



钛微合金钢

Titanium Microalloyed Steel



毛新平 等著

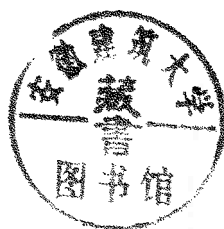


冶金工业出版社
www.cnmp.com.cn

“十二五”国家重点图书

钛微合金钢

毛新平 等著



北 京
冶 金 工 业 出 版 社
2016

内 容 提 要

超细晶粒、高洁净度、高均匀度、微合金化已成为钢铁材料的发展趋势,而钛微合金钢的生产与应用对我国钢铁工业的发展具有重要的现实意义。本书系统归纳了钛微合金化基础理论、钛微合金钢强化机理、钛微合金钢生产技术、高性能钛微合金钢应用技术。本书理论联系实际,反映出我国钢厂生产钛微合金钢的工艺特色和产品水平,有助于我国低成本、高性能先进钢铁材料的研究开发与应用。

本书可供材料加工、钢铁冶金等领域的科研、生产、设计、教学、管理人员阅读与参考。

图书在版编目(CIP)数据

钛微合金钢/毛新平等著. —北京:冶金工业出版社, 2016. 6

“十二五”国家重点图书

ISBN 978-7-5024-7238-2

I. ①钛… II. ①毛… III. ①钛合金—低合金钢—研究
IV. ①TG142.33

中国版本图书馆 CIP 数据核字 (2016) 第 144044 号

出 版 人 谭学余

地 址 北京市东城区嵩祝院北巷 39 号 邮编 100009 电话 (010)64027926

网 址 www.cnmp.com.cn 电子信箱 yjcs@cnmp.com.cn

责任编辑 刘小峰 曾 媛 李维科 美术编辑 彭子赫 版式设计 彭子赫

责任校对 王永欣 孙跃红 责任印制 牛晓波

ISBN 978-7-5024-7238-2

冶金工业出版社出版发行; 各地新华书店经销; 三河市双峰印刷装订有限公司印刷

2016 年 6 月第 1 版, 2016 年 6 月第 1 次印刷

169mm×239mm; 14.25 印张; 345 千字; 218 页

79.00 元

冶金工业出版社 投稿电话 (010)64027932 投稿信箱 tougao@cnmp.com.cn

冶金工业出版社营销中心 电话 (010)64044283 传真 (010)64027893

冶金书店 地址 北京市东四西大街 46 号(100010) 电话 (010)65289081(兼传真)

冶金工业出版社天猫旗舰店 yjgycbs.tmall.com

(本书如有印装质量问题, 本社营销中心负责退换)

序

毛新平院士新著《钛微合金钢》问世，令人欣喜。

看题目这似乎是一本材料学的书，仔细看却显现出其冶金-材料兼顾的特征，并且是理论联系工业生产实践的书。

新平院士在冶金设计院担任过项目总设计师，随后担任钢厂总工程师，积累了丰富的实践经验，在做博士生研究过程中，涉猎广泛且注意钻研理论，功底扎实，此书就是具体反映。

此书从理论上讨论了钛在钢液中的热力学行为，继而讨论凝固过程特征、热轧工艺特征、钛作为微合金元素的作用机理和微合金化技术，几乎涉及到整个生产工艺流程，应该说这是一个特色。

此书的又一特色是立足于电炉—钢包炉—薄板坯连铸—连轧，薄规格产品轧制等工艺特点，巧妙地解决了过去一度出现的含钛钢水浇钢过程水口结瘤问题，顺利地生产出了含钛洁净钢，通过薄板坯连铸工艺和 C-Mn 钢单一钛微合金化、薄规格轧制、TMCP 等工艺技术的集成化，高效率、低成本、稳定地生产出细晶粒洁净钢，解决了钢材质量不稳定问题；体现了原理-工艺技术-装备等要素的有效集成与优化配置，并具有理论意义和经济价值。也反映出了中国钢厂生产钛微合金化钢的工艺特色和产品水平。

在中国含钛钢曾在 20 世纪 60 年代就开始研究并小批量生产，由于种种原因，未能大批量生产。21 世纪以来，由于新平院士等业界人士的努力，取得重大突破。此书反映出了 21 世纪以来，中国在钛微合金化钢的研发、生产和应用方面取得的长足进步，以板材（特别是热轧薄板）的形式广泛地使用在集装箱、汽车、工程机械等领域，年产规

模已经达到了百万吨级。同时，也为相关产业的发展和技术进步做出了贡献。相信此书的出版将有助于对钛微合金钢的进一步研发、生产和使用。

此书可供钢铁冶金、材料开发和应用等领域的生产、研发、设计、教学、管理人员阅读与参考。

中国工程院院士

殷瑞钰

2016年6月于钢铁研究总院

前 言

钛元素的发现始于 18 世纪末。1791 年，英国化学家 Gregor R W (1762 ~ 1817) 在研究钛铁矿和金红石时发现了一种新的元素；1795 年，德国化学家 Klaproth M H (1743 ~ 1817) 在分析匈牙利产的红色金红石时也发现了这种元素，并将这种元素命名为 Titanium，中文译为“钛”。钛在地壳中的含量为 0.6%，排在所有元素中的第 9 位，在金属元素中钛排在第 4 位，仅次于铝、铁和镁。我国是钛资源储量最大的国家，约占世界储量的 48%。充分利用我国丰富的钛资源，发展钛微合金化技术，开发钛微合金钢，具有重大的经济价值和重要的战略意义。

钛作为一种微合金元素一直到 1920 年后才在钢中得到应用，其在钢中主要以固溶于铁基或形成含钛第二相的形式存在，可显著改善钢材的组织 and 性能，是一种重要的合金元素。但与铌、钒微合金元素相比，钛在钢中的第二相类型更多，析出温度范围更宽，对钢材组织和性能的影响更为复杂，因此工业化应用过程中的控制难度更大。国内外学者围绕钛微合金化技术开展了大量的研究工作，并取得了许多成果。本书作者系统地研究了钛微合金钢的基础理论和生产应用技术，基于薄板坯连铸连轧流程，研制出 550MPa 级新一代轻量化集装箱用钢、700MPa 级特种集装箱用超高强耐候钢、厚度为 1.2mm 的 700MPa 级汽车结构用超薄规格超高强钢等一系列具有代表性的钛微合金高强钢，取得良好的经济和社会效益。相关研究成果获得 2 项国家科技进步二等奖、多项教育部和冶金行业科学技术奖，以及国家发明专利优秀奖等奖项。

本书回顾了钛微合金化技术的发展历程，重点阐述了本书作者在钛微合金钢的化学和物理冶金原理，以及钛微合金钢的生产技术和产

品开发与应用等方面所做的工作。本书共6章。其中,第1章概述了钛微合金钢的定义、作用、发展历程和技术经济特点;第2章系统论述了钛微合金钢的化学冶金原理,具体包括钛在铁液中的热力学,含钛钢液与炉渣、耐火材料的反应,以及钛微合金钢的氧化物夹杂控制技术原理等;第3章和第4章分别论述了钛微合金钢的物理冶金原理中的含钛相固溶与析出规律以及再结晶与相变规律;第5章总结了钛微合金钢的生产和组织性能控制技术,重点阐述了基于薄板坯连铸连轧流程的钛微合金钢冶炼、连铸、热轧等生产工艺;第6章介绍了代表性钛微合金钢产品的设计与开发,以及在集装箱、汽车和工程机械等领域的应用情况。

全书内容由毛新平策划。其中,第1章由毛新平、雍岐龙、霍向东撰写;第2章由李光强撰写;第3章由雍岐龙、孙新军、李昭东和王振强撰写;第4章由孙新军、李昭东、霍向东和王振强撰写;第5章由高吉祥撰写;第6章由陈麒麟和汪水泽撰写。毛新平、雍岐龙审阅了全部书稿。

感谢殷瑞钰院士、干勇院士、张寿荣院士、王国栋院士、翁宇庆院士、田乃媛教授等对本课题研究工作的悉心指导。感谢雍岐龙教授、康永林教授、孙新军教授、霍向东教授、赵刚教授、李烈军教授、柴毅忠博士、高吉祥博士、俞燕高工、陈麒麟高工、林振源高工、谢利群高工、李春艳高工、朱达炎高工、周建博士、苏亮博士、李昭东博士、王振强博士、王长军博士、鲍思前博士、杨庚蔚博士等在课题研究过程中所做的卓有成效的工作。感谢冶金工业出版社的大力支持。

由于作者水平所限,书中不足之处,恳请读者批评指正。

作 者
2016年6月

目 录

1 绪论	1
1.1 钛微合金钢简介	1
1.2 钛微合金化原理	2
1.2.1 钛元素特性	2
1.2.2 钛在钢中的细晶强化作用	4
1.2.3 钛在钢中的沉淀强化作用	8
1.2.4 钛对钢的韧性的影响	11
1.2.5 钛对钢的塑性的影响	13
1.2.6 钛的其他作用	15
1.3 钛微合金化技术	17
1.3.1 钛微合金化技术的发展	17
1.3.2 微钛处理技术	18
1.3.3 单一钛微合金化技术	19
1.3.4 复合钛微合金化技术	21
1.3.5 钢中微合金元素的经济特点	24
参考文献	25
2 钛微合金钢化学冶金原理	28
2.1 Fe-Ti 二元相图与钛铁合金	28
2.2 Ti 在铁液中的热力学	31
2.2.1 铁液中的 Ti-O 平衡	31
2.2.2 铁液中的 Al、Si 与 Ti 的活度相互作用系数	34
2.2.3 铁液中的 Ti-Al-O 平衡	35
2.3 含 Ti 钢液与熔渣及耐火材料之间的反应	41
2.3.1 含 Ti 钢液与熔渣之间的反应	41
2.3.2 含 Ti 钢液与耐火材料之间的反应	42
2.4 钛微合金钢中氧化物夹杂的控制及其在氧化物冶金中的应用	43
2.4.1 Al-Ti-Mg 复合脱氧对钢中夹杂物及其对组织的影响	44
2.4.2 Ti-Mg 复合脱氧对奥氏体粗化的影响	47

参考文献	58
3 钛微合金钢物理冶金原理——含钛相固溶与析出	62
3.1 钛在钢中的存在形式及固溶度积公式	63
3.2 钛及含钛相在钢中的基础数据	75
3.3 含 Ti 相沉淀析出动力学分析	81
3.3.1 沉淀析出相变的动力学理论	81
3.3.2 含钛相沉淀析出动力学计算与分析	86
3.4 锰和钼对 TiC 形变诱导析出的影响	96
3.4.1 锰对 TiC 形变诱导析出的影响	96
3.4.2 钼对 TiC 形变诱导析出的影响	101
3.5 含钛析出相的 Ostwald 熟化	116
参考文献	119
4 钛微合金钢物理冶金原理——再结晶与相变	123
4.1 奥氏体再结晶	123
4.1.1 均热态奥氏体晶粒细化	123
4.1.2 粗大奥氏体再结晶	125
4.1.3 常规奥氏体再结晶	128
4.1.4 形变诱导析出与奥氏体再结晶的相互作用	135
4.2 奥氏体—铁素体相变	137
4.2.1 等温相变	137
4.2.2 连续冷却相变	149
4.3 冷轧铁素体再结晶	153
4.3.1 再结晶热力学	153
4.3.2 再结晶动力学	155
4.3.3 析出对再结晶的影响	157
参考文献	159
5 钛微合金钢生产与组织性能控制	161
5.1 冶炼关键工艺	161
5.1.1 深脱氧及夹杂物控制技术	161
5.1.2 深脱硫工艺技术	166
5.1.3 低氮控制技术	166
5.1.4 钛收得率控制	169

5.2 连铸关键工艺	169
5.2.1 关键工艺参数	169
5.2.2 铸坯质量控制	170
5.3 热轧关键工艺	174
5.3.1 温度制度	175
5.3.2 压下制度与压缩比	177
5.4 组织性能综合控制技术	179
5.4.1 钛含量对屈服强度的影响规律	179
5.4.2 钛微合金钢的控制轧制模式	180
5.4.3 钛微合金高强钢的强化机理	180
参考文献	185
6 钛微合金钢产品设计与开发应用	187
6.1 新一代集装箱用钢	187
6.1.1 产品相关标准与性能要求	188
6.1.2 产品成分与工艺设计	189
6.1.3 产品的组织与性能	191
6.1.4 产品的服役性能	193
6.1.5 产品应用	195
6.2 特种集装箱用超高强耐候钢	197
6.2.1 产品相关标准与性能要求	198
6.2.2 产品成分与工艺设计	198
6.2.3 产品的组织与性能	199
6.2.4 产品的服役性能	201
6.2.5 产品应用	204
6.3 汽车结构用超高强钢	205
6.3.1 产品成分与性能设计	205
6.3.2 工艺与组织性能控制	206
6.3.3 产品的服役性能	208
6.3.4 产品应用	210
6.4 其他高强钢	211
6.4.1 薄规格高强度工程机械用钢	211
6.4.2 汽车大梁用高强钢	213
参考文献	215
索引	217

1 绪 论

1.1 钛微合金钢简介

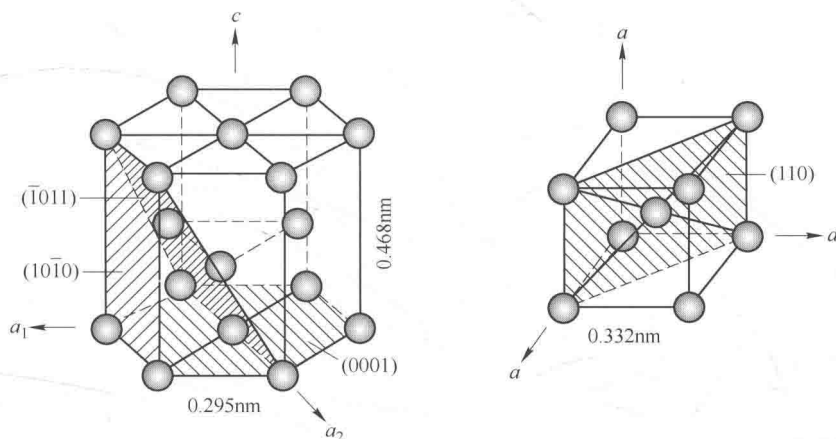
1963 年瑞典人 Noren 最早提出了微合金钢的定义,即微合金钢是在含锰合金钢或低合金钢成分的基础上添加少量的合金元素,这种元素对钢的一种或几种性能具有很强的或者显著的影响,而其添加量比钢中传统意义的合金元素含量小 1~2 个数量级^[1]。此定义在世界范围内得到广泛采用并沿用至今。钛微合金钢是微合金钢的一种,钢中所添加的钛是一种典型的微合金元素,类似的元素还有铌、钒、硼等。

钛作为一种微合金元素在钢中主要以固溶于铁基体或形成含钛析出相的形式存在。基于固溶钛和含钛析出相对奥氏体再结晶和相变行为的影响,通过采取合适的控制轧制技术,实现奥氏体组织乃至铁素体组织的微细化,可获得明显的细晶强化效果。通过对 TiC 析出行为的控制,得到纳米级 TiC 颗粒,可获得显著的沉淀强化效果。钛除显著改善钢铁材料的强韧性外,对淬透性和固定钢中非金属元素也有明显作用,因此获得广泛应用^[2]。

钛作为微合金化元素于 20 世纪 20 年代开始得到应用。初期主要用作微钛处理,用于改善钢材的组织 and 焊接性能。20 世纪 60 年代以后,随着微合金化技术的发展,钛作为一种辅助微合金化元素在多元复合微合金钢中得到更为广泛的应用,发展出 V-Ti 复合微合金化技术和 Nb-Ti 复合微合金化技术。20 世纪 90 年代以来,随着洁净钢冶炼技术的发展和薄板坯连铸连轧流程的出现,开发出基于薄板坯连铸连轧流程的单一钛微合金化技术,在普通低合金高强钢成分的基础上添加 0.04%~0.20% 的钛,产品的最高屈服强度达到 700MPa 级。在此基础上,进一步开发出以钛微合金元素为主的 Ti-Mo 复合和 Ti-V-Mo 复合微合金化技术,产品的最高屈服强度达到 900MPa 级。

随着对钛在钢中作用机理研究的不断深入,钛微合金化技术在高强钢开发过程中已经发挥着越来越重要的作用。我国是钛资源储量最大的国家,充分利用我国丰富的钛资源,发展钛微合金化技术,开发钛微合金钢,具有重大的经济价值和重要的战略意义。

[illegible]

图 1-1 HCP 的 α 钛和 BCC 的 β 钛的晶体结构

中相对较低,略高于钒,远低于铁的 $12.1 \times 10^{-6}/\text{K}$;其平均比热 ($0 \sim 100^\circ\text{C}$ 温度范围)为 $0.528\text{J}/(\text{g} \cdot \text{K})^{[4]}$,大于钒的 $0.498\text{J}/(\text{g} \cdot \text{K})$ 和铁的 $0.456\text{J}/(\text{g} \cdot \text{K})$,远大于铌的 $0.268\text{J}/(\text{g} \cdot \text{K})$ 。

α 钛在室温 (20°C) 下的正弹性模量 E 为 $120.2\text{GPa}^{[4]}$ ($115\text{GPa}^{[2]}$),切变弹性模量 G 为 $45.6\text{GPa}^{[4]}$ ($44\text{GPa}^{[2]}$),体积压缩模量 K 为 $1.084 \times 10^5\text{MPa}^{[4]}$,泊松比 ν 为 $0.361^{[4]}$ ($0.33^{[2]}$)。其弹性模量值与钒、铌接近,低于钎、钽,明显低于铬、锰、铁,显著低于钼、钨、铪;另一方面,其泊松比值在过渡族金属元素中相对较高,仅低于金、铌、铂、镉、锆、钒。 α 钛单晶在室温下的各弹性刚度分别为: $C_{11} = 1.60 \times 10^5\text{MPa}$, $C_{33} = 1.81 \times 10^5\text{MPa}$, $C_{44} = 4.65 \times 10^4\text{MPa}$, $C_{12} = 9.00 \times 10^4\text{MPa}$, $C_{13} = 6.60 \times 10^4\text{MPa}$ 。各弹性柔度分别为: $S_{11} = 9.69 \times 10^{-12}\text{Pa}^{-1}$, $S_{33} = 6.86 \times 10^{-12}\text{Pa}^{-1}$, $S_{44} = 21.5 \times 10^{-12}\text{Pa}^{-1}$, $S_{12} = -4.71 \times 10^{-12}\text{Pa}^{-1}$, $S_{13} = -1.82 \times 10^{-12}\text{Pa}^{-1[5]}$ 。

钛在地壳中的丰度约为 0.63% ,占第 9 位(前面是氧、硅、铝、铁、钙、钠、钾、镁)。但由于其作为结构材料使用的研究深度及应用普及程度明显高于钙、钠、钾、镁等元素,故被称为继铁、铝之后的第三金属。用于生产钛的原料主要有钛铁矿 (FeTiO_3)、金红石 (TiO_2)、钛渣等,具有工业开采价值的钛资源大约为 19.7 亿吨,其中钛铁矿(包括钛磁铁矿)占 95% 以上。钛铁矿砂矿主要分布在南非、印度、澳大利亚、美国等,岩矿主要分布在我国的攀西地区、承德大庙以及俄罗斯、挪威、加拿大、美国等,金红石矿则主要分布在巴西、澳大利亚等。我国是世界上钛铁矿资源最为丰富的国家,已探明的钛资源表内储量为 9.7 亿吨。

钛的化学性质较为活泼,钢中主要以钛铁形式加入,其在钢中的存在形式主要为固溶钛和含钛析出相。钛在钢中的作用与其存在形式有关,固溶钛与各种含

钛析出相的作用具有显著的差别, 这些作用对于钢材的性能有利有弊, 且在不同化学成分的钢种中表现出不同的作用, 因此需要深入分析研究并进行科学合理的控制。

1.2.2 钛在钢中的细晶强化作用

1.2.2.1 Ti(C, N) 析出相抑制奥氏体晶粒长大

晶粒细化是同时提高钢材强度和韧性的唯一强化机制, 一直受到广泛的重视, 在采用各种工艺方法使基体晶粒细化的同时, 还必须有效防止晶粒长大, 才能保证晶粒细化的效果, 而第二相钉扎晶界是最重要的阻止晶粒长大的方法。钢中第二相颗粒阻止基体晶粒粗化的基本原理是由 Zener^[6] 和 Hillert^[7] 首先进行定量分析的, 其提出的当第二相为均匀分布的球形粒子时, 晶界解钉的判据为:

$$D_c \leq A \frac{d}{f} \quad (1-1)$$

式中 D_c ——可以有效钉扎的晶粒的临界平均等效直径;

d ——第二相颗粒的平均直径;

f ——第二相颗粒的体积分数;

A ——比例系数。

Gladman^[8] 详尽分析了解钉时的能量变化, 得到了当第二相为均匀分布的球形粒子时的晶界解钉判据:

$$D_c \leq \frac{\pi d}{6f} \left(\frac{3}{2} - \frac{2}{Z} \right) \quad (1-2)$$

式中, $Z = D_m/D_0$ 是晶粒尺寸不均匀性因子, 即最大晶粒的直径 (D_m) 与平均晶粒直径 (D_0) 的比值。理想均匀的晶粒 Z 值为 $\sqrt{2}$; 晶粒正常长大时, Z 值约为 1.7; 而反常晶粒长大时 Z 值可高达 9。由式 1-1 或式 1-2 可知, 能够被有效钉扎而基本不发生长大的临界晶粒尺寸正比于第二相的平均尺寸, 而反比于第二相的体积分数, 为保证一定晶粒尺寸的基体晶粒不发生粗化, 就必须存在足够体积分数且平均尺寸足够小的第二相颗粒。

需要指出的是, 第二相阻止晶粒长大具有临界性^[9]。当基体晶粒尺寸大于临界尺寸时, 将可被有效钉扎而基本不发生长大; 而当基体晶粒尺寸一旦小于或等于临界尺寸时, 就将发生解钉并发生晶粒的反常长大。因此, 第二相钉扎基体晶粒具有方向性, 当第二相颗粒的体积分数不断增大或第二相颗粒的平均尺寸不断减小时, 基体晶粒尺寸的均匀性较高, Z 值约为 1.7, 相应的系数 A 为 0.1694, 晶界一旦被钉扎就将持续钉扎而使晶粒基本不长大; 而当第二相颗粒的体积分数不断减小或第二相颗粒的平均尺寸不断增大时, 一旦发生解钉则将发生快速的反常晶粒长大, 使 Z 值增大到 3 (弱钉扎后的解钉) 或 9 (强钉扎后的解

钉), 相应的系数 A 分别为 0.4363 (Hillert 理论为 $4/9$) 或 0.6690 (Hillert 理论为 $2/3$), 即必须到晶粒尺寸足够大之后 (强钉扎后解钉必须长大到接近原晶粒尺寸的 4 倍) 才会重新被钉扎。因此, 不同的热历史条件下, 要达到完全控制晶粒长大, 需要不同的第二相尺寸与体积分数的控制要求。

反常晶粒长大如果进行得不充分, 将导致混晶现象的产生, 混晶使得钢的性能不均匀且严重损害钢的塑性和韧性, 必须严格控制以避免其发生。

钢铁材料在进行轧制、锻造或热处理的加热保温过程中, 以及在焊接快速加热过程中, 一般均需要有足够体积分数且平均尺寸足够小的第二相颗粒来阻止晶粒长大; 在发生再结晶或固态多型性相变并得到细小的晶粒后, 则必须有更大体积分数的第二相颗粒才能阻止晶粒长大。

而在电工钢生产中, 均热时必须有一定体积分数的第二相颗粒以阻止初始晶粒长大, 但在轧制过程中则需要发生解钉使晶粒发生反常晶粒长大 (最好是定向长大), 从而获得良好的电磁性能。

TiN 或富氮的 Ti(C, N) 具有非常优异的高温稳定性, TiN 或富氮的 Ti(C, N) 在铁基体中的固溶度积非常小, 使其在很高温下仍不会发生明显的固溶, 从而保证铁基体中仍具有足够体积分数的 TiN 或富氮的 Ti(C, N) 相存在, TiN 或富氮的 Ti(C, N) 在很高温下的粗化速率仍保持很小, 从而可保证其平均尺寸足够细小。高温均热时需要控制晶粒尺寸在 $200\mu\text{m}$ 左右, 若第二相的平均尺寸可控制在 100nm 左右, 则由式 1-2 可得, 当晶粒尺寸不均匀性因子为 1.7 时, 其体积分数应在 0.0085% 以上; 当晶粒尺寸不均匀性因子为 3 时, 其体积分数应在 0.0218% 以上。当钢中有效钛含量在 0.012%、氮含量在 0.004% 以上时, 高温未溶的 TiN 或富氮的 Ti(C, N) 很容易满足这样的尺寸及体积分数条件, 因而可有效阻止基体晶粒长大。大量的研究及实际生产结果表明, 微合金钢中 TiN 或富氮的 Ti(C, N) 阻止晶粒长大的作用可持续到 1300°C 以上。相对而言, Nb(C, N) 阻止晶粒长大的温度在 1200°C 左右, AlN 在 1100°C 左右, 而 V(C, N) 仅在 1000°C 左右。钛在轧前均热过程及焊接热循环中阻止晶粒长大的作用是其他微合金元素所不能替代的, 因而钛在微合金钢中获得广泛应用。为得到足够体积分数的高温未溶 TiN 或富氮的 Ti(C, N), 同时又避免液析 TiN 的产生, 钛含量一般控制在 0.01%~0.03% 的范围内, 这样的钢称为微钛处理钢。采用再结晶控制轧制的钢材通常需要控制均热态奥氏体晶粒尺寸, 因而都需要进行微钛处理; 对焊接接头热影响区晶粒尺寸有较高要求的钢也广泛采用微钛处理。钛微合金钢中的 TiC 在 1000°C 以下的温度范围内将在形变奥氏体中应变诱导析出, 其尺寸为 $10\sim 20\text{nm}$ 。这时, 随着轧制过程进行, 温度不断降低, 沉淀相体积分数将不断增加且平均尺寸不断减小, 其对晶界的钉扎作用将不断增大, 因而晶粒尺寸不均匀性因子为 1.7, 若需将再结晶奥氏体晶粒尺寸控制在 $20\mu\text{m}$ 左右, 则钢中 TiC 的体

积分数为 0.0085%~0.017% 时即可有效阻止再结晶奥氏体晶粒长大。钛含量在 0.08% 以上的钛微合金钢, 很容易达到沉淀相体积分数及有效沉淀析出温度范围方面的要求; 而钒微合金钢或钒-氮微合金钢中, $V(C, N)$ 的有效沉淀析出温度范围较低, 其阻止再结晶晶粒长大的作用甚微。因此, 钛微合金钢采用再结晶控制轧制工艺时, 可以获得更为显著的奥氏体晶粒细化效果。

1.2.2.2 固溶钛及应变诱导析出的 TiC 阻止形变奥氏体再结晶

钢材经受塑性变形后, 形变基体中将存在形变储能。形变储能是基体再结晶的驱动能, 同时可增大后续固态多型性相变的相变驱动能。钢材热轧过程中形变奥氏体发生再结晶, 特别是动态再结晶, 可以使奥氏体晶粒明显细化(再结晶控制轧制); 而未发生再结晶的晶粒会被明显拉长压扁且在晶内产生大量形变带, 在随后发生奥氏体-铁素体相变时得到非常细小的铁素体晶粒(未再结晶控制轧制)。改变形变奥氏体的再结晶行为, 对获得良好的控制轧制品粒细化效果至关重要。

再结晶过程涉及晶界或亚晶界的迁移, 当溶质原子大量偏聚在晶界或亚晶界上时, 晶界的迁移需要挣脱溶质原子的移动, 或者带着溶质原子一起迁移, 由此使晶界迁移受到阻碍, 迁移速度被减缓, 这就是溶质拖曳阻止再结晶作用。显然, 溶质原子尺寸与铁原子尺寸相差越大越容易发生晶界偏聚, 溶质原子在铁基体中的扩散系数若与铁的自扩散系数有明显差异, 则将明显减缓晶界迁移速度。铌、硼等元素的原子尺寸与铁原子相差较大, 且在奥氏体中的扩散系数与铁的自扩散系数相差很大, 因而具有显著的溶质拖曳阻止再结晶作用。钛的原子尺寸与铁的原子尺寸相差较大, 但在奥氏体中的扩散系数与铁的自扩散系数相差不大, 因而具有一定的溶质拖曳作用, 但不如铌、硼显著。钒、铬、锰等元素的原子尺寸与铁原子很接近, 故溶质拖曳作用很小。

此外, 在晶界或亚晶界上应变诱导析出的第二相会产生显著的钉扎作用而显著阻止再结晶, 这就是第二相钉扎阻止再结晶作用, 或称为 Zener 钉扎作用^[6]。大量试验结果表明^[10], 微合金碳氮化物在奥氏体中的应变诱导析出一旦发生, 形变奥氏体的再结晶过程就被显著推迟。由于形变储能既可促进形变基体的再结晶, 也可促进第二相应变诱导析出, 这两个过程具有明显的竞争性, 先发生形变诱导析出必然显著阻止基体再结晶, 而先发生再结晶, 由于形变储能的耗散将使第二相的析出过程显著推迟, 从而也使其阻止再结晶的作用显著减弱。 $Nb(C, N)$ 和 TiC 在奥氏体中的有效沉淀析出温度范围均在 900℃ 以上, 均能通过应变诱导析出方式阻止形变奥氏体再结晶; 一般氮含量的钒微合金钢中, $V(C, N)$ 在奥氏体温度范围内基本不会沉淀析出, 对形变奥氏体的再结晶过程基本无影响; 而高氮含量的钒-氮微合金钢中, 富氮的 $V(C, N)$ 的有效沉淀析出温度在 850℃ 左右, 因而在该温度以下具有一定的阻止再结晶作用。

综合上述两种作用,可得到各种微合金元素对形变奥氏体再结晶过程的阻止作用效果,如图 1-2 所示^[11]。

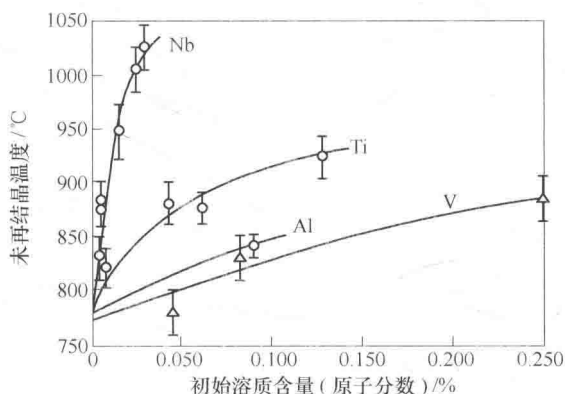


图 1-2 微合金元素对 0.07% C-1.40% Mn-0.25% Si 钢
未再结晶温度的影响

形变奥氏体基体再结晶过程被阻止后,基体晶粒的形状逐渐扁平化,晶界发生锯齿化,基体形变储能得以保存,若继续进行形变,则晶粒扁平化程度不断加大,晶界锯齿化程度明显加强,基体形变储能不断累积。形变储能可明显增大奥氏体相的自由能,在随后的冷却过程中发生铁素体相变时,形变储能将有效促进铁素体相的形成,使铁素体相形成的温度明显高于平衡温度 A_3 , 或使确定温度下的铁素体形成量明显大于平衡形成量^[12-14];同时,应变诱导析出第二相后,奥氏体基体化学成分的变化(溶质原子的贫化)也将增高奥氏体相的自由能,从而进一步促进铁素体相的形成。此外,晶粒扁平化使得奥氏体晶界面积显著增加,形变基体晶粒内大量形变带的存在相当于进一步增大晶界面积,而晶界的锯齿化使得晶界面上形成大量的类晶隅,铁素体的形核位置将不局限于奥氏体的晶隅,而可广泛分布在形变奥氏体的晶界面,由此使得新相铁素体的非均匀形核率显著增大,铁素体的晶粒尺寸显著细化且分布均匀。

由图 1-2 可看出,铌同时兼具溶质拖曳作用和第二相钉扎作用,而溶质拖曳作用在再结晶与沉淀析出的竞争中明显有利于应变诱导析出,由此将显著强化第二相钉扎阻止再结晶的作用,故铌微合金钢在精轧阶段可很容易地完全抑制再结晶,因而特别适合采用未再结晶控制轧制工艺乃至形变诱导铁素体相变工艺。钒基本没有溶质拖曳作用且析出相钉扎作用也较小,故钒微合金钢特别适合采用高温动态再结晶控制轧制工艺。钛对形变奥氏体再结晶的作用介于铌和钒之间,具有一定的阻止再结晶作用,钛微合金钢则既可采用再结晶控制轧制工艺,也可采用未再结晶控制轧制工艺,甚至同时采用两种工艺。将再结晶控制轧制与未再结晶控制轧制结合起来,可得到非常显著的晶粒细化效果,这是微合金钢以及控制