

纪念铌发现 200 周年 (1801-2001)

Nb

查里斯·哈契特奖优秀论文选编
The Charles Hatchett Award Paper

3-53



中信微合金化技术中心



纪念铌发现 200 周年 (1801-2001)

《查理斯·哈契特奖优秀论文选编》

The Charles Hatchett Award Paper

内 容 简 介

本书为纪念 Nb 发现 200 周年,查理斯·哈契特奖优秀论文选编。

为适应我国钢铁企业、冶金,科研院所研发高性能、高附加值产品的需要,选择了铌在钢中的应用方面的优秀论文 16 篇;包括微合金化钢、工具钢、不锈钢以及 Nb 对钢的相变诱导塑性、高强度钢的断裂行为双相区变形,固溶铌对相变动力学的影响;碳氮化铌的应变析出动力学,铌热机械处理生产线上的动态,后动态静态再结晶研究与实用。

文中研究方法先进,数据精深可靠,很多新鲜知识对攀登冶金材料高峰,很值得一读,可供科研课题新产品开发参考。

主 编:傅俊岩

责任编辑:杨雄飞 孟繁茂

印 刷:2002 年 3 月

印 刷 厂:北京理工大学彩印厂

开 本:787×1902 1/16 印张 13

印 数:1~1500 册

神奇的 Nb

铌在钢铁中的应用丛书

编辑工作委员会

主 编:傅俊岩

副主编:东 涛

编 委:曹荫之

孙玉峰

曹永清

杨雄飞

王祖滨

王伟哲

邱文光

孟繁茂

曹铁柱

赵志军

中信微合金化技术中心

中 信 金 属 公 司

6/10/2010

铌的历史

1801 年，英国化学家查理斯·哈契特 (1765–1847) 在英国皇家学会正式宣布，他在 一块来自北美洲新英格兰的矿石中发现了一种新元素，命名为“钶”。在以后的许多年间，这种新元素一直与钽难以区分。直到 1844 年，德国化学家罗斯 (H. Rose) 彻底将这种元素与钽分离开，并称其为“Niobe”。(希腊神话中坦塔罗斯的女儿，以示与钽的关系亲密)。1948 年，国际化学学会正式命名这种元素为铌 (Niobium)。很长时间以来，铌一直被认为是一种罕有的金属，1939 年全世界产量近为 500 吨。铌在各个领域地广泛应用，消费量迅猛增长是近 30 年的事，其直接原因是在巴西发现了高品位的大型矿床。巴西矿冶公司 (CBMM) 作为世界最大的铌制品生产者，每年提供 30,000 吨以上高质量的铌制品。

“查理斯奖”及其管理机构

巴西矿冶公司为推动和促进铌在国际范围内研究和应用领域的发展，与英国材料研究院共同设立了每年一度的“查理斯优秀论文奖”。该奖项旨在奖励本年度对铌的科学研究和合金化技术有突出贡献的各国科学家。获奖科学家将得到由纯铌铸造的奖牌，并由巴西矿冶公司 (CBMM) 出资赞助访问巴西矿冶公司以及巴西其他相关领域的技术研究机构。

编者寄语(代序)

自 20 世纪七八十年代以后,钢铁工业的工艺技术取得了突飞猛进的发展,在社会对结构用钢材越来越苛刻的需求和降低成本的要求下,冶金学家们开发了微合金化技术,形成了微合金化的钢类领域。为适应和满足美国阿拉斯加、苏联西伯利亚地区石油天然气输气管线工程用钢的苛刻要求,世界范围的冶金和材料科学家们都以管线钢为主题进行了深入的研究开发工作。其中最引人注目的莫过于铌微合金化钢创新的基础研究和应用生产技术方面的成就。

在世界范围内包括铌在内的微合金化技术进展多数是在 CBMM 直接组织或资助下完成的,中国近 20 年的微合金化技术进步也得益于 CBMM 的支持。在纪念铌发现 200 周年之际,我们编辑出版“Charles Hatchett 奖”优秀论文选编一书,献给中国钢铁工业的冶金同行们。本书选编了自 1979 年至 2001 年二十三年间荣获“Charles Hatchett 奖”的有关铌微合金化技术的优秀论文。从这批获奖的报告中,我们不难看出:其一,世界各国的微合金化技术发展几乎朝着一个方向,中国的研究和开发工作也不例外,遵循同一轨迹;其二,与世界发展状况相对照,目前中国微合金化技术的基础研究相当于国外德、美、日、奥等发达国家 90 年代初水平,而铌微合金化钢的生产和应用大约还处于国外 80 年代中期的水平。我们从这批报告中挑选了 16 篇,具有代表性,可以说浓缩了铌微合金化钢的发展历史、成果和至今遗留问题。

所选的 1979 年和 1981 年两篇早期发表的论文,在 C、C-Mn、C-Mn-Nb 及 C-Mn-Mo-Nb 钢中系统地研究了在 γ 区和 $\gamma+\alpha$ 区控轧条件下钢的组织结构和力学性能的变化规律,并以管线钢为对象,探讨了化学成分和工艺参数的影响,有两个成果,也正是我们在 10 年前才弄清的,即必须降低钢的碳含量,以不同的组织类型获得强韧性良好匹配的高级别管线钢;在低温 γ 区和 $\gamma+\alpha$ 轧制,出现相变温度提高的现象,此后若干年才定义为“应变诱导相变”。在 90 年-95 年期间的研究,集中于高温奥氏体再结晶、应变诱导 Nb(CN)析出两个命题,其结论是粗轧阶段平衡析出量在 5-10%,与化学成分、再加热、变形条件无关,而精轧阶段的析出,则与上述这些因素密切相关; γ 再结晶是细化晶粒和晶粒细化强化的主要手段,一系列的动态和静态再结晶的研究,已阐明了如变形与再结晶、再结晶与析出、再结晶与相变相关性等许多问题,但 α 再结晶难以准确控制机理及其作用,直至近年才拨开迷雾。95-98 年多数研究关注于固溶铌对奥氏体转变、对钢的淬透性以及焊接性的影响,Nb-Ti 复合微合金化对热轧和冷轧 C-N 化物析出和强化效果的作用。热机械处理工艺(TMCP)的开发,具有不可忽视的意义,可以获得超细结构,即使钢的碳含量在 0.01%,随着 Nb 量的增加,晶粒变得愈加等轴和超细化;镍的添加,由于高位错密度和细小 α 亚结构,满足了对高强高韧钢的要求,其中 γ 区大变形导致应变诱导相变是一个极其关键的机制。上世纪末在日益增强的能源紧缺的压力和汽车运行安全性的背景下,侧重在汽车用钢的研究方面,对含铌 IF 钢、双相钢及相变诱导塑性(TRIP)钢的众多研究,获得了许多既有高强度、低屈强比、又有极好深冲性能的微合

金化钢,注意到了并非依靠提高碳含量,而需籍助于合理的工艺技术。对冷轧板采用分阶段退火处理,对于热轧板特殊的轧后控冷是必不可少的。铌微合金化可以促进残余 γ 数量增加,并使热处理工艺窗口增大,而且对于每一种钢都存在一个最佳的残余 γ 体积分数值,其内在原因至今尚不明了。在2000年的一篇文章中,介绍了由Cockerill Sambre开发的一种新型热轧高强细晶粒钢,提出了“准动态再结晶”的概念,这种钢具有超细 α 和双相钢的双重特性。在本文集中还收集了3篇铌微合金化的高合金钢的报告,1986年有关含铌高速钢的研究,1989年称之为NAR-FC-3的含铌抗腐蚀铁素体不锈钢的研究,前者着重指出,高速钢基体组织研究是冶金研究中最薄弱的环节之一,且对高速钢的科学评价往往又限于室温范围,含铌高速钢的开发,已解决了许多重要问题,一次碳化物 M_2C 分解为 M_6C 和 MC ,铌参与二次硬化可使高速钢使用温度大大提高。后者在通用铁素体不锈钢中降C提Cr并加入0.5Nb,该钢的抗蚀能力超过SUS430和SUS434钢。特钢领域铌微合金化的研究在国内还刚刚起步。

我们期待,国内同行们从这个论文集中吸取成功的经验,避免重复的工作,特别是对于新一代高强高韧钢的开发值得借鉴,着眼于尚未阐明的一些问题,更上一层楼。

近两年来,中国微合金化技术和铌微合金化钢的发展很快,铌铁的消费2000年已超过1000吨,但我们不能不注意到,在同一期间我国粗钢平均年净增1500万吨,所以吨粗钢的铌铁消费水平还未能突破10克,对比只能说明我国的铌微合金化钢发展前途十分广阔,在钢材品种结构调整中铌微合金化钢开发还远远落后于工业化国家。中信金属公司及中信微合金化技术中心愿与国内同行继续共同奋斗10年~15年,以赶上国际发达国家钢铁工业水平。

本译文集出版是在鞍山钢铁集团公司技术中心郭惠久、曹荫之等同志大力支持下完成的,钢铁研究总院的刘清友等同志也参与了这项工作。本译文集中的7篇文章是由鞍钢技术中心曹荫之教授、孙建伦、黄国建、侯华兴、董文卜、李晓非等同志翻译完成的,尤其是曹荫之教授付出大量的心血和劳动。借本论文集出版之际,向郭惠久、曹荫之等同志表示衷心的感谢。



2002年4月

目 录

(附:Charles Hatchett 优秀论文(1979~2001 年))

编者寄语(代序)

傅俊岩

I

奥氏体与奥氏体-铁素体区域的变形对 C, C-Mn, C-Mn-Cb, C-Mn-Mo-Cb 钢强度和断裂行为的影响

G.R. Speich, D.S. Dabkowski

1

通过工艺参数和化学成分控制北极管线钢的显微组织 C. Ouchi, J. Tanaka, I. Kosasu, and K. Tsukada

23

高速工具钢的发展

R. Riedl, S.Karagoz, H. Fischmeister, F.Jeglitsch

34

M2C 碳化物在高速钢中的作用

S. Karagoz, R.Riedl, M.R. Gergg, H.Fischmeister

52

NAR-FC-3— 一种新开发抗腐蚀性铁素体不锈钢

S. Akiyama, S. Kiya, K. goshokubo, K. Yokoyama, K. Hirahara, H. Hoshi

59

冷轧微合金化钢的再结晶和机械性能

Wolfgang Bleck, Wolfgang Muschenborn, & Lutz Meyer

72

粗轧道次对 Nb(C,N)应变诱导析出动力学的影响

E.Valdes and C.M.Sellars

81

含铌钢再加热和晶粒粗化时成分及微观结构的变化

E.J.Palmiere, C.I.Garcia, A.J.DeArdo

94

固溶铌对贝氏体相转变动力学的影响

G.I.Rees, J.Perdrix, T.Maurickx, H.K.D.H. Bhadeshia

106

铌对微合金化奥氏体钢淬透性的影响

C. Fossaert, G.Rees, T.Maurickx, H.K.D.H.Bhadeshia

114

C-Mn-Ni-Nb 钢通过热机械处理相变强化

S.H. Lee, D.G. Kwon, Y. K. Lee, O.J. Kwon

128

铌、钛微合金热带钢中碳氮化物析出的定量研究

Itman, K. R. Cardoso, H. -J. Kestenbach

139

高强度细晶粒多相钢加工的新型热机械轧制工艺

A.Shmitg, J.Nutjens, J.C.Herman, V.Leroy

148

一种新型热轧高强度细晶粒多相钢的加工工艺和性能

J.Neutjens, Ph.Harlet, Th.Bakolas, P.Cantinieux

161

试验温度对相变诱导塑性(TRIP)低合金及高合金钢力学行为的影响

W. Bleck, S. Kranz, J. Ohlert, K. Papamantellos

173

Nb 微合金化 TRIP 钢的热处理工艺、组织和性能关系

Klaus Hulka

184

附

Charles Hatchett 优秀论文(1979~2001 年)

1. 1979: Effect of Deformation in the Austenite and Austenite-Ferrite Regions on the Strength and Fracture Behavior of C, C-Mn, C-Mn-Cb, and C-Mn-Mo-Cb Steel, G.R. Speich and D. S. Dabkowschi, Proceedings of AIME Conference held in Cleveland, Ohio, August 1976, J. B. Balance, New York, pp.557-597
2. 1980: Transformation Characteristics and Properties of Low-Carbon Nb-B Steels, B. Serin, Y. Desalos, Ph. Maitrepierre, J. Rofes-Vernis, Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie, Juin 1978, 75, 355-369
3. 1981: Control of Microstructure by the Processing Parameters and Chemistry in the Arctic Line Pipe Steels, Chiaki Ouchi, Junichi Tanaka, Isao Kosasu, and Koshiro Tsukada, Micon 78: Optimization of Processing, Properties, and Service Performance Through Microstructural Control, ASTM STP 672, pp. 105-125
4. 1982: Dynamic Precipitation and Solute Hardening in a V Microalloyed Steel and Two Nb Steels Containing High Levels of Mn, M.G. Akben, I. Weiss and J.J. Jonas, Acta Metallurgica, 1981, 29, 111-121
5. 1983: Preparation and Characterization of Ultra-High-Purity Niobium, Klaus K. Schulze, Journal of Metals, Vol. 33, No. 5, May, 1981, pp. 33-41
6. 1984: Development of Deep Drawable and Bake Hardenable High Strength Steel Sheet by Continuous Annealing of Extra Low Carbon Steel with Nb or Ti, and P, T. Irie, S. Satoh, A. Yasuda and O. Hashimoto, Metallurgy of Continuous-Annealed Sheet Steel, p155-171, the Metallurgical Society of AIME, Warrendale, PA 15086 USA, 1982
7. 1985-1: Ferrite Formation from Thermo-Mechanically Processed Austenite, R. K. AMIN, Thermo-Mechanical Processing of Microalloyed Austenite, p. 1-30, the Metallurgical Society of AIME, Warrendale, PA 15086 USA, 1982
8. 1985-2: Austenite Grain Coarsening and the Effect of Thermo-Mechanical Processing on Austenite Recrystallization, F. B. PICKERING, p. 377-402, the Metallurgical Society of AIME, Warrendale, Warrendale, PA 15086 USA, 1982
9. 1986-1: Developments in High Speed Tool Steels, R. Riedl, J. Jeglitsch, Translated version of an article publish in German in Berg-und Hüttenmännische Monatshefte, 129 (1984), p71-85
10. 1986-2: The role of M₂C carbides in high speed steels, S. Karagöz, H. Fishmeister, Translated version of an article publish in German in Sonderbände der praktischen Metallographie, 14(1983), p369-382
11. 1987: TRIBOCOR 532 N-A New Material for Environments Involving Wear and Corrosion, P. F. ZIEGLER and J. J. RAUSCH, Journal of Materials for Energy Systems, 8 (1986), p. 49-57

12. 1988-1: Optimization of the Chemical Composition of a Microalloyed Steel with 0.45% Carbon to Obtain a Tensile Strength of 1000 MPa without Heat Treatment, P Charlier and L. B?cker, Proceedings of the 7th International Conference on the "Strength of Metals and Alloys", Montreal, 12-16 August, Vol. 2, pp. 1019-1-24, Pergamon Press (Oxford) 1986
13. 1988-2: Growth of Microalloyed Steels for Bar Products for the Motor Car Industry Example of Cooperation between the Iron and Steel Industry (Ascometal) and the Motor Car Industry (Renault), P. Charlier and A. Guimier, Proceedings of 'Microalloyed Steel Grades for the car and Truck Industry' Seminar, Moscow, 19-21 April, 1988
14. 1989: Development of an Improved Corrosion Resistant Ferritic Stainless Steel " NAR-FC-3", S. Akiyama, S. Kiya, K. Goshokubo et al, Nippon Stainless Technical Report, 12 (1986) p.31
15. 1990: Recrystallization and Mechanical Properties of Microalloyed Cold-Rolled Steel, Wolfgang Bleck, Wolfgang M?schemborn and Lutz Meyer, steel research 59 (1988), No. 8, p.344-351, Verlag Stahleisen MbH, D?sseldorf
16. 1991: Refractory Metal Alloys and Composites for Space Power Systems, R. Stephens, D. W. Petrasek and R. H. Titran, International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, Vol.9, 1990, No.2, p.96-103
17. 1992: Influence of Roughing Rolling Passes on Kinetics of Strain Induced Precipitation of Nb(C,N), E. Valdes and C.M.Sellars, Materials Science and Technology, Vol. 7, 1991, pp. 622-630
18. 1993-1: Carbonitride Precipitation Growth in Titanium/Niobium Microalloyed Steels, Heilong Zou and J.B. Kirkaldy, Metallurgical Transactions A, Vol. 22A, July 1991, pp. 1511-1524
19. 1993-2: Thermodynamic Calculation and Experimental Verification of the Carbonitride-Austenite Equilibrium in Ti-Nb Microalloyed Steels, Heilong Zou and J.B. Kirkaldy, Metallurgical Transactions A, Vol. 23A, February 1992, pp. 651-657
20. 1994: CRA Clad UOE Pipe Produced by Applying TMCP Plate, H. Tamehiro, Y. Terada, Y. Ogata, J.M.Gray, T.Yoshino, T.Hirokawa, K.Katayama, H.Ogawa, Y.Horii, R. Uemori, H.Kashimura, Proceedings of the 12th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, Volume V, Pipeline Technology ASME 1993, pp319-327
21. 1995: Compositional and Microstructural Changes Which Attend Reheating and Grain Coarsening in Steels Containing Niobium, E.J. Palmiere, C.I. Garcia and A.J. DeArdo, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 25A, February 1994, pp. 277-286
22. 1996-1: The Effect of Niobium in Solid Solution on the Transformation Kinetics of Bainite, G.I. Ress, J.Perdrix, T.Maurickx, H.K.D.H.Bhadeshia, Materials Science and Engineering A 194 (1995) p.179-186
23. 1996-2: The Effect of Niobium on the Hardenability of Microalloyed Austenite, C. Fossaert, G. Ress, T. Maurickx, H.K.D.H.Bhadeshia, Materials Science and Engineering

A, Volume 26A, January 1995, p.21-30

24. 1997-1: Transformation Strengthening by Thermomechanical Treatments in C-Mn-Ni-Nb Steels, Sunghak Lee, Dongil Kwon, Young Kook Lee, Ohjoon Kwon, Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 26A, May 1995, P. 1093-1100
25. 1997-2: Modelling of Austenite Evolution and Transformation for MA Strips, Ohjoon Kwon, Kyung Jong Lee, Jae Kon Lee, Ki Bong Kang, Microalloying '95 Conference proceedings, Iron and Steel Society, 1995, p.251-261
26. 1998: Quantitative Study of Carbonitride Precipitation in Niobium and Titanium Microalloyed Hot Strip Steel, A. Itman, K.R Cardoso, and H. -J. Kestenbach, Metallurgical Materials Science and Technology, Volume 13, January 1997, p. 49-56
27. 1999-1: Effects of Test Temperature, Grain Size, and Alloy Additions on the Cleavage Fracture Stress of Polycrystalline Niobium, A. V. Samant, J.J.Lewandowski, Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 28 A, February 1997, p.389-399
28. 1999-2: Effects of Test Temperature, Grain Size, and Alloy Additions on the Low-Temperature Fracture Toughness of Polycrystalline Niobium, A. V. Samant, J.J. Lewandowski, Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 28 A, November 1997, p.2297-2307
29. 2000-1: New Thermomechanical Hot Rolling Schedule for the Processing of High Strength Fine Grained Multiphase Steels, Schmitz, J. Neutjens, J.C. Herman, and V. Leroy, the 40th Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceeding, Volume 36, 25-28 October 1998, p. 295-309
30. 2000-2: Processing and Properties of a New Hot-Rolled High-Strength Fine-Grained Multi Phase Steel, J. Neutjens, Ph. Harlet, Th. Bakolas, and P. Cantinieaux, the 40th Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceeding, Volume 36, 25-28 October 1998, p. 311-321
31. 2001-1: Relationship between Heat Treatment Conditions, Microstructure and Properties of Niobium Microalloyed TRIP Steel, K. Hulka, W. Bleck and K. Papamantellos, the 41st Mechanical and Steel Processing Conference Proceeding, Volume 37, 24-27, October 1999, pp. 67-77
32. 2001-2: Effect of the Testing Temperature on the Mechanical Behaviour of Low and High Alloyed Steels Showing the TRIP Effect, W. Bleck, S. Kranz, J. Ohlert and K. Papamantellos, the 41st Mechanical and Steel Processing Conference Proceeding, Volume 37, 24-27, October 1999, pp. 295-305

奥氏体与奥氏体-铁素体区域的变形对 C, C-Mn, C-Mn-Cb, C-Mn-Mo-Cb 钢强度和断裂行为的影响

G. R. Speich, D. S. Dabkowski

美国钢铁公司研究室

【摘要】

虽然对大多数管线钢来说控制轧制变形完全发生在奥氏体区,有时在奥氏体-铁素体区内较低温度区域也发生变形,特别是当期望强度更高时。为了比较控轧管线钢在这两个温度区间变形时的强度和断裂行为,并研究单个合金元素对它们的影响,对 Fe 和一系列的 C, C-Mn, C-Mn-Cb, C-Mn-Mo-Cb 钢实施了控轧,采用的变形循环包括在 1800 至 1200F 之间逐渐降低的温度上进行终轧。

所有钢在奥氏体区变形,随着终轧温度的降低,晶粒细化,强度逐渐增加,如果变形延伸到奥氏体-铁素体区时,由于在铁素体中产生了位错亚结构,使强度急剧增加。转变温度的提高伴随着屈服强度的急剧增加,相反,当变形仅发生在奥氏体区时,转变温度是降低的。除了晶粒大小和位错亚结构对强度的贡献,这些钢中也出现由于添加 Mn 引起的固溶强化和添加 Cb 引起的析出强化。在所有试验的终轧温度下添加 Mo 获得更细的晶粒。

当变形延伸到奥氏体-铁素体区时,冲击试样中平行于轧制面出现了撕裂断裂,对含锰钢会更严重。这些断裂是由于钢在奥氏体-铁素体两相区变形的许多金相学特征产生的,包括强烈的带状组织,双重变形铁素体晶粒结构的发展,以及(100)[110]晶体学织构的形成。

Effect of deformation in the austenite and austenite-ferrite regions on the strength and fracture behavior of C, C-Mn, C-Mn-Cb, and C-Mn-Mo-Cb steels

G.R. Speich and D.S. Dabkowski

Research laboratory

Monroeville, Pa, USA

Abstract

Although the controlled-rolling schedule for most line-pipe steels is such that deformation occurs entirely in the austenite region, sometimes deformation steps at lower temperature within the austenite-ferrite region are included, especially when higher strengths are desired. To compare the strength and fracture behavior of control-rolled line-pipe steels when deformation occurs in these two temperature regions and to separate the effects of individual alloying elements, Fe and a series of C, C-Mn, C-Mn-Cb, and C-Mn-Mo-Cb steels were control-rolled at increasingly lower temperature between 1800 and 1250F.

The strength of all the steels increased gradually as the finishing temperature was lowered in the austenite region because of grain refinement, but increased sharply when deformation was extended into the austenite-ferrite region because of the dislocation substructure generated in the ferrite. This sharp increase in yield strength was accompanied by an increase in the transition temperature, in contrast to the normal decrease in transition temperature found when deformation occurred only in the austenite region. In addition to the strengthening contributions from grain size and dislocation substructure, a

• 1 •

solid-solution-hardening contribution from Mn additions and a precipitation-hardening contribution from Cb additions were present in these steels. Finer grain sizes were obtained with Mo additions for all finishing temperature.

Splitting fractures parallel to the rolling plane developed in impact specimens when deformation was extended into the austenite-ferrite region, being more severe in the steels containing manganese. These fractures resulted from a number of metallographic features characteristic of steels deformed in the two-phase austenite-ferrite region, including more intense banding, development of a duplex deformed ferrite grain structure, and formation of a (100)[110] crystallographic texture.

前言

对管线钢实施控轧的目的是获得普通轧制工艺中不可能得到的高强度与低转变温度的配合。通常,这种控轧操作包含许多在降温区的变形,最终变形发生在低温奥氏体区。为了得到更高屈服强度,有时最终变形是在奥氏体区更低的温度下完成的。然而,更高的屈服强度,伴随着夏比冲击试样平行于轧制平面撕裂断裂的发生。在管线全长断裂试验后也观察到这种撕裂断裂,而这也倍受关注,因为它们可能改变大直径管线钢的抗裂纹扩展能力。

尽管早期工作已经弄清了一些在奥氏体-铁素体区变形的特征,但这些研究一般局限于有限的钢种,因此就不能将化学组成与变形对强度和断裂行为的影响区分开。而且,撕裂断裂扩展的原因也没有弄清楚,有的归因于变形拉长的铁素体晶粒,或不利的晶体学织构的出现,或双重铁素体晶粒尺寸的形成。在目前的工作中,我们已经研究了Fe及一系列的C, C-Mn, C-Mn-Cb, C-Mn-Mo-Cb钢在奥氏体与奥氏体-铁素体区变形对强度和断裂行为的影响。这些研究已和化学成分、铁素体晶粒尺寸的变化、带状组织的程度、晶体学织构、碳化物分布及夹杂物的含量等内容联系起来。

材料及步骤

研究的材料包括Fe及一系列C, C-Mn, C-Mn-Cb, C-Mn-Mo-Cb钢,它们的添加量依次为0.06% C、1.2% Mn、0.05% Cb、1.25% Mo。这些钢中硫含量都是

0.004%。对更高硫含量(0.011%S)的C-Mn-Cb钢进行了研究。这些钢中C、Mn、Cb、Mo的范围与最近建议用于北极管线钢的成分相似。所有这些钢都是在300磅的真空炉中熔炼,加入了硅、铝,(对Fe炉次除外),以模拟电炉钢的生产。钢水被铸成5×12×17英尺的矩形方坯。表1给出了它们的化学成分。

铸锭在2300F被轧成4.5英尺厚,然后切成6块相同的4.5×5.5×5.5英尺试件,随后进行控轧。控轧工序包括将4.5英尺厚的试件加热到2300F(随后的研究表明,对C-Mn-Cb-Mo钢,控轧时采用2150F的再加热温度,钢的性能更好),然后进行14道次轧制,每道次大约13%的压下量,将板坯轧到0.5英尺厚的薄板,随后空冷。除了早期研究过的硫含量较高的C-Mo-Cb钢(0.011%)使用连续的延时工序外,其它钢都采用一次延迟以得到低的终轧温度。除了C-Mo-Cb钢(0.011%S)终轧温度分别为1800, 1675, 1550, 1475, 1325, 1250F, 其它钢的终轧温度为1800, 1500, 1400, 1250F

控轧后,由一些钢轧出的0.5英尺厚的钢板在1650F进行1小时奥氏体化处理,然后空冷。同时也对在1650F经过1小时奥氏体化后的钢板进行水淬,在1150F回火1小时。这些实验是对控轧研究的补充,并检验热处理对撕裂断裂扩展的影响。

从控轧或热处理板上切下坯料,并加工成横向全尺寸夏比V形缺口(CVN)冲击试样和直径为0.252英尺的拉伸试样,并且测定了50%剪切断裂转变温度(FATT)及拉伸性能。对C-Mo-Cb钢(0.011%S)断裂过程

表 1 钢的化学成分 (wt%)

钢	C	Mn	P	S	Si	Cb	Mo	Al _{Total}	O(ppm)	N
Fe	<0.005	0.014	0.001	0.005	<0.004	<0.005	<0.005	0.005	552	0.002
C	0.055	<0.01	0.001	0.004	0.25	<0.005	<0.005	0.016	72	0.003
C-Mn	0.060	1.26	0.001	0.004	0.25	<0.005	0.009	0.019	19	0.003
C-Mn-Cb	0.064	1.27	0.001	0.003	0.26	0.050	0.009	0.018	35	0.005
C-Mn-Cb (0.011S)	0.060	1.25	0.009	0.011	0.25	0.044	0.13	0.024	—	0.003
C-Mn-Mo-Cb	0.058	1.25	0.001	0.003	0.26	0.050	0.26	0.027	26	0.004

的方向性进行了细节研究,用全尺寸纵向,45°及厚度方向的 CVN 试样测定这些方向的 FATT 值。同时也用不同的钢制做了一些 2/3,1/2,1/4 尺寸的 CVN 试样进行试验用来获得吸收功并测定试样厚度对撕裂断裂的影响。

从 C-Mo-Cb 钢(0.011%S)板中部及表面切取试样进行晶体学组织的测定。在一块终轧温度为 1250F 试样的厚向上每隔 0.050 英尺测量一下晶体学组织。用 Co 的 K α 射线测定了平行于轧制方向 (100), (111), (211), (311)面反射的强度并与那些随机试样的观察结果作对比。同样,对终轧温度为 1250F 的 C-Mo-Cb 钢(0.001%S),也得到了反射极图象。

对从轧板上切下的试样的 3 个互相垂直平面进行了金相检验。尽管报导的晶粒尺寸通常仅从纵向平面得到的,但本研究根据 ASTM 测量方法对 3 个平面的晶粒尺寸进行了测量。用高放大率光学显微镜及扫描电镜来研究晶界上碳化物及转变产物,用透射电镜研究铁素体中细小的亚结构。

为了确定铁素体形成的温度范围,用膨胀法测定钢的 Ar₁ 和 Ar₃ 温度。对 C-Mn-

Mo-Cb 钢试样同样进行了模拟控轧过程及水淬,以确定在控轧过程中铁素体形成的数量。

实验结果

屈服强度-晶粒尺寸

图 1 给出了 6 种钢的终轧温度对屈服强度-晶粒尺寸间关系的影响结果。屈服强度与晶粒尺寸的 $d^{-1/2}$ 有关,这几种钢都服从此规律,直到终轧温度(1400 和 1250F)处在奥氏体-铁素体区,此时铁素体在控轧过程中产生并变形。然后与这种 $d^{-1/2}$ 关系有了明显的差别,即晶粒尺寸的稍微再减小一点,屈服强度就急剧提高。C-Mn-Cb 及 C-Mn-Mo-Cb 钢从来没有出现过这种现象。

除了降低终轧温度晶粒尺寸会减小,添加 C、Mn、Cb、Mo 等元素也会使晶粒尺寸进一步减小。然而,比较试验数据与 Morrison 给出并在图 1 中用虚线描述的晶粒尺寸-强化模型可以看出,随着增加合金含量或降低终轧温度而带来屈服强度的提高,不仅仅是晶粒尺寸或冷加工单独作用的结果。随着合金元素 C、Mn、Mo、Cb 的加入,曲线的平直段也超过了虚线,这表明在这些钢中也出现

了固溶和析出强化。

图 2 给出了终轧温度和钢的成分对转变温度的影响。根据 $d^{-1/2}$ 晶粒尺寸关系, 当所有的变形都在奥氏体区发生时 ($T \geq$

转变温度-晶粒尺寸

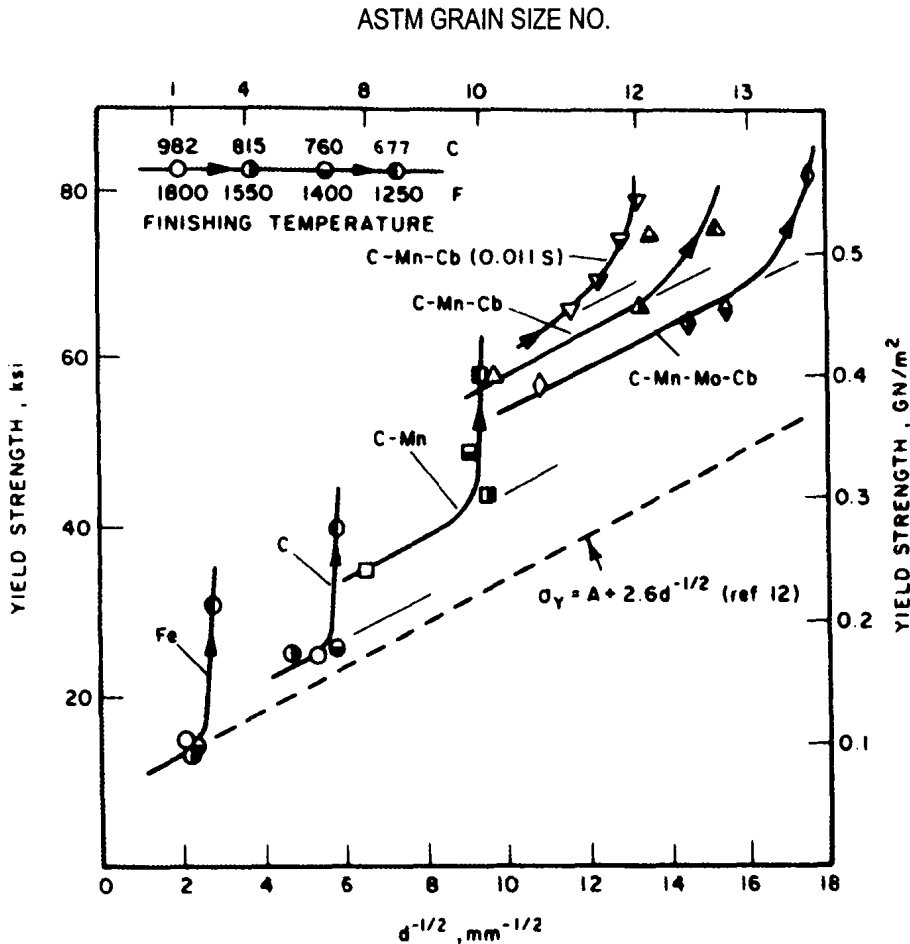


图 1 终轧温度对强度与晶粒尺寸的影响

1550F), 所有钢的转变温度随着终轧温度的降低而降低。当变形延伸到奥氏体-铁素体区 ($T \leq 1440F$), 所有钢的转变温度随着晶粒尺寸的微小增大而提高, 并向上偏离 $d^{-1/2}$ 关系。不同钢种的 FATT 与 $d^{-1/2}$ 线的斜率从 $-25F/mm^{-1/2}$ 变化到 $-60 F/mm^{-1/2}$, 而 Heslop 和 Petch 给出的虚线斜率为 $-25F/mm^{-1/2}$ 。

化学组成对转变温度也有显著的影响, 并与晶粒尺寸无关。当晶粒尺寸相同时, C 钢的转变温度比 C-Mn 钢的高很多, C-Mn-Cb 及 C-Mn-Cb (0.011S) 钢的转变温度也比 C-Mn 和 C-Mn-Mo-Cb 钢高。另外, C-Mn-Cb

(0.011S) 的转变温度也高于 C-Mn-Cb 钢, 尽管这是由于这两种钢采用了不同轧制工序而不是它们不同的硫含量。

转变温度-屈服强度

图 3 给出了钢在不同温度下终轧时转变温度和屈服强度的关系。当在奥氏体区进行变形, 所有钢的转变温度最初都随终轧温度的逐步降低而降低, 即使它们的屈服强度在增加。而当变形延伸到奥氏体-铁素体区时, 这种趋势就颠倒过来, 当终轧温度降低时, 转变温度增加, 并且屈服强度也增加。

此外, C, C-Mn, C-Mn-Cb 钢间也有

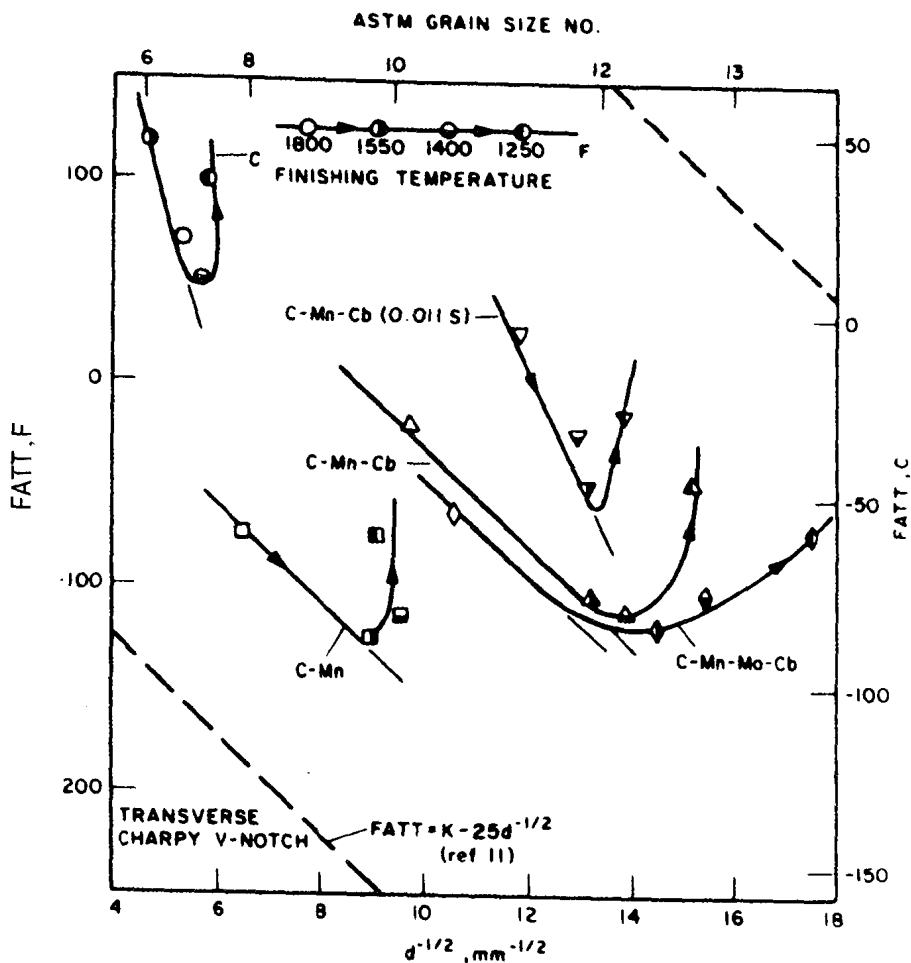


图2 终轧温度对转变温度与晶粒尺寸的影响

显著的差别。即使碳钢屈服强度很低,它的转变温度也比 C-Mn 钢高得多。当 C-Mn-Cb 钢在更高温度终轧并与 C-Mn 钢处在同样的屈服强度时,它的转变温度要高。当终轧温度降低,这种情况就会改变,即使 C-Mn-Cb 钢的屈服强度较高,它的转变温度也在降低直到与 C-Mn 钢相同。在所有的终轧温度下, C-Mn-Cb (0.011S) 钢的转变温度比 C-Mn-Cb 钢都高很多。象以前提及的一样,这或许是由这两种钢采用不同的轧制方式导致的。两者在同一个温度下终轧时, C-Mn-Mo-Cb 钢的转变温度比 C-Mn-Cb 钢低很多。

图3中由S标定的分层断裂,仅当钢在更低的奥氏体-铁素体区中($T \leq 1400$)终轧

时才出现。

正火与淬回火钢

图3列出了一些钢在正火条件(N)、淬回火条件(QT)下屈服强度与转变温度的关系。这些钢(虚线曲线)的转变温度一般都比控轧钢的低,尤其是在奥氏体-铁素体区终轧。特别是对 C-Mn-Mo-Cb 钢,在淬回火后可获得相当于控轧钢的屈服强度。正火后屈服强度更低。从任何正火、淬回火钢板的夏比冲击试样都可观察到无分层断裂。

转变温度-取样方向

图4给出了试样取向对不同温度下终轧的 C-Mn-Cb (0.011S) 钢的转变温度的影

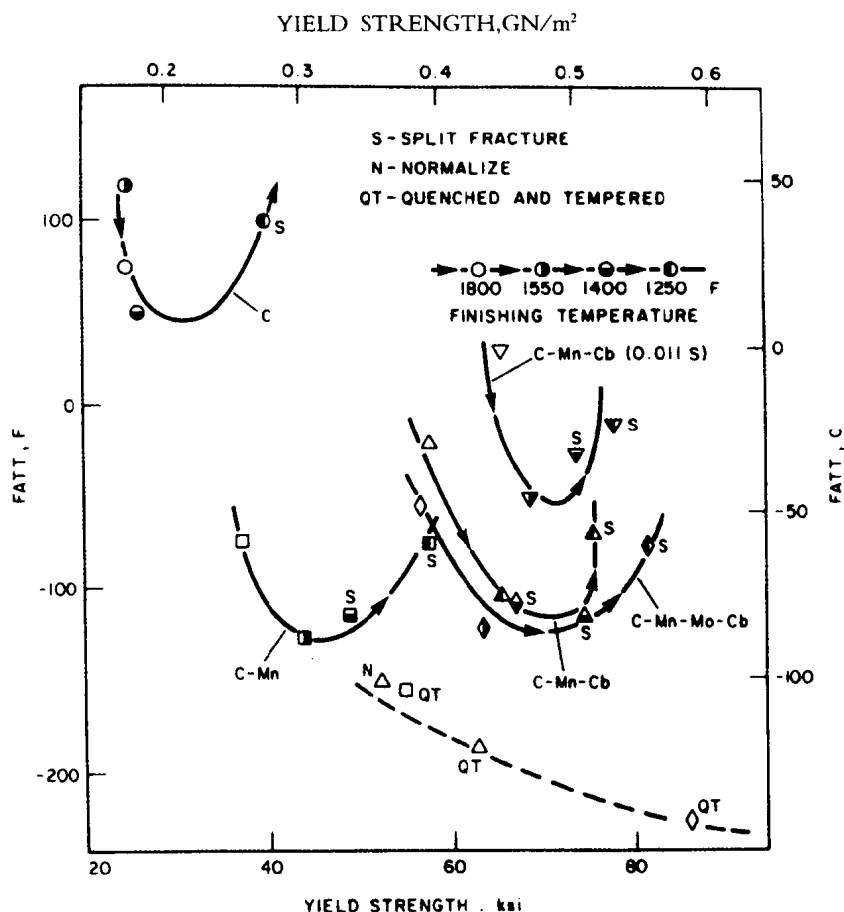


图3 终轧温度和热处理对转变温度、屈服强度及晶粒尺寸的影响

响。取向有与轧制方向成纵向、45°方向、横向和厚度方向。纵向样的转变温度最低,厚度方向转变温度最高,45°方向和横向样居中。当钢在 1400F 或者更低温度下终轧时,在纵向,横向及 45°方向取样的试样上出现了分层断裂(由 S 表示)。厚度方向的试样在表面断裂,该表面构成了其它方向取样的裂口平面。

一般而言,当在奥氏体区的终轧温度降低时,所有取向的试样的转变温度也降低,但是当变形延伸至奥氏体-铁素体区时,转变温度开始提高。

潜能-取样方向

图 5 给出了不同温度下终轧的 C-Mn-Cb (0.011S) 钢在不同方向取样的全尺寸

CVN 试样的吸收功。正如在以前研究基础上预料的那样,纵向的吸收功最高,横向更低,在厚度方向也较低。这个结论对所有终轧温度都成立。当终轧温度降低时,对所有 3 个取向,吸收功都减少。

Ar₁ 和 Ar₃ 温度

表 2 给出了用膨胀法测得的几种钢的 Ar₁ 和 Ar₃ 温度。同时, C-Mn-Mo-Cb 钢在模拟控轧后水淬时铁素体和奥氏体(马氏体)的数量在表 3 中列出。Ar₁ 和 Ar₃ 温度与添加合金元素产生的预期作用以及加 Mn 明显降低这些温度的结果一致。加 Cb 导致奥氏体晶粒尺寸减小,从而使 Ar₁ 和 Ar₃ 温度稍微增加,加 Mo 稍微降低了 Ar₁ 和 Ar₃ 温度。对进行了模拟控轧处理的 C-Mn-Mo-

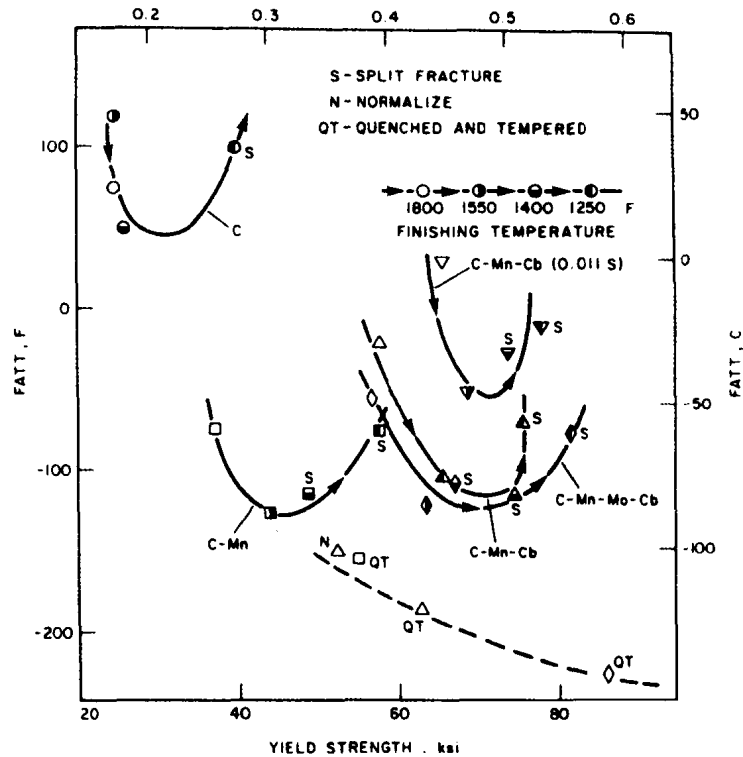


图 4 试样取向和终轧温度对控轧 C-Mn-Cb(0.001S)钢的转变温度的影响

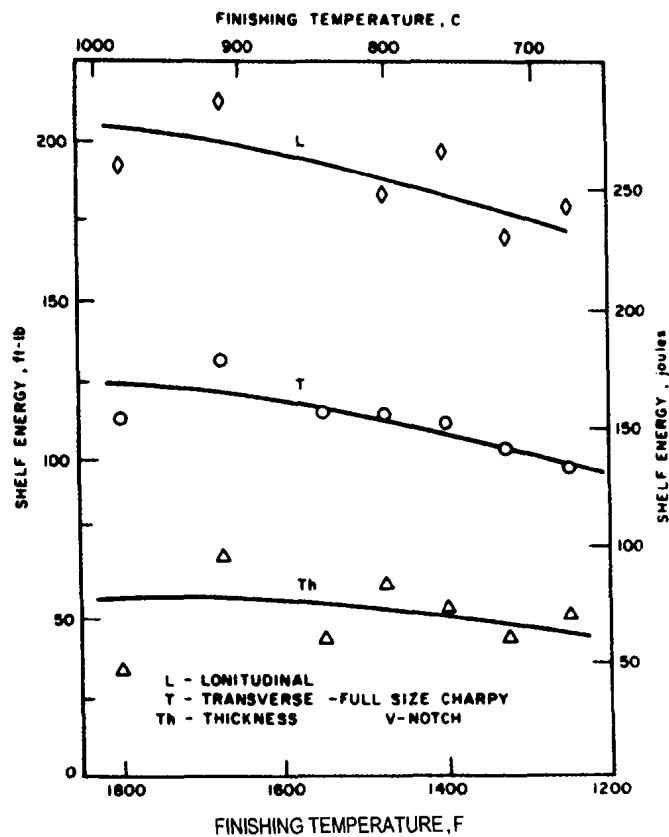


图 5 试样取向和终轧温度对控轧 C-Mn-Cb(0.001S)钢吸收功的影响