间腐蚀。因此,在设计奥氏体不锈钢时,一般均将碳控制在 0.03% 以下,以保证即使在敏化态也不发生晶间腐蚀。这种设计带来的不足是进一步降低了奥氏体不锈钢的强度。热力学计算表明:适当碳含量不仅可增加奥氏体不锈钢的强度,并且对氮合金化奥氏体不锈钢凝固过程中饱和氮溶解度的影响也十分明显。图 2 显示的是不同碳含量下,22Cr-17Mn-1.5Ni-Fe 合金凝固过程中相的变化。

在液态时,钢从 1600°C 高温冷却下来,钢中饱和氮溶解度逐渐增大,这和公式(1)中的计算结果是一致的。

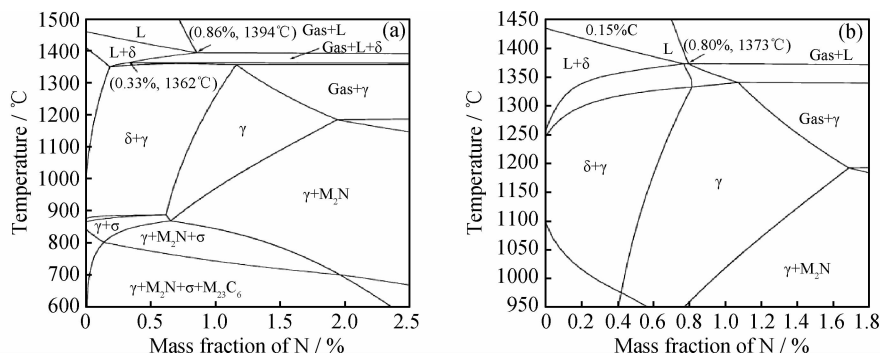


图 2 凝固过程中 C 含量对饱和氮溶解度的影响 (a) 0.03% C; (b) 0.15% C

Fig. 2 The influence of C on the nitrogen solubility during solidification (a) 0.03% C; (b) 0.15% C

的。随着钢中 δ 相的析出, 钢的饱和氮溶解度值减小。进一步降温, 钢液中开始析出 γ 相, 此时饱和氮溶解度又逐步增大, 并随着 γ 凝固相的增多而增大。在整个凝固过程中, 饱和氮溶解度的变化趋势是一致的, 不同的是变化的程度。对于无碳钢, 由于 δ 相的析出导致饱和氮溶解度降低的程度更严重, 最多可降至 0.33%, 而含 0.15% 碳钢氮溶解度最低值为 0.63%。这一计算结果表明, 碳阻止凝固过程中因 δ 相的析出引起的氮溶解度的下降。根据 G. Stein 等提出的凝固模型^[12], 碳的这一作用将抑制 δ 枝晶与钢液接触的局部区域氮气泡的产生, 从而有利于凝固过程中氮的溶解和保持。

镍和碳有相似的作用。图 3 计算结果表明, 在 22Cr-17Mn-Fe 合金体系中, 适当增加镍含量, 并不改变液态钢中的饱和氮溶解度, 但是却对凝固过程中饱和氮溶解度的变化影响较大。无镍时, 随着凝固先期 δ 铁素体的析出, 氮的饱和溶解度逐渐降低, 在 1367°C 时达到极低值 0.57%。当镍含量增加到 1.5%, 凝固初期, 氮的饱和溶解度不再降低。并且, 随着高温 γ 相的析出, 钢中氮的饱和溶解度反而增大。此外, 随镍含量增加, 高温 $\delta + \gamma$ 两相区变窄。实际生产时, 一定的镍含量有利于实验钢快速通过 $\delta + \gamma$ 双相区, 从而减少高温 δ 相的含量, 实现单一奥氏体组织。这对生产全奥氏体组织不锈钢来说是有益的。

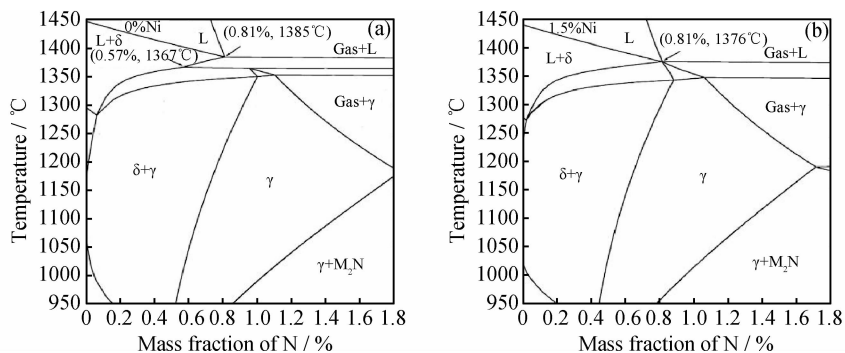


图 3 凝固过程中 Ni 含量对饱和氮溶解度的影响 (a) 0% Ni; (b) 1.5% Ni

Fig. 3 The influence of Ni on the nitrogen solubility during solidification (a) 0% Ni; (b) 1.5% Ni

对于氮合金化奥氏体不锈钢, 锰是不可或缺的元素。一直以来, 人们对锰在高氮不锈钢中的作用争议较大。一方面, 锰促进氮的溶解, 有助于奥氏体相的稳定。但是另一方面, 锰极易与钢中的硫结合生成 MnS 夹杂, 成为点蚀起源, 降低不锈钢的耐蚀性能。为此, 锰含量在高氮不锈钢中需严格界定。图 4 显示为不同锰含量在 22Cr-1.5Ni-Fe 合金体系中饱和氮溶解度值的变化情况。可以非常清晰地看到, 随着锰含量的增加, 不仅液态钢中的饱和氮溶解度值逐渐增大 (在

17%Mn 时极值可达 0.81%), 而且在凝固初期, 先共析 δ 铁素体对氮溶解度的负面影响也逐渐减弱。当锰含量增加到 17% 时, 因高温 δ 相的析出导致的氮饱和溶解度值降低的现象消失, 不再成为增加氮含量的瓶颈。因此, 锰对氮合金化不锈钢来说, 具有非常重要的有益作用。此外, 锰对不锈钢高温 γ 相区也有明显影响。图 5 为不同锰含量在 22Cr-1.5Ni-Fe 合金中与氮含量及奥氏体相区的关系。从图 5 可以看到, 随着锰含量的增加, 高温 γ 相区变大, 表明 γ 相区变得更加稳

定。这和 Li H. X. 的计算结果一致^[13]。当锰含量超过 12% 时, γ 相区总体略微向右下方移动。考虑到相区右侧即为饱和氮溶解度, 因此, 锰含量的增加, 增大了 γ 相区的饱和氮溶解度。锰的这种作用是其氮合金化不锈钢中的最有益之处, 即锰扩大并稳定奥氏体相区, 促进氮在不锈钢中的溶解度。

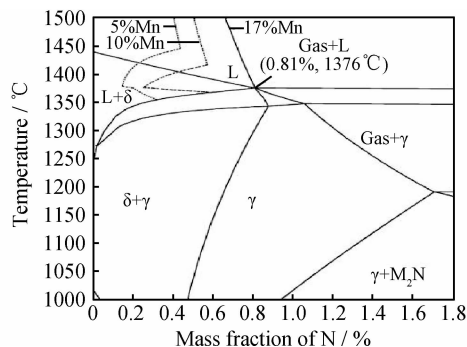


图 4 Mn 含量对饱和氮溶解度的影响

Fig. 4 The influence of Mn on the nitrogen solubility

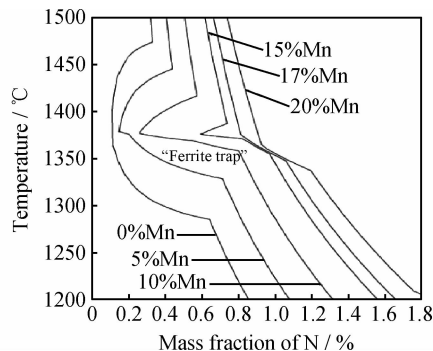


图 6 Mn 含量对“铁素体阱”的影响

Fig. 6 The influence of Mn on the “ferrite trap”

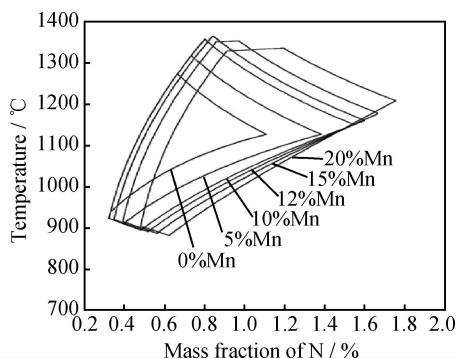


图 5 Mn 含量对 γ 相区的影响

Fig. 5 The influence of Mn on the phase γ

1.2 铁素体阱

对于低牌号奥氏体不锈钢, 在凝固过程中不可避免地要在 1200~1500°C 时经历一个“铁素体阱”^[12]。“铁素体阱”的出现对氮的溶解度会有很大的影响。一般人们在研制和生产氮合金化不锈钢时, 主要关注的是如何将氮加入到不锈钢中。这样在实际生产时, 常常出现下面的现象: 钢液中氮加入了, 但在凝固过程中, 受“铁素体阱”的影响, 局部氮逸出, 造成局部缺陷, 严重时会产生大量皮下气泡。皮下气泡的出现往往会在后期轧制、锻造变形过程中留下缺陷, 影响产品的最终使用。如何避免凝固过程中“铁素体阱”的出现, 是氮合金化不锈钢合金设计时必须考虑的一个问题。“铁素体阱”的出现, 本质上是奥氏体形成元素含量不够, 导致凝固时先期有一个 $\delta + \gamma$ 相共析的过程。从前面的计算结果可以看到, 奥氏体形成元素碳、镍、锰都

有效抑制“铁素体阱”的出现。因此, 在合金设计时, 可以根据成分、成本以及性能的要求, 有选择地增加奥氏体形成元素的含量。图 6 为不同锰含量对 22Cr-1.5Ni-Fe 合金体系中“铁素体阱”的影响。从计算结果看, 锰含量的增加可有效地缩小“铁素体阱”的出现, 保证氮在凝固过程中不逸出。

2 压力对饱和氮溶解度的影响

对钢铁冶炼来说, 有三大热力学因素: 化学成分, 温度和压力。之前的冶炼更关注于前两个因素的作用, 而忽视了压力的影响。随着 20 世纪 70 年代开始加压冶炼技术的出现, 压力因素越来越多地被利用到特种合金的冶炼中。压力对不锈钢中氮的溶解度影响显著, 图 7 为不同压力下 Fe-21Cr-17Mn 合金体系中高温奥氏体相中氮的饱和溶解度的变化。在负压情况下(真空冶炼或破真空适当充气), 氮的饱和溶解度值较低。随着压力的增加, 高温奥氏体相中氮饱和溶解度值增大, 在 5×10^5 Pa 的正压情况下(加压冶炼), 氮的饱和溶解度可达到 2.2% 以上。压力可显著增加不锈钢中氮的饱和溶解度值, 有益于发挥固溶氮在不锈钢中的作用。对于氮合金化不锈钢, 根据不同用途的不同要求, 部分合金在设计时限制锰、镍含量, 或者为满足耐蚀性的要求, 需添加适量钼含量, 此类合金以耐腐蚀性能为主, 兼具良好的力学性能, 在海洋工程和部分油气开采领域中应用。此类合金在常压下仅靠温度控制和适当的成分调整已不能满足高氮冶炼的要求, 必须采用加压冶炼。加压冶炼包括加压感应炉冶炼和加压电渣炉冶炼。目前从设备能力来看, 不管是感应炉还是电渣炉, 压力均可达 6×10^6 Pa 以上。但是从工业推广应用来看, 加压感应炉更适合制造小锭型产品, 加压电渣炉可实现大锭型产品的工业生产, 不过对原料(电极)的要求较严格。

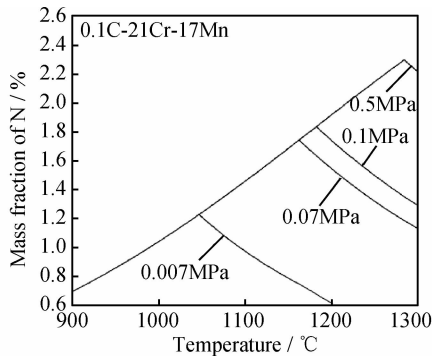


图 7 压力对氮溶解度的影响

Fig. 7 The influence of pressure on the nitrogen solubility

3 热力学计算的应用

根据热力学计算的结果,针对不同的合金体系,在冶炼时可选择不同的冶炼工艺。目前冶炼氮合金化不锈钢可采用真空感应炉、非真空感应炉、电炉+氩氧脱碳法(Argon-Oxygen Decarburization, AOD)、加压炉等工业装备。真空感应炉冶炼时需在精炼后破真空加氮化合金,不是最适宜的工艺。非真空感应炉和电炉+AOD工艺,均是在常压下进行,冶炼成本相对较低,并容易实现氮的加入。非真空冶炼时,布料顺序非常关键。基本原则是:有利于氮溶解的合金如铬需先

期加入,锰的加入比较复杂。从氮溶解角度考虑,需要先期加入。但是锰在冶炼时有锰蒸气挥发,不利于锰含量控制和环保。因此综合考虑,可先期适当布置部分锰合金,然后在加入氮化合金前再全部加入。此外,非真空冶炼对造渣工艺要求严格,需选择适宜的渣系。造渣既是脱氧精炼的要求,另一方面也可保护氮气的逸出。在所有工艺里,电炉+AOD冶炼是最经济又有效的办法,适宜工业化批量生产。只要对合金体系设计合理,并采用适宜的AOD吹炼工艺,可实现氮含量高达0.6%以上的不锈钢工业化生产。而加压炉冶炼对于生产特殊合金是非常有效的工艺,但是有关加压炉冶炼的工艺,由于前期积累不多,需针对具体钢种,选择合适的充压气体(如 N_2 , Ar_2 等)和适宜的压力。

采用热力学计算方法后,可以减少对实验钢的依赖。具体来说,经热力学计算后,某合金体系具有什么样的组织,基本上在冶炼前就大致有判断了,仅需采用少量的成分组合进行验证即可。例如,对于Fe-21Cr-16Mn合金体系,不同氮含量决定了材料是否为单相奥氏体或双相钢(奥氏体+铁素体)。图8是0.56N和0.64N两种钢的组织。可以看到,0.56N钢中存在一定量的铁素体组织,经测算,铁素体含量在3%~5%,而0.64N的钢种则为完全奥氏体组织。

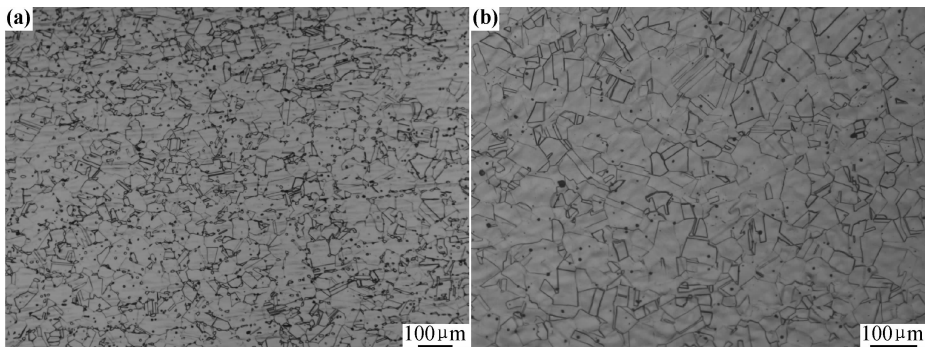


图 8 氮含量对组织的影响 (a)0.56N;(b)0.64N

Fig. 8 The influence of nitrogen on the microstructures (a)0.56N;(b)0.64N

热力学计算相图的另一个用途是,可以参考制定热处理制度和热加工过程中的控制温度。举例来说,对于Fe-21Cr-17Mn-1.5Ni-0.6N合金体系,为保证完全奥氏体组织,固溶温度的选择可根据高温 γ 相的区域来确定。如图1所示,氮含量为0.6%时,对应的 γ 相区上沿线对应温度大约为1130℃。据此,固溶温度只要低于此温度,就可以保证固溶处理后组织为完全奥氏体组织。而热加工过程中的温度控制,主要是避免有害中间相的析出。同样对Fe-21Cr-17Mn-1.5Ni-0.6N合金体系来说,根据计算相

图,实验钢在600~900℃时,存在 $Cr_{23}C_6$ 和 Cr_2N 析出物。此两类析出物的存在,将严重恶化实验钢的耐腐蚀性能和冲击韧性,是热加工和最终热处理必须避免出现的。实际研究时,采用实验方法绘制的 $Cr_{23}C_6$ 、 Cr_2N 析出曲线如图9所示。从曲线判断,此类钢的 $Cr_{23}C_6$ 和 Cr_2N 析出敏感温度(“鼻尖”温度)分别对应于850℃和900℃,与相图计算结果吻合。当然,热力学计算结果仅仅只是表明相的存在区域和热力学上的可能性,而实际结果还需结合动力学的条件进行具体分析。

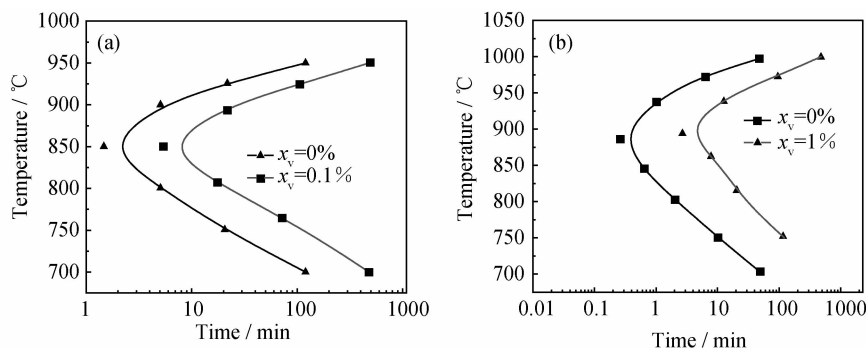


图9 高氮不锈钢中的析出物曲线 (a)Cr₂₃C₆析出物曲线;(b)Cr₂N析出物曲线

Fig. 9 The curves of precipitates of Cr₂₃C₆ and Cr₂N

(a)the precipitate curves of Cr₂₃C₆;(b)the precipitate curves of Cr₂N

以热力学计算为指导,将其贯穿到新型资源节约型奥氏体不锈钢的研究过程中。根据计算结果,实验分别选取铬含量 20%~22%,镍含量 0%~2%,锰含量 16%~18%波动,并采用非真空感应炉和真空感应炉两种装备进行冶炼。分析结果表明,铬、锰含量促进固溶氮的溶解。合金体系为 1Cr20Mn16N 的实验钢,氮含量在 0.55%即出现皮下气泡,真空冶炼出现皮下气泡的现象更甚。合金体系为 1Cr22Mn18Ni2N 的实验钢,氮含量即使达到 0.77%,也未出现皮下气泡现象。合金体系为 1Cr21Mn16N0.55 的实验钢,出现部分铁素体组织(含量小于 15%)。

根据上述实验结果,进一步按照热力学计算结果优化合金体系。主要确保钢种既不出现皮下气泡,并且组织为完全奥氏体。仍然采用非真空感应炉和真空感应炉两种装备,冶炼出了合金体系为 1Cr21Mn17Ni2N 的奥氏体不锈钢。钢锭扒皮后,未发现皮下气泡。经检验,该实验钢的屈服强度达到 550MPa 以上,是普通 AISI304 不锈钢的 2 倍以上;其组织为完全奥氏体组织,相对磁导率小于 1.005,具有优良的低磁导率性能。由于合金中仅采用 2%以下的镍含量,其材料成本低于 AISI304。

4 关于氮合金化不锈钢合金设计的思考

在研究氮合金化不锈钢时,其中主要的一个目标就是如何使合金元素氮的有益作用最大化的发挥。需要明确的是,氮对不锈钢的有益作用只有当其以间隙氮原子存在于晶体间隙时才能表现出来,而一旦其以氮化物(如 Cr₂N)的形式存在,其作用不仅无益,甚至对耐蚀性能有害^[14]。发挥氮的有益作用,就是要提高合金体系中氮的饱和溶解度。从前面的论述中,可以看到,适宜的合金体系和加压冶炼是促进氮溶解度的

有效措施。在进行合金体系设计时,首要的一点是必须保证不锈钢的组织为奥氏体组织,不管是最终组织还是加工过程中的组织,因为只有奥氏体组织的八面体晶体结构,才能最大化地促进氮溶解度,而其他如马氏体、铁素体组织对氮的溶解非常有限。这也是在设计氮合金化不锈钢时是否含镍以及含多少镍时考虑的主要因素。当然,镍对不锈钢低温韧性的有益作用也必须考虑。其次,对于有利于氮溶解的合金元素如铬、锰、钼等元素,其在合金体系中可以适当考虑。对于铬元素,一般来说,必须要保证其含量在 17%以上才能获得比较满意的耐蚀性^[15]。锰元素的作用,如前所述,主要是扩大并稳定奥氏体相区,促进氮溶解。相比其对耐蚀性的弱影响,锰对组织的作用更有利于氮合金化不锈钢的设计,特别是对以力学性能为主,兼顾耐蚀性的承力结构不锈钢。这里要避免一个误区,即为降低成本,一味地降低不锈钢中的铬、镍含量,生产制造所谓的“200 系”不锈钢。这种所谓的“200 系”材料的主要特征是低镍(Ni≤1%)、低铬(Cr≤15%)。其中大多数材料已经违背了不锈钢的科学原理,成为典型的“易锈钢”。其对消费者的误导和资源的浪费非常严重,需严格禁止。

5 结论

(1)合金元素对氮在不锈钢中的饱和溶解度和凝固过程影响显著。铬元素主要增加液态钢的氮溶解度,增加 0.1%的碳即能显著增大奥氏体不锈钢在高温凝固时的最小氮溶解度。少量的镍含量既增加奥氏体不锈钢高温凝固时的最小氮溶解度,缩小高温 δ 铁素体存在的温度区间,也能使钢在室温下有完全的奥氏体组织。

(2)锰元素既增加液态钢中的饱和氮溶解度,又增

加凝固初期的最小氮溶解度。适当的锰含量能扩大并稳定奥氏体相区,避免“铁素体阱”的出现。

(3) 加压冶炼能弥补部分合金体系常压下氮溶解度有限的不足,增加冶炼时气体压力能有效促进氮在不锈钢中的溶解度。

(4) 采用热力学计算工具可以对高氮奥氏体不锈钢的冶炼、组织控制、热处理和热加工提供科学的指导。新型高氮奥氏体不锈钢的析出相主要为 Cr_{23}C_6 , Cr_2N , 热力学计算结果和实验结果吻合。

参考文献

- [1] HANNINEN H E. Application and performance of high nitrogen steels[A]. AKDUT N, COOMAN B C DE, FOCT J. High Nitrogen Steels 2004 [C]. Germany: GRIPS media GmbH, 2004. 371—380.
- [2] SIMMONS J W. Mechanical properties of isothermally aged high nitrogen stainless steel[J]. Metall and Mater Trans A, 1995, 26 (8): 2085—2101.
- [3] GAVRILJUK V G, BERNIS H. High Nitrogen Steels[M]. Germany: Springer-Verlag, 1999. 133—136.
- [4] SPEIDEL M O, ZHENG-CUI Ming-ling, High-nitrogen austenitic stainless steels[A]. SPEIDEL M O. High Nitrogen Steel 2003 [C]. Swiss: vdf, Hochsch-Verl an der ETH Zürich, 2003. 63—73.
- [5] NORMAND B. Nitrogen contribution in passivity of high nitrogen stainless steels[A]. AKDUT N, COOMAN B C DE, FOCT J. High Nitrogen Steels 2004 [C]. Germany: GRIPS media GmbH, 2004. 509—520.
- [6] LANG Yu-ping, JIN Wei-song, RONG Fan, et al. Corrosion behavior of new metastable austenitic stainless steels[A]. DONG Han, SU Jie, SPEIDEL M O. Proceedings of International Conference on High Nitrogen Steels 2006 [C]. China: Metallurgical Industry Press, 2006. 214—220.
- [7] GRABKE H J. The role of nitrogen in the corrosion of iron and steels[J]. ISIJ Inter, 1996, 36(7): 777—786.
- [8] NARKEVICH N A, IVANOVA E A, PANIN V E. Nitrogen-doped chromium-manganese cast iron used to obtain wear-resist-

ant coatings by electron beam deposition[A]. DONG Han, SU Jie, SPEIDEL M O. Proceedings of International Conference on High Nitrogen Steels 2006 [C]. China: Metallurgical Industry Press, 2006. 462—468.

- [9] GAVRILJUK V G. Atomic interactions and mechanisms of strengthening in nitrogen steels[A]. DONG Han, SU Jie, SPEIDEL M O. Proceedings of International Conference on High Nitrogen Steels 2006 [C]. China: Metallurgical Industry Press, 2006. 3—12.
- [10] FEICHTINGER H K, STEIN G. Melting of high nitrogen steels[A]. HANNINEN H, HERTZMAN S, ROMU J. High Nitrogen Steels'98 [C]. Switzerland: Trans Tech Publications Ltd, 1998. 261—270.
- [11] KOWANDA C. Solubility of nitrogen in transition metals[A]. SPEIDEL M O. High Nitrogen Steel 2003 [C]. Swiss: vdf, Hochsch-Verl an der ETH Zürich, 2003. 75—90.
- [12] STEIN G, HUCKLENBROICH I. Manufacturing and applications of high nitrogen steels[A]. SPEIDEL M O. High Nitrogen Steel 2003 [C]. Swiss: vdf, Hochsch-Verl an der ETH Zürich, 2003. 21—30.
- [13] LI H X, WANG L J, REN Y P, et al. Thermodynamic calculation of the equilibrium phase-regions in the nickel-free 18Cr austenitic stainless steels with nitrogen[A]. DONG Han, SU Jie, SPEIDEL M O. Proceedings of International Conference on High Nitrogen Steels 2006 [C]. China: Metallurgical Industry Press, 2006. 241—245.
- [14] HEON Y H, HYUKSANG K. Effects of Cr_2N on the pitting corrosion of high nitrogen stainless steels[J]. Electrochimica Acta, 2007, 52(5): 2172—2180.
- [15] 陆世英, 张廷凯, 杨长强, 等. 不锈钢[M]. 北京: 原子能出版社, 1995. 215—217.

基金项目: 国家科技支撑计划资助项目 (2012BAE04B01)

收稿日期: 2012-03-26; 修订日期: 2012-08-15

作者简介: 郎宇平 (1973—), 男, 高工, 主要从事不锈钢及耐蚀合金研究, 联系地址: 北京市海淀区学院南路 76 号钢铁研究总院特殊钢研究所 (100081), E-mail: langyuping@nercast.com

***** (上接第 15 页)

- [17] AYAO KITAHARA, AKIRA WATANABE. 界面电现象[M]. 邓彤, 赵学范, 译. 北京: 北京大学出版社, 1992.
- [18] 黄颐. 30CrMnSiNi2A 和 300M 高强钢在两种腐蚀环境下的腐蚀行为研究[D]. 北京: 北京航空航天大学, 2011.
- [19] 徐火平, 刘慧丛, 朱立群, 等. 盐水环境下高强铝合金暴露面积对腐蚀行为的影响[J]. 材料工程, 2010, (5): 41—46.
- XU Huo-ping, LIU Hui-cong, ZHU Li-qun, et al. Effects of exposed area on corrosion behavior of high strength aluminum alloys in salt water[J]. Journal of Materials Engineering, 2010, (5): 41—46.
- [20] 朱做涛, 穆志韬, 苏维国, 等. 基于图像处理技术的铝合金腐蚀等级评定方法[J]. 南京航空航天大学学报, 2010, 42(3): 383—386.

ZHU Zuo-tao, MU Zhi-tao, SU Wei-guo, et al. Corrosion grade evaluation of aluminum alloy based on image processing technique[J]. Journal of Nanjing University of Aeronautics & Astronautics, 2010, 42(3): 383—386.

收稿日期: 2012-04-13; 修订日期: 2012-10-08

作者简介: 管琪 (1986—), 男, 硕士研究生, 主要从事腐蚀与防护研究, 联系地址: 北京市海淀区学院路 37 号北京航空航天大学四号教学楼 222 室 (100191), E-mail: guanqi@mse.buaa.edu.cn

通讯作者: 朱立群 (1955—), 男, 教授, 从事腐蚀与防护研究, 联系地址: 北京市海淀区学院路 37 号北京航空航天大学四号教学楼 222 室 (100191), E-mail: zhulq@buaa.edu.cn