·论文简介·

钛微合金化技术的国内外研究与应用状况

单麟天

本文是一篇文献综述。首先介绍了近几年国外钛微合金化技术在细化焊接热影响区组织、V-Ti-N 钢再结晶控轧、改善厚板韧性及解决Mn-Nb 钢 的混晶问题等方面的研究与应用状况，分析了影响TiN粒子细化晶粒作用的各种因素，认为化学成份（Ti，N，Al的含量）、浇铸后的 冷却速度、再加热温度和保温时间及加热后的冷却速度等条件，对TiN粒子的析出状态有重要影响，从而影响了其细化晶粒的能力。概述了国内近年微钛处理技术的研究与应用状况，指出了已取得的成绩及研究中存在的问题。

通过分析，认为获得细小、弥散的TiN粒子的主要条件是：①Ti含量最好≤0.02%，也可以稍高于0.02%（0.02～0.04%），但无论如何，Ti，N含量必须满足Ti/N≤3.4的条件；钢中残Al量一般应<0.03%。②最好采用连铸或小扁锭模铸，在模铸成大钢锭的条件下，必须控制钢锭浇铸后的冷却速度；③必须控制钢坯的再加热温度和保温时间。

高温加热对低合金钛钢组织和性能影响的试验研究

王恩涛　刘仁才

用如表所示化学成份的三种低合金钛钢进行了高温加热处理，冷却时一部分空冷以检验性能和组织，另一部分进行水淬以检验高温奥氏体晶粒尺寸和固 溶 Ti 及TiC的含量。

试 验 钢 化 学 成 份（%）

钢　种	C	Si	Mn	P	S	Ti
A	0.06	0.06	0.90	0.012	0.016	0.19
B	0.07	0.32	0.94	0.009	0.017	0.23
C	0.07	0.09	0.56	0.008	0.017	0.32

试验结果如下：

1．A，B钢的强度、塑性和冲击值在1100℃到1150℃时均发生突变：强度突然升高，而塑性和冲击值则明显下降。C钢的上述性能则在1150℃到1200℃时也发生同样的突变。与A，B钢相比，只是突变的温度高50℃左右。

2．高温奥氏体晶粒尺寸检验发现，在突变温度下，奥氏体晶粒尺寸发生突然的粗化；A；B钢由20～30μm猛长到150～200μm，C钢则由40～50μm长大到150～200μm。从而使空冷下常温铁素体晶粒也发生明显粗化且有一定数量的贝茵体产生。

3．水淬试样的相分析和电镜观察表明，在突变温度下，TiC质点的体积分量急剧减少并明显地粗化，而固溶Ti的含量则大大增加，1000℃时TiC颗粒尺寸为300

～500Å，1100℃则为1000Å左右，而1200℃时则为1000～2000Å。

文章根据Gladman第二相质点控制基体晶粒长大的理论对试验结果进行了讨论指出：由于温度升高，TiC质点溶解度增加，即小颗粒溶解，大颗粒长大。这样，当平均TiC颗粒尺寸大于临界半径时（体积分量也小于临界数量），奥氏体晶粒尺寸将因失去控制而突然长大，从而使铁素体晶粒尺寸也就明显长大，并有贝茵体产生。由于TiC颗粒的大量溶解，使固溶Ti含量增加，因此，钢的强度明显升高而塑性和韧性明显下降。

文章将估计的TiC颗粒完全溶解的温度T_S和所观察到的奥氏体晶粒粗化温度T_C做一对比发现，T_C总是低于T_S。如A，B钢，T_S约为1180℃（计算），C钢T_S约1250℃，而T_C分别为1100和1200℃，这个结果与Cuddy和Raley的结果一致。

文章最后指出，微合金化钢都有一个晶粒粗化温度。因此，不论热处理或热加工，其加热温度都不应该高于粗化温度，这样才能使第二相质点起到控制奥氏体晶粒的作用，从而改善微合金钢的性能。国外目前流行的钢坯低温加热工艺就是根据这一原理。

Nb－V钢中相间沉淀的强韧化作用

高锦华　崔文暄

本文研究含Nb,V的高强度低合金钢中相间沉淀对钢的强韧性的影响。本文以三种Nb-V钢（包括管线钢X65）和不含Nb，V的C-Mn钢（参考钢）为试验材料，利用等温处理＋快冷工艺，在珠光体＋铁素体组织的铁素体中获得了单一的相间沉淀。获得的相间沉淀的平均排间距为400～2000Å，平均质点直径70～120Å，试验结果表明，随着钢中钒含量的增加或相间沉淀相的形成温度降低，相间沉淀相的排间距和沉淀相质点直径均减少。在Nb-V钢中，600～700℃间形成的相间沉淀一般可提高钢的屈服强度，但同时也提高钢的脆性转化温度。只有当钒含量为0.1%时（即在X65钢中），相间沉淀才在提高钢的屈服强度的同时，不损害钢的韧性。相间沉淀引起的屈服强度增量$\Delta\sigma_P$（kf/mm²）和50% FATT增量ΔT_P（℃）与相间沉淀的排间距L（Å）、平均质点直径$\overline{X}$（Å）之间存在下列定量关系：

$$\Delta\sigma_P \approx 1.68\times10^4(L-\overline{X})^{-1}$$

$$\Delta T_P \approx 42+6.5\times10^4(L-\overline{X})^{-1}$$

相间沉淀不影响铁素体的解理面。相间沉淀的强化脆化矢量为3.9℃/kgf/mm²。

本文经过分析与计算，证明了相间沉淀的强化机理是Orowan-Ashby绕过机理；利用Orowan-Ashby强化公式可以计算相间沉淀引起的屈服强度增量。

V-Ti-N微合金化钢中含钛颗粒的特征和行为的研究

郑炀曾　唐国翌　潘书琴　宫延生

本文利用光学金相、电镜（STEM和SEM）及能谱（EDAX)和波谱（WDX）等技术对V-Ti-N钢在铸态、热加工态以及正火状态等各种条件下含钛碳氮化物沉淀颗粒的特征和行为进行了分析和研究。在实验室条件下模拟了连铸坯和钢锭心部的冷却条件，并借助于浇注后冷却至不同温度快速淬火的方法，研究了各温度区间含钛颗粒的形成规律。

试验结果表明，在含钛低于0.02%的钢中仍存在光学显微镜下可见的大颗粒含钛夹杂。测定了这类夹杂的组成，提出了这类含钛夹杂是在液态或L→δ转变过程中

～500Å，1100℃则为1000Å左右，而1200℃时则为1000～2000Å。

文章根据Gladman第二相质点控制基体晶粒长大的理论对试验结果进行了讨论指出：由于温度升高，TiC质点溶解度增加，即小颗粒溶解，大颗粒长大。这样，当平均TiC颗粒尺寸大于临界半径时（体积分量也小于临界数量），奥氏体晶粒尺寸将因失去控制而突然长大，从而使铁素体晶粒尺寸也就明显长大，并有贝茵体产生。由于TiC颗粒的大量溶解，使固溶Ti含量增加，因此，钢的强度明显升高而塑性和韧性明显下降。

文章将估计的TiC颗粒完全溶解的温度T_S和所观察到的奥氏体晶粒粗化温度T_C做一对比发现，T_C总是低于T_S。如A，B钢，T_S约为1180℃（计算），C钢T_S约1250℃，而T_C分别为1100和1200℃，这个结果与Cuddy和Raley的结果一致。

文章最后指出，微合金化钢都有一个晶粒粗化温度。因此，不论热处理或热加工，其加热温度都不应该高于粗化温度，这样才能使第二相质点起到控制奥氏体晶粒的作用，从而改善微合金钢的性能。国外目前流行的钢坯低温加热工艺就是根据这一原理。

Nb－V钢中相间沉淀的强韧化作用

高锦华　崔文暄

本文研究含Nb,V的高强度低合金钢中相间沉淀对钢的强韧性的影响。本文以三种Nb-V钢（包括管线钢X65）和不含Nb，V的C-Mn钢（参考钢）为试验材料，利用等温处理＋快冷工艺，在珠光体＋铁素体组织的铁素体中获得了单一的相间沉淀。获得的相间沉淀的平均排间距为400～2000Å，平均质点直径70～120Å，试验结果表明，随着钢中钒含量的增加或相间沉淀相的形成温度降低，相间沉淀相的排间距和沉淀相质点直径均减少。在Nb-V钢中，600～700℃间形成的相间沉淀一般可提高钢的屈服强度，但同时也提高钢的脆性转化温度。只有当钒含量为0.1%时（即在X65钢中），相间沉淀才在提高钢的屈服强度的同时，不损害钢的韧性。相间沉淀引起的屈服强度增量$\Delta\sigma_P$（kf/mm²）和50% FATT增量ΔT_P（℃）与相间沉淀的排间距L（Å）、平均质点直径$\overline{X}$（Å）之间存在下列定量关系：

$$\Delta\sigma_P \approx 1.68\times10^4(L-\overline{X})^{-1}$$

$$\Delta T_P \approx 42+6.5\times10^4(L-\overline{X})^{-1}$$

相间沉淀不影响铁素体的解理面。相间沉淀的强化脆化矢量为3.9℃/kgf/mm²。

本文经过分析与计算，证明了相间沉淀的强化机理是Orowan-Ashby绕过机理；利用Orowan-Ashby强化公式可以计算相间沉淀引起的屈服强度增量。

V-Ti-N微合金化钢中含钛颗粒的特征和行为的研究

郑炀曾　唐国翌　潘书琴　宫延生

本文利用光学金相、电镜（STEM和SEM）及能谱（EDAX)和波谱（WDX）等技术对V-Ti-N钢在铸态、热加工态以及正火状态等各种条件下含钛碳氮化物沉淀颗粒的特征和行为进行了分析和研究。在实验室条件下模拟了连铸坯和钢锭心部的冷却条件，并借助于浇注后冷却至不同温度快速淬火的方法，研究了各温度区间含钛颗粒的形成规律。

试验结果表明，在含钛低于0.02%的钢中仍存在光学显微镜下可见的大颗粒含钛夹杂。测定了这类夹杂的组成，提出了这类含钛夹杂是在液态或L→δ转变过程中

复合氧化物颗粒诱发TiN沉淀的见解。试验除证明了前人关于V-Ti-N钢中含钛颗粒是钒钛复合颗粒的见解外，并发现在浇注后的冷却过程中钒钛复合是在1150℃以下VN和VC以TiN为核心外延生长机制形成的，颗粒中钒含量主要与1000℃以下的冷却速度有关。观察了0.2μm以下的微细含钛颗粒的特征和形成规律。测定了它们的晶体结构和成分。在此基础上提出了含钛颗粒析出进程的模式。

此外，还分析和研究了V-Ti-N钢在再加热和热变形过程中各类含钛颗粒的行为。发现经热变形和正火，微细V-Ti复合颗粒尺寸及不均匀度增大，颗粒中含钒量增高。在再加热温度下V-Ti复合颗粒中钒的分布趋于均匀，即使加热到1300℃的高温，颗粒中的钒并不溶入奥氏体。V-Ti复合颗粒的稳定性和颗粒尺寸与颗粒的含钒量有关，尺寸小于50Å的颗粒易于溶解。从V-Ti复合颗粒的性质和行为的角度，分析了V-Ti-N钢晶粒异常长大和化学组成，浇注后冷速及热加工史之间的关系。

WX60，WX65级管线钢的显微组织和强度

于宝文　孙天锡

武钢研制试生产了WX60，WX65级石油管线用钢，系含Nb（0.03～0.04%）微合金控轧带钢。该钢冶炼、轧制工艺简便，性能比较稳定，易于组织生产。

对现场大生产的样品，利用金相，透射电镜，能谱等手段对该钢的显微组织作了一些观察，对晶界强化、沉淀强化、位错强化等作了一些初步分析。

1、显微组织

该钢的显微组织为铁素体-珠光体组织，铁素体晶粒度11级左右，一般晶粒直径为5至7μm，珠光体量10～15%左右，多为退化或球化珠光体。此外，还有一些沿晶碳化物（Fe_3C）。基体上分布着弥散细小的第二相质点，鉴定为Nb(C，N)，从尺寸分布状态可分为奥氏体析出，相间沉淀及铁素体析出，其尺寸小者约70～80Å，大者数百埃，加权平均直径约130～140Å。基体上还有大量位错的析出，可见个别亚晶。

2、强度分析

根据对显微组织的观察分析和参阅一些文献，对该钢的组织和强度的关系作了一些估算，使用霍耳—佩奇方程。

$$\sigma_y = \sigma_i + k_y \cdot d^{-\frac{1}{2}}$$

将试验数据用最小二乘法求得$\sigma_i = 18.8\ kg/mm^2$，$k_y = 2.63 kg \cdot mm^{-\frac{3}{2}}$，显然，这里的$\sigma_i$包含了点阵阻力，固溶强化，位错强化，亚晶强化及沉淀强化等诸因素的贡献。由于亚晶极少，其强化作用可不予考虑。根据文献，一般取位错的点阵阻力$\sigma_0 = 20MPa$；估算固溶强化所作的贡献$\sigma_{SO} = 65MPa$；位错强化$\sigma_{dis} = 25MPa$沉淀强化的贡献约为$\sigma_{ppt} = 68～78MPa$；上述各因素之和为$\sigma_i = \sigma_0 + \sigma_{SO} + \sigma_{dis} + \sigma_{ppt} = 178～188MPa$。

TC_1日用搪瓷用钢搪烧烧后σ_S降低原因的探索

庞兆夫　赵晓萍　殷　颖

TC_1日用搪瓷用钢是在低碳钢的基础上加入一定量的钛，使之获得抗磷爆性能好，冲压性能优良，最佳的密着性、变形量小的搪瓷用钢，但是，加入钛后经不同温度搪烧后σ_S降低幅度较大（最高达60MPa，这一原因与加入一定量的钛，在搪烧过程中碳化物二次析出和一次碳化物的长大有关，为此，进行了较系统的研

究。

试验材料在150t碱性纯氧顶吹转炉上冶炼，用铝脱氧后加入钛铁合金化，按标准工艺流程轧成0.8mm板卷，电解清洗后用罩式炉退火，平整后按定货要求横切定分类包装交货。本实验取交货状态的钢板进行分析。其化学成分列入下表。

本试验对Ti/C不同的四种材料进行

试验钢化学成份

编号	C	Si	Mn	P	S	Ti	Ti/C
A	0.05	0.07	0.35	0.008	0.021	0.42	8.4
B	0.05	0.05	0.27	0.007	0.015	0.30	6
C	0.06	0.06	0.42	0.007	0.018	0.23	4.6
D	0.04	0.08	0.23	0.006	0.020	0.18	4.5

了模拟搪烧工艺制度处理。将退火态和经不同温度处理后的试样进行了力学性能测定，显微硬度分析，金相组织观察，采用透射电镜分析技术进行析出物分析，并利用图象分析仪进行定量测定，从而找出了σ_S与钛量的关系；σ_S与搪烧温度的关系；σ_S与搪烧后晶粒度的关系；析出物颗粒质点尺寸、密度与σ_S的关系。

实验结果表明：日用冷轧搪瓷用钢搪烧后σ_S降低的原因主要是与加入的钛量有关，并且在一定的Ti/C下，随着析出物质点尺寸的增加，σ_S下降。故此建议搪瓷用钢在保证工艺性能条件下适当控制加入Ti量，搪烧温度最好控制在850℃以下。

三级锚链及其附件用钢——$30Mn_2VB$的研制

崔润炯 寿云玲 金同哲

本文论述了三级锚链及其附件用钢的成分设计及热处理工艺选择，特别是短时保温淬火、回火工艺的确定，找到了一条新的连续生产调质锚链的途径。

船用三级锚链及其附件所需钢材直径大，长度长，因此要求有高的强度和韧性，并且要求具有一定的焊接性能和耐海洋环境腐蚀性能。为此我们研制了一种淬透性高，可焊性好且耐蚀性能同ZG30SiMn钢相当的三级锚链及其附件用钢——$30Mn_2VB$钢。其成分范围为(wt%)：C：0.27～0.34；Si：0.17～0.37；Mn：1.4～1.8；P.S≤0.04；V：0.05～0.12；B：0.001～0.003。所选调质工艺为880±20℃水淬，660±20℃水冷回火。试验钢经上述工艺调质处理后，其力学性能为σ_b:700～895MPa、σ_S：550～790MPa、δ_5：18～25%，ψ：59～67%，AKV型0℃：65～200J。该试验钢的各项性能符合GB549－83和国际电焊锚链标准ISO 1704－73的有关三级锚链的各项技术指标要求。

研究确定钢中的硼不但能提高钢的淬透性，而且还对提高钢的韧性有好处。钒能提高钢的强度，但却降低韧性和塑性。固溶的钒提高钢的淬透性。同时钒有一定的阻止晶粒长大作用。

研究确定大大缩短淬火、回火的保温时间仍可使试验钢的力学性能达到国际要求。

M-A组元对低碳低合金高强度钢焊接热影响区韧性的影响

李玉衡　包芳涵

随着焊接结构的大型化以及高强度级别钢的应用日益增多，焊接结构的脆断问题越来越引起人们的高度重视。焊接热影响区脆化是低碳低合金高强钢焊接时最重要的问题之一。一般认为，存在M-A组元对焊接热影响区韧性极为不利，但是对M－A组元影响和控制热影响区韧性的机制还不十分清楚。本文目的就是探讨和研究这一问题。

试验材料为我国“六五”期间新研制的HQ70钢，其主要化学成分为：C 0.12%；Si 0.23%；Mn 0.91%；Ni 0.69%；Cu 0.30%；Cr 0.49%；Mo 0.40；V 0.061%；Nb 1.143%和B 0.0018%。机械性能为σ_s =696N/mm²，σ_b = 774N/mm²，δ_5 = 21%。通过改变冷却速度，模拟不同焊接条件下热影响区过热区组织。借助现代试验技术对M－A组元的形貌、精细结构、分布以及这些因素对焊接热影响区韧—脆性转变温度的影响进行了分析研究。

透射电镜（TEM）观察表明，低碳合金高强钢焊接热影响区中M-A组元有着不同的亚结构形态（如板条马氏体、孪晶马氏体、残余奥氏体等）。在同一冷速条件下，不同的M-A组元含碳量不一定相同，即使是同一个M-A小岛，其内部和边缘处的含碳量也是不同的。随着800～500℃冷却时间（$t_{8/5}$）的延长，M—A组元形状的发展趋势是：杆棒状-条状-长条状-不规则块状。

对扫描电镜（SEM）照片进行了随机选定视野的图象分析处理，统计测定了不同冷速条件下M-A组元的六种参数。从统计结果并看不出韧性脆性转变温度（FATT）与任何单一参数具有明显的对应关系。

进一步分析研究表明，焊接热影响区韧性不仅与M-A组元的数量有关，而且还与其形貌及分布状态有关。M-A组元的面积百分比（r）与短轴长度（B）的比值r/B是韧－脆性转变温度（FATT）的控制参数。随着r/B的增大，焊接热影响区韧－脆性转变温度提高，材料变脆。至于如何控制r和B以改善韧性，则需要进一步加以研究。