

钒在微合金钢中的作用

钢铁研究总院

钒在微合金钢中的作用

R. 兰纳伯格 等著

杨才福 柳书平 张永权 编译

钢铁研究院

2000年8月

序

“钒在微合金钢中的作用”一书，是瑞典金属研究所 R.Lagneborg 等人以过去 25 年的研究工作为基础，并参考其它国家相关的研究成果综合编写而成的，是美国钒公司的冶金顾问、世界著名的冶金专家 Michael Korchynsky 博士推荐的，由钢铁研究总院杨才福教授等人编译写成的。

全书共分八章。前四章主要介绍了钒微合金结构钢的发展、含钒钢的相平衡热力学预测、微合金化对奥氏体的影响、钒在铁素体中的析出及其对强度的影响。后四章主要介绍了钒在微合金钢的热机械加工工艺（TMCP）、连铸和焊接等生产工艺过程中的作用。

该书的特点是以钒在 TMCP 中的作用为重点，全面阐述了钒在微合金钢中的作用和目前钒微合金化技术的最新研究成果，探讨了钒对微观组织演变与性能关系的影响，是迄今为止关于钒在微合金钢中作用的最全面的论述，它对从事含钒微合金钢研究的科研院所和大专院校的科研人员、对从事生产含钒微合金钢钢铁厂的工程师都是一本不可多得的好参考书，对使用含钒微合金钢用户的工程技术人员也有一定的参考价值。

我国是钒资源的大国，储量丰富，钒制品产量居世界第三位，因此，我国发展钒微合金化钢具有资源上的优势。目前我国钢材产品中长形材占主导地位，提高其产品质量、开发高附加值品种对我国钢铁工业的发展具有特别重要的意义。钒微合金化技术非常适合长形材的生产工艺。因此，该书的出版对应用钒微合金化技术、提高我国钢材品种质量必将起到积极的推动和促进作用，具有现实指导意义。特别是当前，我国正在大力推广应用 400MPa III 级钢筋来代替 II 级钢筋，采用钒、氮微合金化技术是一条比较经济有效的途径，它可节约钒 20~40%，具有显著的经济效益。

中国钢铁工业协会 会长
原冶金工业部 副部长

吴溪淳

内 容 提 要

根据钒对微观组织演变和机械性能的影响,本文全面综述了钒在微合金钢中的作用,着重描述了钒在热机械加工工艺(TMCP)中的作用。以瑞典金属所在过去 25 年的工作为基础,同时参考了相关的文献资料,完整地描述了本领域目前的科学认识,全面探讨了与微观组织形成及性能有关的本质现象的认识和理解,范围涉及微合金化对奥氏体晶粒长大和再结晶的阻碍作用、在铁素体中的沉淀析出及其强化作用等。根据 Thermo-Calc 热力学软件及其数据库系统,瑞典金属所开发了专门的微合金数据库,它可以实现对微合金钢中相变热力学函数和相平衡的可靠预测。文中阐述了钒在微合金钢所涉及的重要工艺步骤中的作用,如 TMCP、连铸和焊接等。与铌、钛等微合金化元素相比,钒有着本质上的差异。钒的碳-氮化物的溶解度大,而其氮化物的溶解度比碳化物低约两个数量级,这与铌正好相反,与钛相似。为优化合金设计和热机械加工工艺过程,需要根据微合金化元素的这些不同特点确定其适当的加入量。为达到铁素体晶粒的最大细化效果($\sim 4\mu\text{m}$),钒微合金钢控轧时应采用反复再结晶轧制工艺,即所谓的再结晶控轧工艺,这与铌微合金钢在未再结晶区采用低温高压下的传统控轧工艺完全不同。再结晶控轧工艺具有很多优势,它容许较低的再加热温度和较高的终轧温度。与铌相比,钒的另一个优势是,其在奥氏体中有更大的溶解度,从而减小了钒钢铸坯中的热裂纹倾向,热轧前粗大的碳氮化钒化合物也比碳化铌更易溶解。碳氮化钒相对较高的溶解度,加上氮化钒的溶解度远低于碳化钒,使得钒成为一种容易控制且其有强烈沉淀强化作用的元素。因为 VN 和 VC 溶解度的差异使得氮成为钒钢中一个重要的微合金化元素,它在很大程度上决定了钢中析出相的密度及其沉淀强化效果。氮在铁素体中的溶解度比碳高,在 V(C,N)析出前,钢中所有的氮通常都溶解在铁素体中,而碳由于奥氏体/铁素体或铁素体/渗碳体的平衡作用而只有很小一部分溶在铁素体中,因此,通过精确控制氮加入量就可以方便地控制 V(C,N)的析出强化。瑞典金属所最近的研究表明,随钢中碳含量的增加,析出强化作用显著增强,这一影响在以前并未得到承认。增加钢中碳含量延迟了珠光体转变,使得奥氏体/铁素体平衡态所决定的较高碳含量能保持到更长的时间,从而在大部分氮消耗以后,能够产生富碳的碳氮化钒析出相。一般认为,氮会降低钢的韧性,在钒微合金化钢中,高氮含量($>0.010\%$)通常也被看作是恶化焊接性的原因。但最近的研究表明,通过合理选择焊接参数,在高氮钢中也能得到令人满意的焊接效果。在高氮含量和大热输入的条件下,冲击韧性的降低并不是由于氮含量引起的,而是取决于 HAZ 显微组织的改变。

目 录

序

内容提要

第一章 序言	(1)
1.1 钒的发现及其应用	(1)
1.2 钒的使用统计	(2)
1.3 钒微合金化结构钢的发展	(3)
1.4 本文的范围	(4)
第二章 合金系和热力学基础	(5)
2.1 热力学条件	(6)
2.2 Fe-V-C-N 体系的热力学描述	(8)
2.3 Fe-Ti-C-N 系统	(11)
2.4 Fe-Nb-C-N 系统	(13)
2.5 Fe-Al-B-C-N 系统	(13)
2.6 复合微合金化钢中析出颗粒的化学成分	(14)
2.7 析出热力学驱动力	(16)
2.8 碳化钒和氮化钒溶解度差异的实际影响	(17)
2.9 本章总结	(17)
第三章 微合金化对奥氏体的影响	(18)
3.1 微合金碳氮化物在奥氏体中的溶解与析出	(18)
3.2 阻止晶粒长大及晶粒粗化	(23)
3.3 对再结晶的影响	(27)
3.4 对奥氏体铁素体相变的影响	(28)
3.5 本章小结	(30)
第四章 铁素体中的析出	(31)
4.1 相间析出	(32)
4.2 相间析出机制	(35)

4.3 一般析出	(38)
4.4 析出对强度的影响	(40)
4.5 本章小结	(46)
第五章 热机械加工(TMCP)的原理和应用	(48)
5.1 再结晶控轧(RCR)与控轧工艺(CR)的基本原理	(48)
5.2 TMCP 材料的微观组织和力学性能	(49)
5.3 氮含量的影响	(53)
5.4 TMCP 工艺的实际应用	(55)
5.5 TMCP 轧制过程中的组织演变	(61)
5.6 本章小结	(63)
第六章 铸态组织	(65)
6.1 微观组织特征	(65)
6.2 铸造过程中的塑性	(68)
6.3 本章小结	(71)
第七章 焊接性	(72)
7.1 粗晶热影响区(HAZ)的组织 and 性能	(72)
7.2 氮和焊接参数对钒钢 HAZ 韧性的影响	(73)
7.3 韧性-组织关系	(77)
7.4 总结	(79)
第八章 总结--钒在微合金化钢中的最佳应用	(80)
8.1 热机械处理对奥氏体的改进	(80)
8.2 沉淀强化	(82)
8.3 铸造组织	(83)
8.4 HAZ 焊接性	(84)
8.5 钒微合金化钢技术与钢铁技术总体发展方向的相互作用	(84)
致谢	(86)
参考文献	(87)

第一章 序 言

1.1 钒的发现及其应用

钒是由瑞典科学家 N.G.Sefstrom 博士在 1830 年发现的。他在从事由 Taberg 矿石的铁矿中提炼球墨铸铁的研究时,获得了一种残留物,其中含有一种以前从未发现过的元素——钒。Sefstrom 的导师,著名的瑞典化学家 J.J.Berzelius 对这种新元素产生了兴趣。他在国际上宣布了 Sefstrom 的发现并就钒盐开展了大量研究工作。然而, Sefstrom 和 Berzelius 的工作只限于大量钒化合物的化学研究。直到 30 年之后,才由英国化学家 H.Roscoe 提炼出了金属钒。

基于 Sefstrom、Berzelius 和 Roscoe 的研究,钒早期是作为一种化学化合物来应用的。早期的应用实例如,墨水黑色剂和织物固苯胺黑色染料。到 1900 年,德国科学家发现钒盐可以作为很多化学反应的催化剂,这一发现使钒作为一种化学试剂得到了重要应用。

在十九世纪与二十世纪相交之际,随着冶金工艺技术的发展,实现了铁合金的商业化生产。为了促使钒能够作为合金化元素在钢中应用,在英国南威尔士建立了第一家生产厂,并给谢菲尔德大学的 Arnold 教授分配了一个特殊的任务——研究钒在各种钢中的合金化作用。

Arnold 等人在谢菲尔德大学的研究工作奠定了整个工、模具钢领域的基础,包括了从高速钢到冷作、热作模具钢。在所有这些应用中,钒的碳化物的高硬度以及其高温稳定性起关键作用。钒在工具钢中的合金化作用并未随时间的推移而减弱。新工艺、新技术的发展,特别是粉末冶金技术的发展,使得人们可以大幅度增加高速钢和冷作模具钢中硬化相的含量。因此,近年来,钒在工具钢中的应用亦有了大幅增长。

钒在工程用钢中的作用也早已得到证实。本世纪初,英国和法国的研究表明,钒合金化能使碳钢的强度大幅提高,尤其是在淬火加回火的工艺条件下,性能改善更为明显。在美国,一次偶然事件促使了钒在汽车用钢中的应用。亨利·福特一世在观看一次赛车比赛时,一辆法国轿车被撞毁,在检验汽车残骸时

他发现一根由瑞典生产的曲轴的破损度比预想的小得多。经过试验检验，发现该钢中含有钒。于是福特便采用钒合金化钢制作福特车的关键部件，以便更好地抵抗路面的震动与疲劳。然而，在当时的条件下（~1910 年），还缺乏对钒的有益作用的理解。现在，人们已经有了清楚的认识：在冷却和回火过程中，细小碳氮化钒的析出能提高钢的强度；在淬火或正火温度下，氮化钒能阻止晶粒长大，细化最终组织，从而改善钢的冲击性能。

钒微合金化的其他一些重要应用，主要集中在本世纪 70 年代前发展起来的高温电站用钢、钢轨钢以及铸铁等。

高强度低合金结构钢（HSLA）领域是所有钒的应用中意义最大的、也是目前用量最大的领域。这类钢另一与其合金化特点相称的名称是“微合金钢”。微合金钢的发展始于五十年代，下面还将对其发展历史进行评述。

除了用于钢和铸铁的合金化以外，钒还是航空航天工业中钛合金的重要添加元素。虽然钒合金由于其核物理特性、高温力学性能和耐腐蚀性已被应用于核反应堆，而且被认为是未来核反应堆的替代材料，但是，作为结构材料目前还没有得到大量的应用。

1.2 钒的使用统计

目前（1999 年），世界范围内钒的消耗量约为每年 34,000 吨，其中 28,000 吨用于西方国家。

钒主要应用于钢和铸铁的合金化，占总消耗量的 85%，并且这一比例相当稳定。其余部分用于化学试剂和钛合金。在世界范围内，作为钢中合金化所消耗的钒，约有 65% 是用于微合金化结构钢，其余的 35% 用于其它的含钒合金钢，如高速工具钢和高温低合金钢等。

钒的消耗量与钢产量密切相关。在过去 20 年中，钢产量相对稳定，因此钒的消耗量亦相对稳定，约保持在每吨钢 0.04 公斤的水平。但是，自 1992 年起，这一消耗水平已增至目前的每吨钢约 0.05 公斤，这与钒微合金化结构钢用量的增加有关。

1.3 钒微合金化结构钢的发展

微合金化结构钢和相应的控轧工艺的发展始于二十世纪五十年代后期。随着二战后焊接结构的广泛应用，考虑到碳对焊接结构韧性及焊接性的不利影响，通过增碳提高强度的手段受到实际应用上的限制。然而，晶粒细化可以同时提高材料的强度和韧性，因此，这种新的观点强烈刺激着新热轧工艺和新钢种的开发。同时人们认识到，微合金化元素的沉淀强化可以替代碳的强化作用，而且使焊接性得到改善。

过去，用于关键部位的结构型钢和钢板必须正火处理。到六、七十年代，一种低碳的钒微合金钢（0.15-0.20%C、0.10-0.15%V）、并且适当增加钢中氮含量（0.010-0.015%N）在这一领域获得了广泛应用，如厚壁油气管线钢。

六十年代早期，Bethlehem 钢铁公司开发了系列 V-N 钢，其 C、Mn 含量上限分别为 0.22%和 1.25%，屈服强度达 320-460MPa，以热轧态供货使用，规格包括了板、带和型钢的所有产品。

早期开发的钒微合金化带钢是 VAN80 钢，它是 1975 年左右由 Jones & Laughlin 开发的，其屈服强度达到 560MPa。该钢首次采用在线控制加速冷却工艺生产，通过利用微合金的析出增加了晶粒细化和强化作用。

1965 年左右，控轧工艺发展达到了商业化生产的水平。采用 Nb 微合金化，可以阻止热轧过程中的再结晶，因此随压下量的增加奥氏体晶粒逐渐被拉长，通过这种方法，奥氏体可以转变为非常细小的铁素体。为了提高强度，人们发现同时采用钒微合金化有利于增加强度。这类控轧 Nb-V 微合金钢（0.10%C，0.03%Nb 和 0.07%V）已广泛应用于管线制造。

随后开发的一种控轧工艺路线（约在 1980 年左右）是再结晶控制轧制。通过使每道次变形后的形变奥氏体的再结晶，可以同样达到上述控轧方法的晶粒细化效果。此工艺可采用较高的终轧温度，因此对轧机的轧制力要求较低，不但提高生产率，同时能在轧制力较弱的轧机上实现轧制生产。该工艺非常适合 Ti-V 微合金化钢的生产，因为这两种元素对再结晶的抑制作用都较弱，能够实现轧制过程的反复再结晶。

1.4 本文的范围

本文的目的是综述钒在微合金结构钢中的作用以及我们对钒影响钢的微观组织演变和机械性能的认识，着重论述了钒在热机械加工工艺中的作用。涉及到的钢种主要包括低碳到中碳含量的铁素体-珠光体型微合金化结构钢，而其它的含钒钢种，如工具钢、高速钢和低合金抗蠕变钢等，未包含在本文的综述之中。

本综述主要以瑞典金属所在过去 25 年间的工作为基础，同时也参考了其它相关的文献。需要强调的是，本文的意图并不是要评述在此领域的所有可能获得的参考文献。

阐述当前对这一学科的科学认识是本文的主要宗旨。因此，在本文前三章中主要讲述了如何理解含钒微合金钢的本质现象及其性能。内容涉及与钒钢相关的相平衡热力学预测、奥氏体中微合金化作用、铁素体中的沉淀析出及其对强度的影响。后三章综述了钒在微合金结构钢主要生产工艺过程中的作用，如热机械加工工艺、连铸和焊接工艺。

第二章 合金系和热力学基础

微合金化元素的强化作用是由于细小碳氮化物的弥散析出强化、碳氮化物阻止晶粒长大的晶粒细化作用、或者是两者综合作用的结果。为使相变前奥氏体晶粒保持细小尺寸，要求碳氮化物粒子在奥氏体中部分不溶或在热轧过程中有析出。为获得细小析出物（即粒子直径 2~5nm）以实现弥散强化效果，要求在奥氏体/铁素体相变过程中或相变后能够发生析出。

为了获得理想的冶金状态，需要对微合金化元素的碳化物和氮化物的溶解与析出行为有详细的认识和理解。图 2.1 给出了不同微合金化元素碳化物和氮化物的溶解度积，这些数据均取自最近的热力学评估结果。根据这些溶解度数据可了解不同微合金化元素所起的作用。尽管是一种简化，但给出每种碳化物和氮化物的溶解度仍为选择微合金化元素提出了明确的方向。可以看到 TiN 非常稳定，在再加热

或焊接的高温条件下都不会溶解。Nb 的碳化物和氮化物溶解度相对较低，在随后的轧制过程中析出。而钒在奥氏体中有很大的溶解度，即使在 1050℃ 的温度下也是如此。由图中还可以看到，氮化物比相应的碳化物溶解度低得多，对 Ti 和 V 来说这种差异尤其明显。

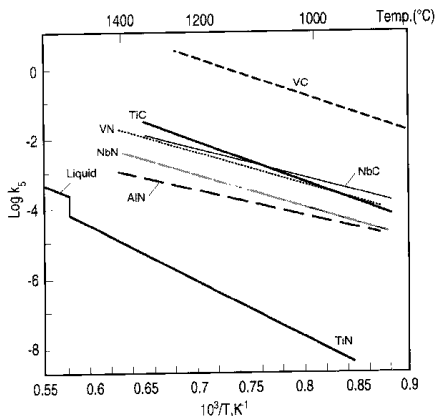


图 2.1 微合金化碳化物和氮化物的溶解度

通常而言, 图 2.1 所示的溶解度关系是一种简化的表达。若钢中含有多种与碳、氮有高亲和力的合金元素, 将会改变微合金化碳、氮化物的溶解度。

2.1 热力学条件

2.1.1 溶解度积的近似表达

如上所述, 碳化物和氮化物在奥氏体和铁素体中的溶解度通常以微合金化元素和碳、氮的重量百分比的溶解度积来表示。表达溶解度积温度函数的 Arrhenius 关系式如下:

$$\log k_s = \log[M][X] = A - B/T \quad (2.1)$$

此处 k_s 是平衡常数, $[M]$ 是微合金元素的固溶量 (wt%), $[X]$ 是碳或氮的固溶量 (wt%), A 和 B 是常数, T 是绝对温度。

一些作者努力测得了奥氏体中碳化物、氮化物和碳氮化物的溶解度^[2.1]。所有这些结果都以溶解度积的形式表达。然而不同作者提出的结果有时相差很大。分析已发表的 VC、VN、NbC、NbN、TiN 和 AlN 的溶解度数据 (图 2.2), 可以发现对每种碳化物/氮化物有多于十种的溶解度方程, 它们的温度散布范围相当大, 多数情况大于 150℃。需要指出的是, 当有多种微合金化元素存在且碳氮比改变时, 情况会变得更复杂。不同作者^[2.2]采用不同方法就碳和氮对碳氮化物形成的影响进行了处理。例如, 对于 Nb 微合金化钢, N 可通过改变有效碳浓度为 $[C+12/14N]$ 的形式加以考虑^[2.3]。

以溶解度积来表达溶解度作了以下假设: C、N 以及微合金元素的活度系数等于 1; 微合金元素处理为稀溶质; 忽略了体系中溶质间的任何交互作用。因此, 单独的溶解度方程只适用于具体的试验成分, 而不能用于预测在不同成分下的溶解度, 尤其是在溶质交互作用很显著的情况。碳化物和氮化物是非理想配比的, 因此在钢中析出时成分会发生变化。

碳化物和氮化物晶体结构的相似性使它们能够互溶。除 (V,Zr)N 外, 其它所有的 Ti、Nb、Zr 和 V 的碳化物和氮化物都表现出连续或无限互溶。由于 V 和 Zr 的原子尺寸差异较大, 它们的化合物只表现出有限互溶。需要强调的是,

Al 不同于 V、Nb、Ti 等其它微合金元素，因为在钢中它不形成碳化物，只形成氮化物（AlN），并且具有不同的晶体结构（密排六方）。因此，它与具有 NaCl 型立方晶体结构的 V、Nb、Ti 的碳、氮化物不能互溶。

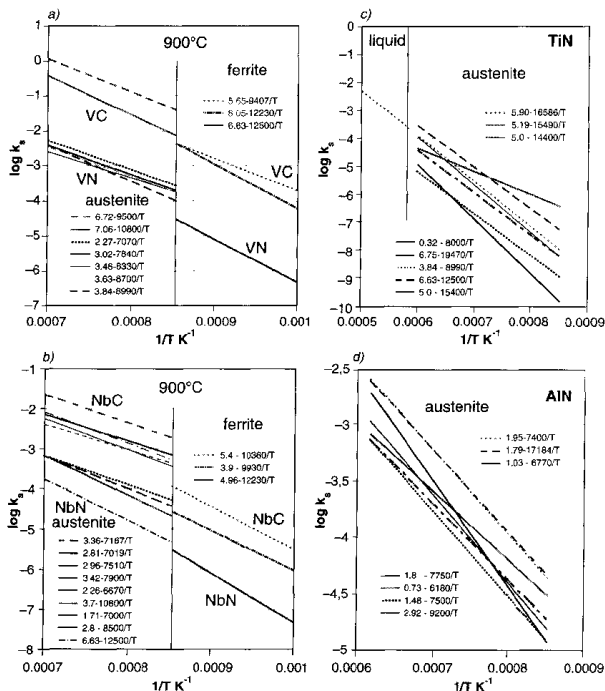


图 2.2 固溶度数据 (a) VC 和 VN (b) NbC 和 NbN (c) TiN (d) AlN

2.1.2 Thermo-Calc 模型

为了精确预测奥氏体/铁素体、碳-氮化物间的相平衡，需要建立描述过渡金属和碳、氮在奥氏体和金属碳-氮化物中的化学势与成分、温度因素的表达式函数。采用 Wagner 的三元稀溶体的表达式^[2,4]或由 Hillert 和 Staffanson 提出的亚点阵-亚规则固溶体模型^[2,5]可以分别描述奥氏体、铁素体和非化学计量比的碳-氮化物的热力学性质。如果忽略二次幂项，Wagner 表达式等价于规则溶体模型。

在 Hillert 和 Staffanson 提出的亚点阵-亚规则溶体模型中，每个相中的组分 M 的偏吉布斯自由能表达式如下：

$$G_m = RT \ln a_m = RT \ln x_m + {}^E G_m \quad (2.2)$$

这里 a 是活度， ${}^E G_m$ 是过剩 Gibbs 自由能。

氮化物和碳化物的实际晶体学结构以双亚点阵结构表达，一个亚点阵由置换原子占据，另一个则由间隙原子占据。大多数间隙位置通常是空的，因此空位必须作为一个附加元素来处理。理论上，间隙固溶体的成分不可能超过所有间隙位置都被占据的情况。以面心立方（fcc）的 V-N 为例，由纯钒到 VN 都可以用此固溶体模型描述，纯钒表达为 V_1V_1 ，化合物表达为 V_1N_1 。瑞典金属所最近开发并完善了用于描述微合金钢热力学性质的 Thermo-Calc 数据库^[2,6]，它包括多组元 HSLA 钢体系的热化学参数。在 Thermo-Calc 方法^[12,7]，合金元素和相的性质是通过它们的热力学数学表达式来描述的，相平衡和完整的相图是通过最小吉布斯自由能计算得到。此数据库也可以用于计算亚稳平衡，所需数据可以通过相关的相在其热力学稳定区的热力学性质外推得到。对多元体系（higher-order system），不同原子间的交互作用通过混合参数来描述。

该模型现已成功地用于计算析出驱动力、不同温度下粒子的体积分数和成分。以下针对微合金钢合金体系的分析就是在 Thermo-Calc 模型帮助下实现的。

2.2 Fe-V-C-N 体系的热力学描述

2.2.1 Fe-V-C 三元系

在 Fe-V-C 三元系中，考虑了如下相（包括一个富钒共晶）：液相、铁素体、

奥氏体、 VC_{1-x} 、 V_2C_{1-x} 、 V_3C_2 、 σ 相、石墨和亚稳渗碳体。因为 C 的缺位^[2,8]， V_2C 和 VC 均有明显的均质范围。在高温，碳原子随机分布于间隙亚点阵。Fe-V-C 体系中 VC 的溶解度已得到广泛的研究^[2,9]。试验得到的奥氏体中 C 的等活度数据通过三元交互作用参数 $L_{Fe,V,C}^{fc}$ 来描述，其表达式为：^[2,10]

$$L_{Fe,V,C}^{fc} = -(7645.5 + 2.069T)[1 + (y_{Fe} - y_V)]$$

2.2.2 Fe-V-N 三元系

Fe-V-N 三元系包括两个体心立方相 [铁素体 (α), 钒 ($b-V$)]、两个面心立方相 [奥氏体 (γ), 钒的单一氮化物 (VN)]、两个密排六方相 [氮化铁 (ϵ), 氮化二钒 (V_2N)]、液相 (L)、 Fe_4N (γ') 和 σ 相, 如图 2.3^[2,11]。除此之外, 在某些平衡中还涉及到氮气 N_2 。VN 具有 NaCl 型的晶体结构, 可以认为 N 完全占据了钒面心立

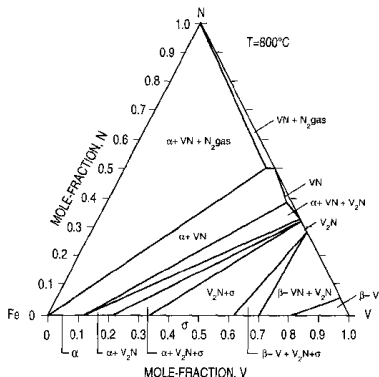


图 2.3 Fe-V-N 三元系 800°C 等温截面相图

方结构的所有间隙位置。从晶体学的观点看, VN 与奥氏体都是面心立方结构, 因此, VN 在奥氏体中的溶解度通过富铁的 fcc 相 (即奥氏体) 和贫铁的 fcc 相 (即 VN) 的混溶区间来描述。

已有几篇^[2,12,2,13]关于奥氏体和铁素体中氮的平衡溶解度和氮化物形成的报道。由于在试验温度范围内奥氏体单相区太窄, 难于得到精确的交互作用参数, 使得试验仍存在相当的不确定性。Ohtani 和 Hillert^[2,11]评估了该体系中液相和 fcc 相三元交互作用参数, $L_{Fe,V,C}$ 。利用这些参数可以估算 VN 在奥氏体和铁素体中溶解度积, 用公式表示如下:

在奥氏体中:

$$\log(\text{wt}\%V)(\text{wt}\%N) = -7600/T - 10.34 + 1.8\ln T + 7.2 \times 10^{-5}T \quad (2.3)$$

在铁素体中:

$$\log(\text{wt}\%V)(\text{wt}\%N) = -12500/T + 6.63 - 0.056\ln T + 4.7 \times 10^{-6}T \quad (2.4)$$

2.2.3 钒微合金钢中 V(C,N)的溶解度和成分

图 2.4 示出了钒微合金钢中析出 V(C,N)的热力学计算结果。在这些计算中, C、N、V 与钢中其它元素的交互作用参数取自 SSOL 和 TCFe Thermo-Calc 数据库^[2.7]。在钒微合金钢中, Mn 对 V 活度的影响尤其重要。已知 Mn 增加 V 的活度系数, 同时降低 C 的活度系数。图中还可看到在不同温度, 不同含 N 量(由无氮到超化学计量含氮量)的条件下, 碳氮化物中氮的摩尔分数的变化。由图 2.4b 可见, 奥氏体中的析出物为纯 VN, 直到所有 N 耗尽为止; 当 N 趋于耗尽时, 析出物有一个向碳氮化物的渐变; 富 N 的碳氮化钒会在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变过程中或随后析出。这是由于在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变过程中碳氮化钒的溶解度大幅下降的结果。

在奥氏体中碳化钒的固溶

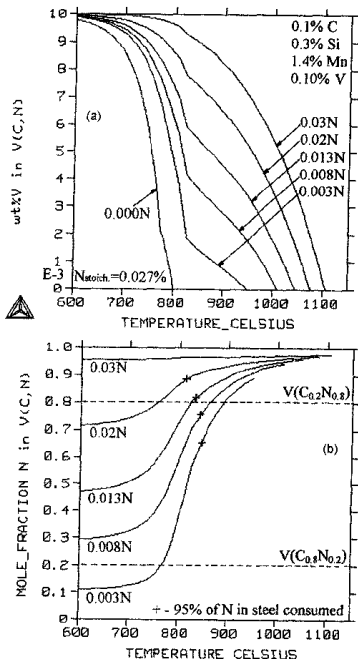


图 2.4 0.10%V 钢在不同氮含量水平下氮化物、富氮的碳氮化物和碳化物析出的计算结果

度有一个显著特点，它比其它微合金元素的碳化物和氮化物的固溶度高得多，甚至可以在低温奥氏体区充分溶解。

2.3 Fe-Ti-C-N 系统

图 2.5 给出了含 Ti 微合金钢中析出 TiN 和 TiC 的计算结果。图中还给出了在不同温度、不同含 N 含量（由无氮到超过化学计量的含氮量）的条件下，碳氮化物中氮的摩尔分数的变化。Ti 能形成相当稳定的 TiN，它在奥氏体中实际上是不溶解的，因此在热加工和焊接过程中可以有效阻止晶粒长大。要达到此目的只需加入很少量的 Ti (~0.01%)。如果 Ti 含量较高，过量的 Ti 会在较低的温度下以 TiC 的形式析出，起到析出强化作用。这表明钛的碳化物和氮化物的固溶度存在显著差异，在奥氏体中直到所有 N 耗尽之前析出物几乎为纯氮化物。值得注意的是，在含 Ti 钢中，为控制奥氏体晶粒长大，加入 0.01% 甚至更少量的 Ti，通常钢中要有足够的 N 与所有的 Ti 结合形

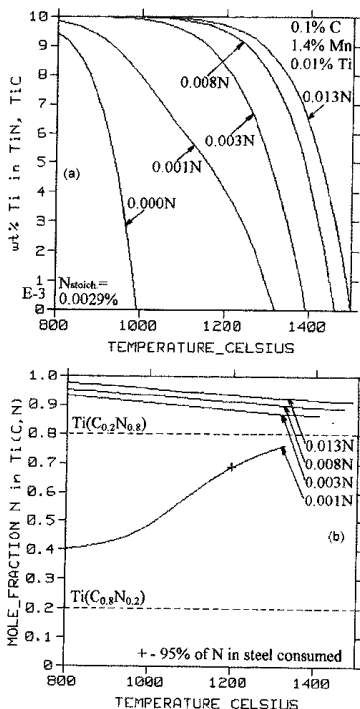


图 2.5 0.01%Ti 钢在不同氮含量水平下氮化物、富氮碳氮化物和碳化物沉淀的计算结果