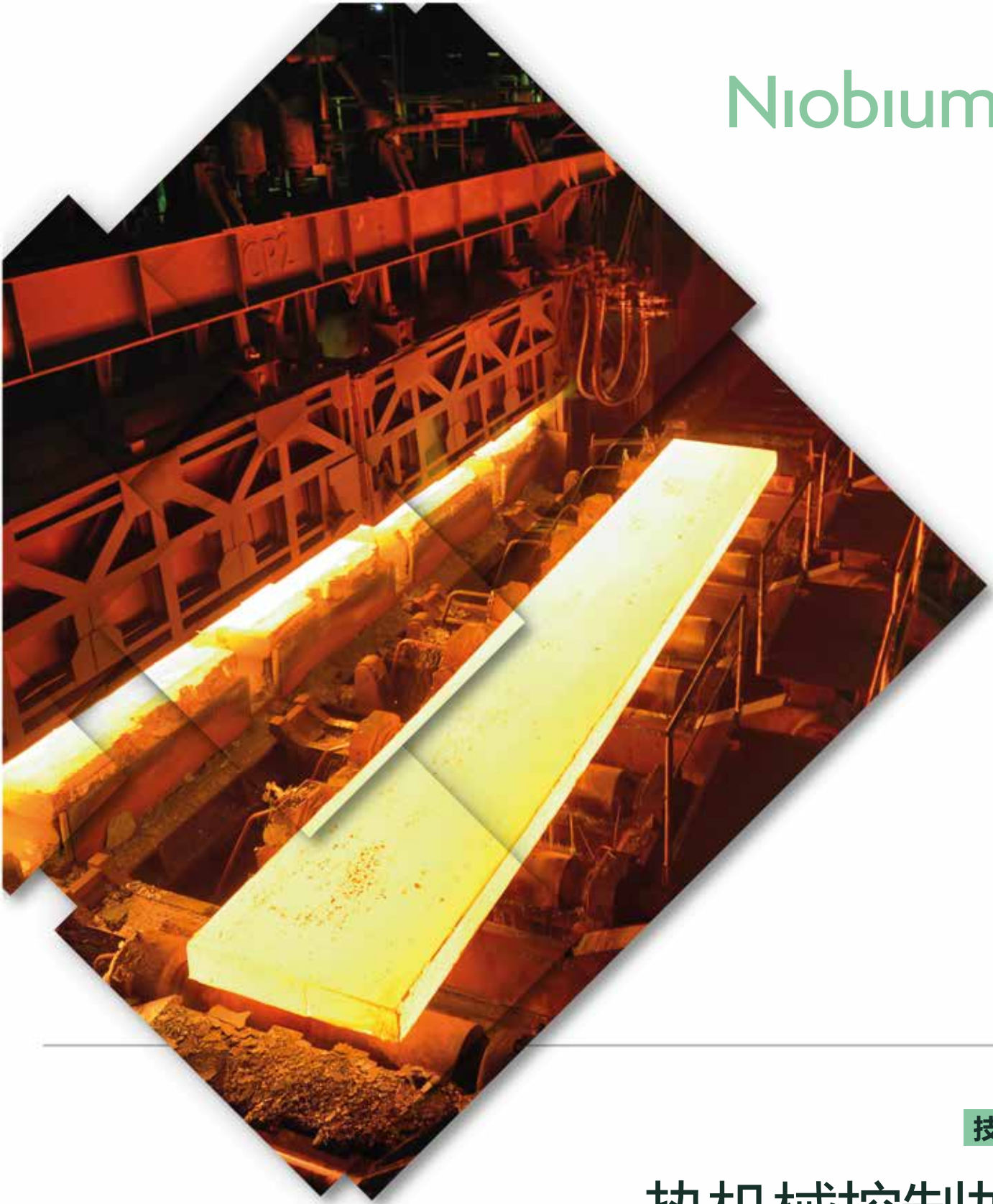


Niobium Nb



技术简报

热机械控制加工  
(TMCP)提供了  
铌技术的优势



这篇短文的目的是为读者提供关于热机械轧制控制工艺 (TMCP) 的基本冶金原理简要信息及其在**高强度管线钢中厚板与热卷生产中的应用**。本文拳面介绍了铌在这类钢发展史上的独特重要性并阐述了低碳炼钢法如何为高温轧制 (HTP) 管线钢中更有效的利用打开了大门。

虽然本文件中介绍的机理和概念是在管线钢的制造背景下描述的，但经过微调后它们也适用于结构和造船等其他领域用钢的制造。

## 高强度油气管线

为了满足日益增长的全球石油和天然气输送管线的需 求，全球超过百分之二十的铌铁产量被钢厂用于生产高强度管线钢中厚板或热卷。由于需要在更高压力下输送更大量的碳氢化合物，因此这些工程所需的管道也趋向于更大的管径和壁厚。市场正在不断扩大，这种趋势如下面的图1所示将持续下去。到2035年，全世界将消耗大约3650万吨高强度管材。

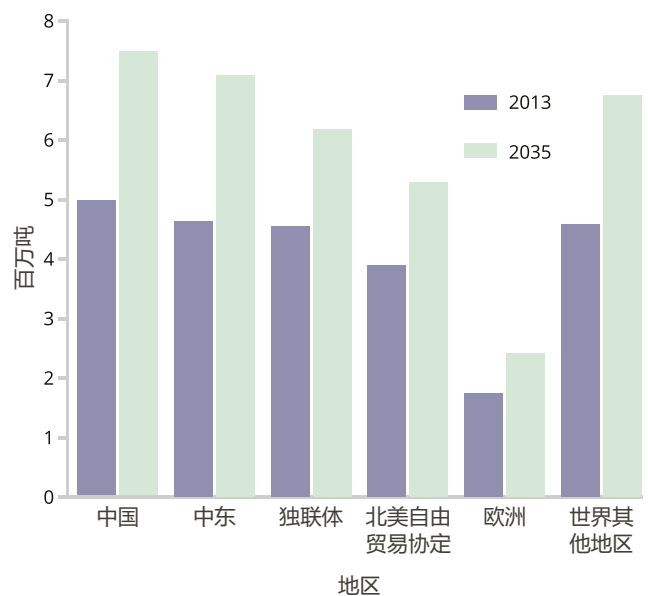


图 1 所示。预期管线钢的增长- X60或更高强度水平的管线钢 (源于金属导报)

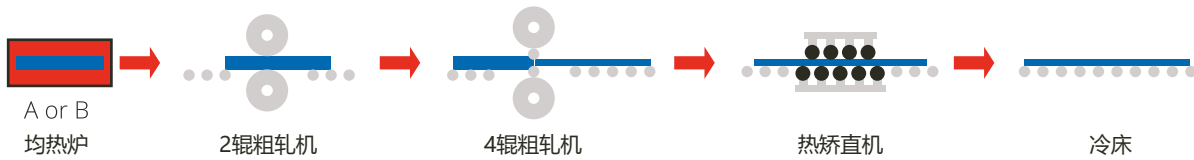


图2a. 中厚板的轧制 (改编自 Corus-Namtec) [1].

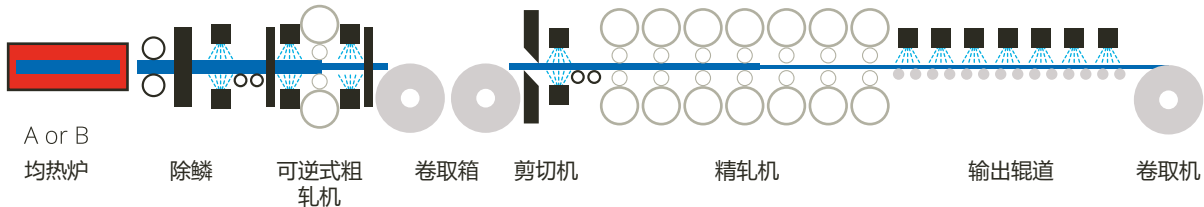


图 2b. 热卷轧机轧制 (改编自 Evans, Kennedy and Thomas) [2].

## 中厚板和热卷

高强度管线通常是用中厚板或热卷制造的，图2a和2b图介绍了这两个轧制工艺的典型布局。

钢管是用中厚板通过埋弧焊 (LSAW) 纵向焊接 (图3a) 或用热轧卷板经螺旋埋弧焊 (HSAW) 制造而成的 (图3b)。至于薄壁焊管以及在在某些情况下还可以采用其他选项，例如电阻焊 (ERW) 和高频感应焊 (HFI)。



图3 a. 高强度低合金 (HSLA) 钢管直缝埋弧焊 (LSAW) (图片由塔塔钢铁公司提供)。



图3 b. 螺旋埋弧焊。(图片由Welspun提供)。

早在几十年前，LSAW 焊管线在高强度钢管中占主导地位，但近年来采用螺旋焊技术的制管线已经明显和逐渐地渗透市场。这一趋势主要是受经济因素的推动，因为购买卷板要比中厚板便宜得多，而且建立螺旋钢管线的资金成本大约是 LSAW 钢管线的四分之一。下图显示了当前全球的大致情况，从中可以看出中国和印度共同引领了这一变化 (图4)。

无论生产中厚板还是卷板，基本冶金原理都是相同的，如下所示。

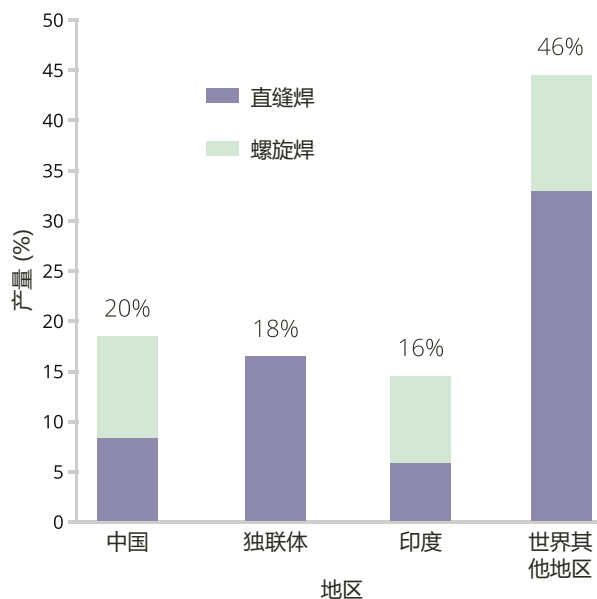


图 4. 世界HSLA 钢管生产能力。(从ITI International数据文件汇编)。

## 钢热轧冶金技术的分析

历史上钢材的轧制和其他热变形过程一样，主要是为了达到特定的外部形状（在这种情况下是板材或卷带材），而成品力学的性能主要是通过合金元素的作用和随后的热处理而影响得到的。

因此，最初热轧通常是在奥氏体（ $\gamma$ ）区内尽可能高的温度下进行的，此时钢是较软的，而温度的上限是受到实际操作条件的限制，例如，在如此高的温度下的成本、生产率等因素。在传统的热轧中，如二战前早期的 C - Mn 钢，很少试图控制轧制的条件，根据产品的厚度终轧通常在 1050-900°C 的温度范围内完成（图5a）。

在上一次世界大战期间出现了船舶船体热轧钢板脆性破坏的不幸情况，在此后的1950年代许多人试图提高钢的韧性，这是通过改变炼钢方法和更有趣的通过引入我们现在所称的“控制轧制”来达成的。当时人们已经开始认识到钢的韧脆转变温度是可以通过细化铁素体晶粒度（ $\alpha$ ）大大改善的。这是可以通过铝处理钢的正火或通过较低温度控制轧制，在高于  $Ar_3$  但仍低于 800°C 的温度范围进一步细化奥氏体来实现的（图5b）。

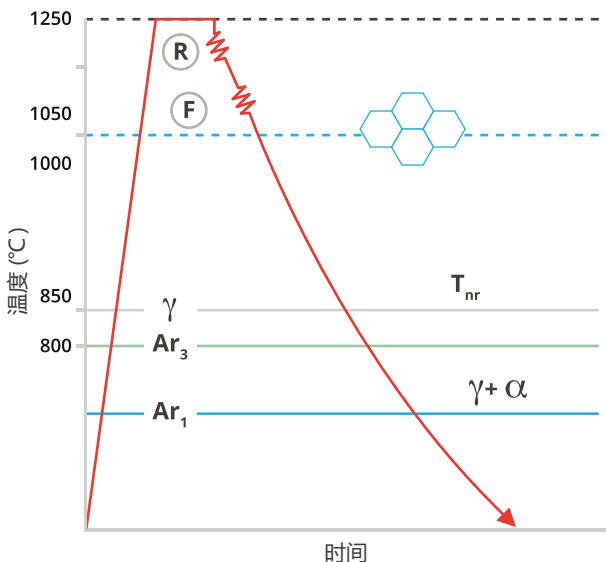


图5a. C-Mn钢的热轧[3]。

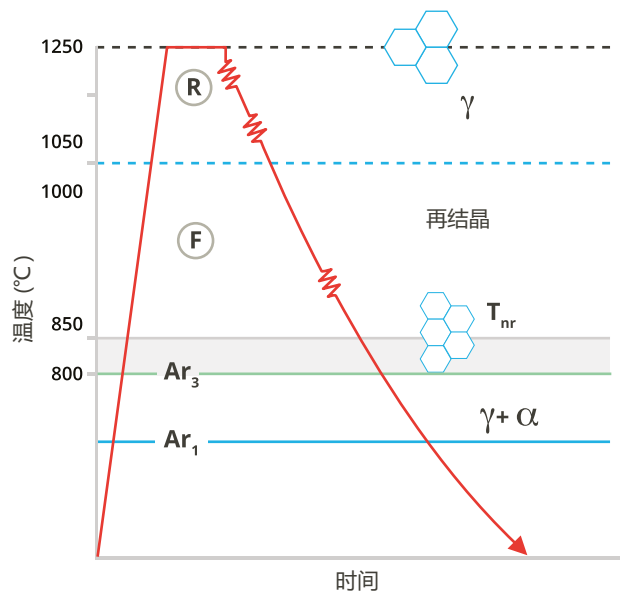


图5b 碳锰钢的控制轧制[3]

在上述两个图中，R表示板坯或“粗轧”的初始变形阶段，而F表示“精轧”变形阶段。

$T_{nr}$  是指在这之下不发生再结晶的温度。

$Ar_3$ 是在冷却过程中奥氏体开始转变为铁素体的温度。

$Ar_1$ 是在冷却过程中奥氏体完成向铁素体转变的温度。

## 术语

在文献中出现的大量不同的术语（如热机械加工、控制轧制、控制加工和热机械轧制控制工艺）很容易混淆。在继续之前是有必要澄清的。

我们已经解释了控制轧制这个术语的起源，但在更广泛的背景下热机械加工结合了各种设计来改善机械性能的技术问题。因此，控制轧制、控制冷却（例如轧制后的加速冷却）或直接淬火是热机械加工的例子。共同的因素是这些工艺可以消除任何后续热处理的需要，并且它们也可减少所需的合金总量，这可相应地提高焊接性并在钢铁中产生新的和有益的特性。

近年来热机械轧制控制工艺（TMCP）这一术语越来越频繁地出现，如本文件的标题所示。这通常意味着

使用控制轧制各种特征的组合，对板坯均热，修改热轧道次间待温温度以及在轧制过程完成后的某种形式的加速冷却。

我们稍后再讨论这个问题。

## 铌的作用和独特意义

简单地说，有必要认识到由变形过程所驱动，甚至当温度继续下降时，奥氏体在轧制过程中还是连续再结晶的。然而，最终会达到一个取决于钢的化学成分的温度，低于这个温度再结晶变得不再可能。这个温度被称为 $T_{nr}$ 。如图5b所示，在普通的C - Mn钢的控制轧制中奥氏体晶粒通过在950 °C和825 °C之间的多次轧制而逐渐细化，825 °C是仍然可以发生显著的再结晶的最低温度。

这种变形有助于在随后的相变转化过程中，阿尔法 ( $\alpha$ ) 铁素体形核的密度很高，这就会进一步细化了最终的晶粒尺寸以改善性能，如图6所示。

理想的情况是，在再结晶停止温度( $T_{nr}$ ) 以下但在 $Ar_3$ 以上，尽可能多地积累变形应变是有益的，而这正是铌的独特性能发挥最大作用的地方。

首先，固溶中的铌和沉淀状态下的的铌会延缓再结晶，如图7所示，有效地允许更高的变形温度。实际上，铌的存在使再结晶停止的温度增加了高达100 °C，即低于此温度的再结晶不能发生。

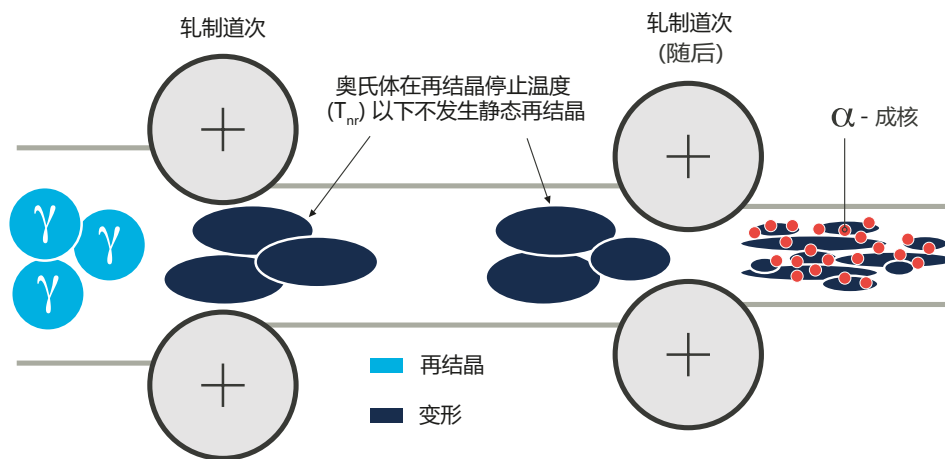


图6在 $T_{nr}$ 温度以下的变形产生的扁平化和更多的铁素体成核位点的示意图(改编自Vervynckt等人)[4]。

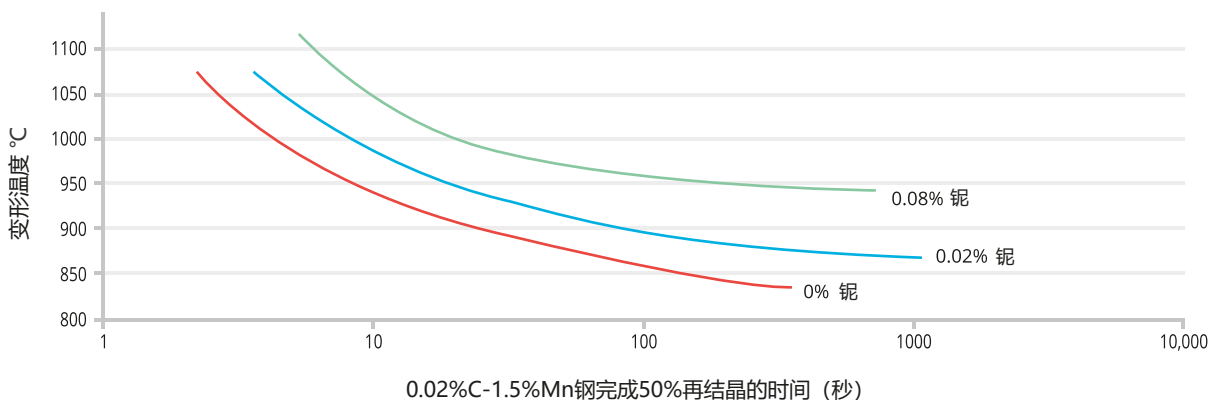


图7 简化图改编自Vervynckt等人[5]。

# Niobium Nb

这里需要指出的是，铌还能显著降低 $Ar_3$ 温度，以及降低的程度取决于铌含量、冷却速率和碳含量。图8显示了铌的这种效应在0.05%碳含量HSLA管线钢中的影响大小。

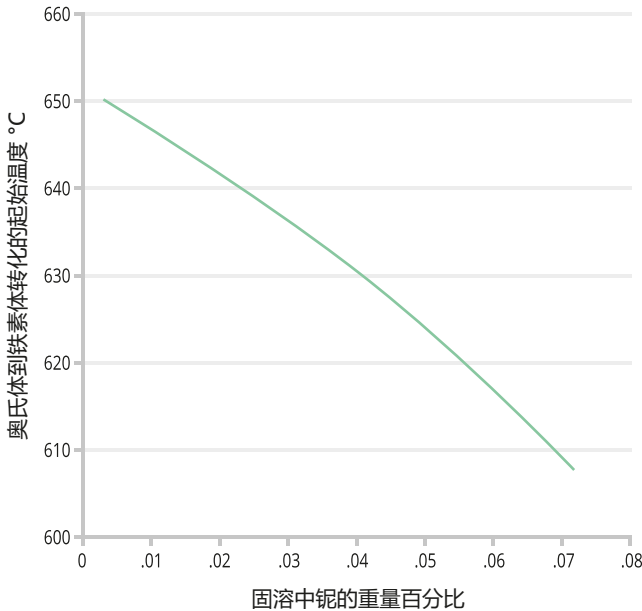


图8 根据动力学理论，在冷却速率为20 °C/秒时的理论效果，改编自Pei和Bhadeshia[6]。

如图9所示，这两种效应的结合大大拓宽了最佳奥氏体加工的操作窗口，其完整影响不在本文件的范围之内。然而，例如，即使是在降低板坯再加热温度的情况下（允许该热轧过程从较小的板坯晶粒尺寸开始），从而在较高的1000~950°C温度范围内的粗轧过程中，通过变形诱导的再结晶实现奥氏体晶粒尺寸的显著减小是有可能的。这紧接着又提供了在低于 $T_{nr}$ 温度下进一步降低轧制温度到 $Ar_3$ 的机会，即在不会发生再结晶的范围内，但奥氏体晶粒可以被压扁（扁平化）。

此外，如图9所示，在这种含铌钢中是有可能延伸精轧温度进入到两相（ $\gamma+\alpha$ ）区域的范围，因为这有时候是有可能进一步增加强度，并影响到韧性向脆性转变的温度。通过这种方法，在含铌钢中扁平化的奥氏体晶粒可以进一步地变形，引入新的微结构，例如变形带和铁素体成核位点的显著增加。

这就是广泛意义上的控制轧制。然而，正如稍后将要介绍的，依赖于临界轧制以提高机械性能可以带来显著的缺点，现代的最佳实践往往是尽可能避免这种情况。

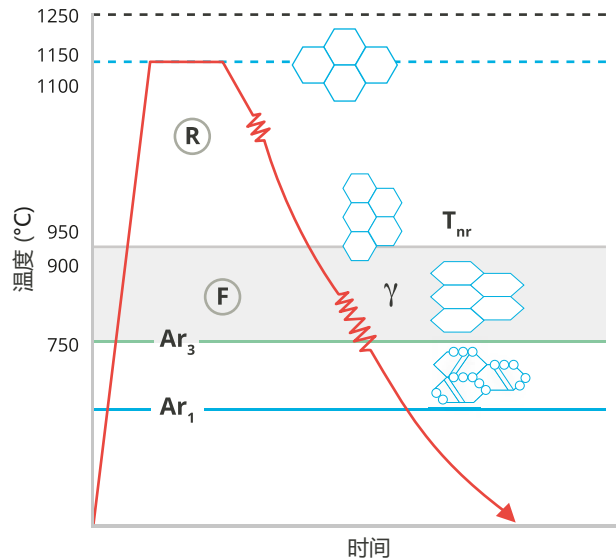


图9 C-Mn-Nb钢的控制轧制(改编自Tamura等人)[3]。

注意： $T_{nr}$ 温度提高，以及 $Ar_3$ 温度降低，并相互参照图5b。

## 高碳含量的约束

尽管低碳在提高性能和焊接性方面的重要性已经受到多年的重视，但是在过去四十年中生产的绝大多数高强度管线钢都是基于碳含量在0.1%或更高的基础上进行的合金化设计的。对这一普遍现象有一些重要的例外，我们将在后面详细说明。

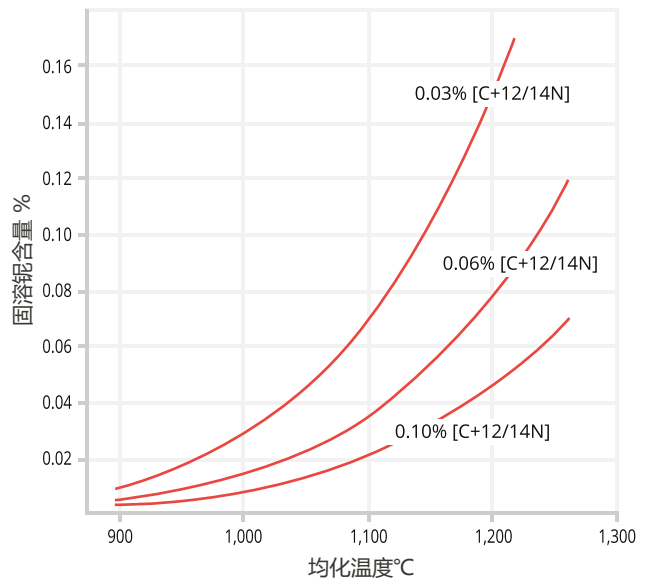


图 10. 1967年发表的公式[7]中碳含量和温度对铌溶解度的影响。

如图10所示，在板坯加热过程中铌在奥氏体中的溶解度是显著地由碳含量决定。因此，可以理解的是最早的含有约0.05/0.06%铌的管线钢，因为碳含量通常为0.1%或更大以至于不能充分利用铌元素的存在。

从图10中，并且与图9相互参照图，很明显看出当板坯加热温度约1150 °C和碳含量超过0.1%时,只可能将大约0.03%的铌固溶。这就限制了铌对奥氏体再结晶、相变和铁素体析出强化的独特作用所能实现的潜在效益。

## 控制轧制管线钢中的铌和钒

由于许多生产商总是不愿接受低碳炼钢，高于X60强度的管线钢一直（现在仍是）经常使用铌和钒的组合来实现的。氮化钒和碳化钒在奥氏体和铁素体中的溶解度比碳化铌或氮化铌高，因此，即使降低了板坯再加热温度，也有更多的范围通过析出硬化获得增加的强度。然而，在按比例的基础上，需要比铌更多的钒来获得这样的益处，而诸如焊接性等性能的其他方面会受到影响。这导致钢的成分和加工细节如表1所示（Tamura等人之后）[3]。请注意，回复到采用较高的板坯再加热温度，是能确保所有微合金化元素的最大溶出量。

轧机机型	中厚板轧机	热连轧机
标准	API-5L-X65	API-5L-X65
板材厚度	14.3 mm	11.7 mm
化学成分	0.1%C, 0.25%Si, 1.4%Mn 0.04%Nb, 0.06%V	0.1%C, 0.25%Si, 1.35%Mn 0.04%Nb, 0.04%V
C+ Mn/6	0.33	0.32
板坯均热	1250 °C	1250 °C
粗轧终轧	1050-1000 °C	1000 °C
精轧开轧	910 °C	980 °C
精轧终轧	720 °C	830 °C
卷取	Not relevant	630 °C

表1: 1969年[3] 使用在阿拉斯加的API-5L-X65 典型化学成分

上述的普通钢历来被应用于大多数X65强度等级的输送管道。它们常常被严格地控制在Ar<sub>3</sub>和 Ar<sub>1</sub>之间的温度区域内轧制，以保证所需的强度水平。这种钢具有传统的铁素体-珠光体微结构，其碳含量高达0.12%。

随着输送气体压力的增加和X70管道的需求逐渐实现，这种强度水平也可以通过使用控轧的C-Mn-Nb-V合金设计来实现，尽管化学成分偶尔会因添加钼或其他合金元素如镍或铬来改变。

整个过程也针对轧制（图11）后的速冷，以实现在较低碳含量下取得足够的性能和较好的可焊性。到了2000年，经常用来生产强度可达X70等级的管线钢中厚板和卷板成分与表1所列的没有什么不同，但是更静谧的工艺使碳含量可以降低到0.06/0.07%的水平。



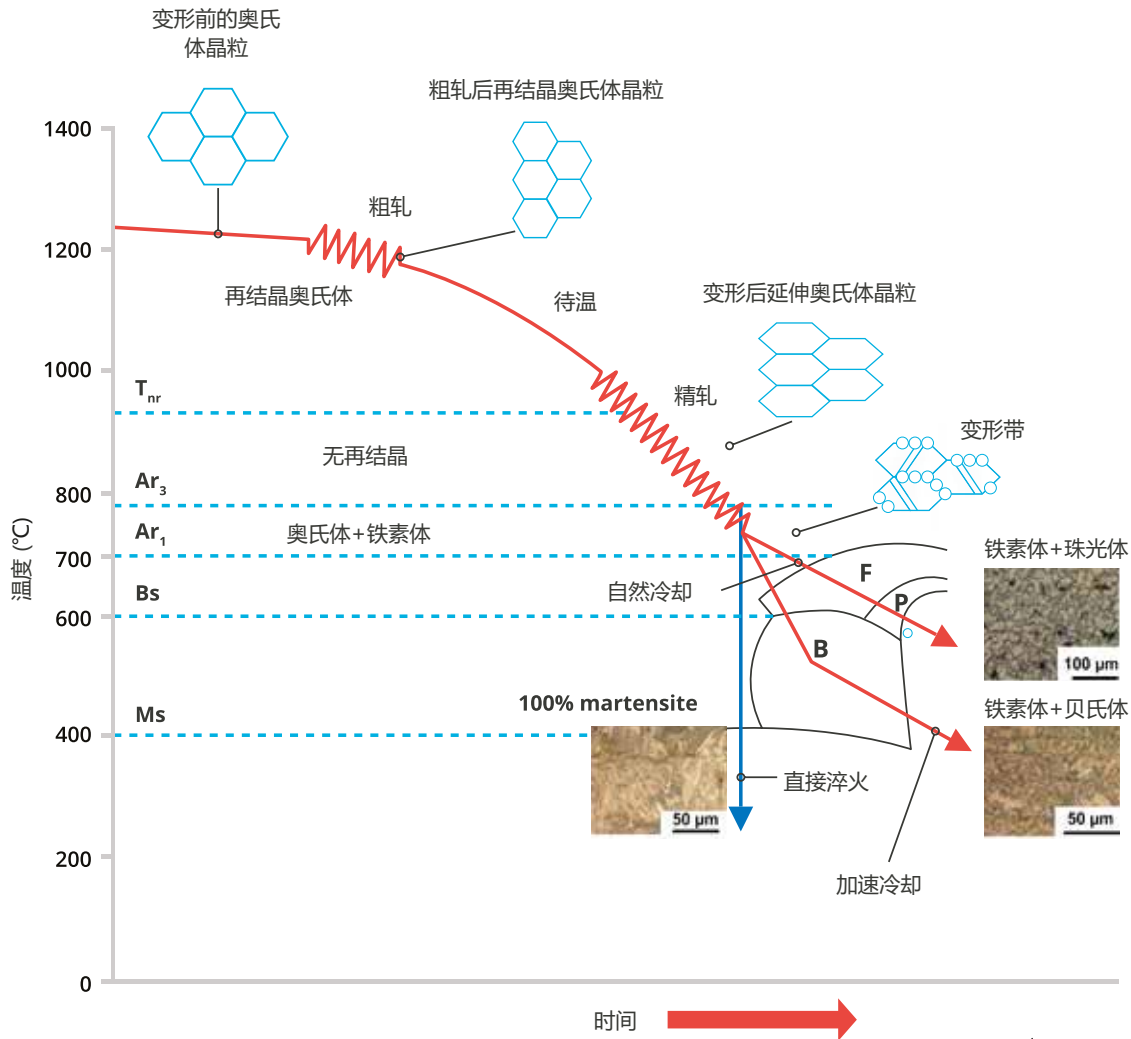


图11. 高强度管线钢TMCP方案的主要特点。(改编自Vervynck等) [4]。

## 铌钒技术的局限性

随着最终用户的技术要求不断的发展，要求从X65以上所有强度等级的钢需提高低温韧性和甚至更好的焊接性，从而碳含量降低的必要性已经加强。这种趋势与钒的存在是不相容的，大大降低了钒有效加强作用的能力。

随着碳含量的降低， $Ar_3$  温度逐渐提高，和由于钒的氮化物和钒的碳化物在铁素体中的溶解度比相应的钒析出物更高，因此它们不能有效地在更高温度下形成的奥氏体相变转化成的铁素体中析出。这严重限制了在没有相应的强度降低的情况下碳和碳当量可以减少的程度。因此，即使在临界温度范围内大变形量和速冷条件下也有其局限性。

此外，在文献中有相当多的证据表明，Nb 和 V的某些

成分组合对HAZ [8]和焊缝金属韧性[9]有害，并且在给定的碳含量下在焊接之后将不能更好地对抗氢致裂[10]。这种情况在一些厂家试图利用高氮来加强钒的强化有效性的高氮钢中尤其明显。

毫无疑问，通过用铌-钒的方法在高强度的管线钢中寻求最佳强度、韧性和可焊性已不再是最佳的发展方向。

此外，已知通过临界温度范围内大量变形的控制轧制来保证V-Nb方案的X70或更高强度会导致不希望得到的组织，会导致用来测试中厚板和卷板韧性的夏比式样的断裂面上出现“分离”现象[11]。遗憾的是，虽然这种低温处理可以增加强度，甚至改善韧脆转变温度，但穿透厚度（Z方向）性能经常受到影响，而这种钢在全尺寸的延性断裂情况下的行为目前还不能准确预测。



## 高温轧制 (HTP)

迄今为止，所描述的钢成分和加工工艺演变主要集中在钢材供应商如何试图在传统冶金方法的特定限制下生产出为管线钢中厚板和卷板最好的性能组合，以达到所需的最高强度和韧性。然而，越来越明显的是应采取另一种方案，铌将在为现有问题提供强有力的解决办法方面发挥重要作用。

令人惊讶的是，许多问题关于含有钒以及在 $Ar_3 - Ar_1$  温度范围内的大量变形控制轧制的答案已经存在，但几十年来并没有得到广泛的重视。对于更高管线强度的需求在不断增加，最高可达到X80等级以及潜在的甚至更高等级，并具有进一步增强的可焊接性和优良的可预测的抗韧性断裂扩展能力，从而重新唤醒对冶金概念的兴趣。这概念五十年来首次被证明[12]，随后在1983中进行了全尺寸的试验，并结合了国际评估。

这个秘诀在于认识到除非能在板坯均热过程中成功地将足够数量的元素逐步固溶，否则无法利用铌的全部潜力。正如已经提到以及如图10所示，这在几十年前典型的碳含量水平上是无法实现的，但对改善焊接性的要求，特别是需要改善热影响区 (HAZ) 的韧性和较低的焊件硬度，不可避免地重新打开了可以更广泛采用并已被证实的HTP概念的大门。

焊接性是最重要的，特别是在环焊中，虽然解决方案常常被错误地聚焦在减少碳当量 (CE) 上，但碳含量本身的显著减少，理想情况是低于0.1%的水平，才能保证对氢致裂的耐受性[13]。事实上，正如图12所示，一旦碳含量有效地减少，碳当量 (CE) 的水平就有相当大的自由度。这是重要的，因为它允许钢厂根据需要添加少量镍、铬、钼和铜等元素以满足更高的强度要求或其他特定的材料需求，如耐酸性。

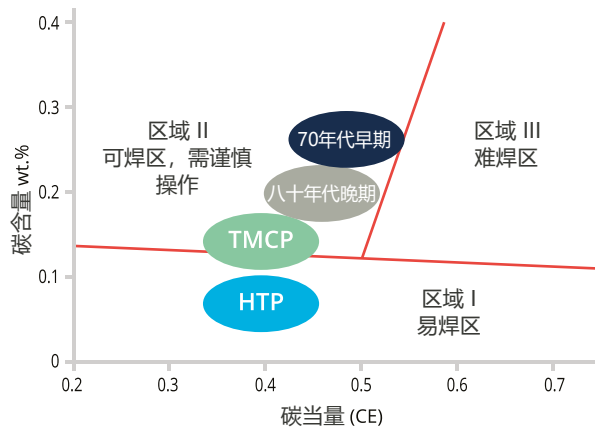


图12。碳含量对结构和钢管线钢焊接性的重要性。  
(改编自Graville的原版) [13]。

图13表明，如果碳含量可以降低到0.05%的水平，在1150至1200 °C 范围较低的板坯均热温度下高达0.12%的铌可以成功地溶解在奥氏体中。

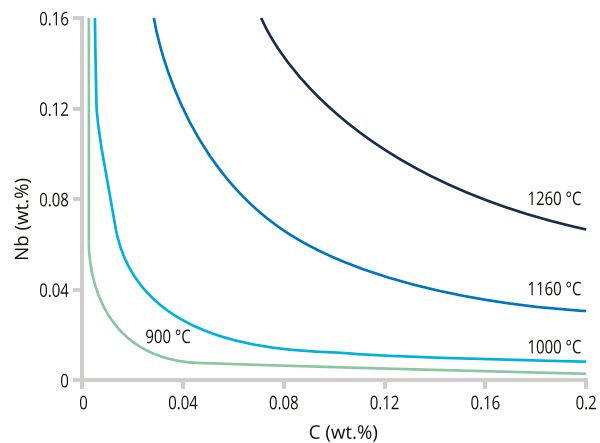


图13。铌在奥氏体中的溶解度；碳和温度的作用。  
(改编自 Pei和 Bhadhesia) [6]。

这种钢被通俗地称为HTP (高温轧制)钢，已逐渐成为近期关注的焦点。较低的碳和更高的铌含量可保证较高的精轧温度，而后者是支撑HTP技术的关键操作参数。传统的铁素体-珠光体铌-钒钢通常是在710 – 830 °C的温度范围内完成终轧，而低碳高温加工的钢在840到 910 °C 甚至在更高的范围。

轧机机型	板材轧机	板材轧机
标准	API-5L-X65	API-5L-X70 (HTP Design)
板材厚度	14.3 mm	11.8 mm
化学成分	0.1%C, 0.25%Si, 1.4%Mn  0.04%Nb, 0.06%V	0.04%C, 0.15%Si, 1.60%Mn  0.20%Cr, 0.08%Nb, 0.011%Ti
C+ Mn/6	0.33	0.31
板坯均热	1250 °C	1180 °C
粗轧终轧	1050-1000 °C	1010 °C
精轧开轧	910 °C	950 °C
精轧终轧	720 °C	860 °C

表2. 1969年用于阿拉斯加的 API-5L X65管道中厚板的典型化学成分和热加工历史与一个北美2007年的大项目 HTP 合金中厚板的对比。

铌是唯一能够提高正常轧制温度的元素，从而避免了较低温的奥氏体加工工艺，因为低温轧制增加轧机的负载，降低生产效率，并且增加设备的磨损。此外，铌会延缓奥氏体的再结晶和回复，并随后降低奥氏体到铁素体的转化起始温度。

## 结论

现代高强度的管线钢在不使用具有独特重要性元素铌的情况下，是不能够满足挑剔的终端用户最繁重的需求。低碳炼钢的出现和尤其是对钢铁性能和焊接性重要性的认识正在不断推动变革。

和他们的客户越来越多地接受最佳实践，并充分利

用这种冶金“奇迹”独特地产生了贝氏体-铁素体微观组织，为钢提供高强度和高韧性。较高的轧制温度实际上消除了与低温轧制相关的不希望得到的粗重显结构的存在，这造就了优异的机械性能组合并提高了抗韧性断裂扩展的能力。

HTP钢在重要的海上和陆上项目应用中具有广泛和可靠的服役记录 [14]，它们的强度水平可以根据需要通过合理添加铬和少量的钛进行调整。该技术可以让我们轻松地超过X80钢的强度水平，但最终的能力还没有得到充分展示。

在附录1中可以找到文献14中的HTP钢发展的时间线。

现在，人们终于提高了对 HTP 技术的认识，导致世界上最具影响力的 API 和 ISO进行修订管线钢中厚板和热卷标准。并且在不久的将来，高强度含铌管线钢中的碳含量将受到严格的限制。

HTP的故事是令人信服的，而且有一种不可抗拒的“变革之风”吹来，如果能加以利用，它可能将带来显著的技术和经济优势，而管线工业不应忽视这一点。

用我们对铌在传统的热机械轧制控制工艺 (TMCP) 中所起的特殊作用的深入理解，以及高温轧制工艺 (HTP) 可以提供许多优势在本篇短文被中凸显出来。这种认可从而又影响了主要最终用户和国际标准的演变，铌对未来的低碳管线钢的显著贡献也会愈加突出。

## 参考文献

1. Corus-Namtec, "Scunthorpe Reversing Plate Mill Process", National Metals Technology Centre Ltd Brochure, (2005).
2. M. Evans, J. Kennedy and P. Thomas, "Process Parameters Influencing Tertiary Scale Formation at a Hot Strip Mill Using a Multinomial Logit Model", Journal of Manufacturing Science and Engineering, 135 (3) (June 2013).
3. T. Tamura, H. Sekine, T. Tanaka and C. Ouchi, "Thermomechanical Processing of High-Strength Low-Alloy Steels", (Butterworths & Co Publishers Ltd, 1988), ISBN 0-408-11034-1.
4. S. Vervynckt, K. Verbeken, B. Lopez and J. J. Jonas, "Modern HSLA Steels and Role of Non Recrystallisation Temperature", International Metallurgical Reviews, 57 (4) (2012), 187.
5. S. Vervynckt, K. Verbeken, P. Thibaux, M. Liebeherr & Y. Houbaert, Control of Austenite Recrystallization in Niobium Treated Steels, 6th International Conference on Processing and Manufacturing of Advanced Materails (Thermec 2009).
6. P. Yan and H. K. D. H. Bhadeshia, "The Austenite-Ferrite Transformation in Enhanced-Niobium Low Carbon Steel", Materials Science and Technology, 31 (9) (May 2015), 1066.
7. K. J. Irvine, F. B. Pickering and T. Gladman, "Grain Refined C-Mn Steels", Journal of The Iron & Steel Institute, 105 (2) (1967), 161.
8. E. G. Signes and J. C. Baker, "Effect of Niobium and Vanadium on the Weldability of HSLA Steels", AWS 60th Annual Meeting, Detroit, Michigan, April 2-6, 1979.
9. T. Yamaguchi, T. Osuka, T. Tamara and N. Iwasaki, "Effect of Processing Conditions on the Mechanical Properties of Controlled Rolled Plate for Large Diameter Linepipe", Microalloying 75, Washington, October 1-3, 1975, (page 415 in the 40th Anniversary edition).
10. I. Yoshinori, M. Nakanishi and Y. I. Komizo, "Carbon Equivalent, Hardness and Cracking Tendency Relationships in C-Mn Microalloyed Structural Steels", Joining and Materials, October 1988, 179.
11. P. E. Repas, "Control of Strength and Toughness in Hot Rolled Low-Carbon Manganese-Molybdenum Columbium-Vanadium Steels", Microalloying 75, Washington, October 1-3, 1975, (page 387 in the 40th Anniversary edition. See also contribution to the discussion of this paper by B. L. Jones "Splits in Charpy Tests-Good or Bad" on page 397 of the proceedings).
12. J. M. Gray and F. Siciliano, "High Strength Linepipe: Half a Century of Evolution", Proceedings of the Pipeline Technology Conference, Oostende, October, (2009).
13. B. A. Graville, "Cold Cracking in Welds in HSLA (Microalloyed) Structural Steels", Proceedings of the AIM/ASM Conference, Rome, Italy, November 9-12, (1976).
14. P. R. Kirkwood, "The Evolution of HTP Alloy Design for Modern Oil and Gas Transmission Pipelines", Oil and Gas Technology Journal, Winter 2016, 56-57.

## 附录1

### 20世纪60年代

研究结果促进了铌含量高达0.12%的低碳钢的发展。

### 1971年

无珠光体含铌钼低碳X70钢在加拿大得到商业应用。

### 1972年

基于低碳、0.10%Nb概念为首个“北极”级的无钼X80管线钢诞生。

### 1980年

意大利开发了性能卓越的低碳、含镍X70/X80，铌含量为0.14%到0.16%。

### 1983年

日本生产由CBMM赞助的铬-铌HTP钢工业化示范炉次在全球范围内接受评估。

### 上世纪90年代

进一步优化低碳无珠光体钢，现在通常称为针状铁素体或贝氏体型铁素体钢。

### 1998年

墨西哥国家石油公司 CANTAREL项目在墨西哥湾的一项工程中采用了纯HTP概念的后壁耐酸 (pH = 5) X70管线钢。

### 2003年

HTP概念管道用于墨西哥湾的卡梅隆高速路原油工程。此项目为美国最大的离岸管道系统。

### 2004年

-夏延平原 —— 美国的第一条陆上X80管道和大部分天然气管线使用了HTP低碳铌铬钢。

### 2008年

金德摩根1323英里输气管道中的半钢钢材采用了与夏延平原管道相似的HTP管线钢。

### 2010年

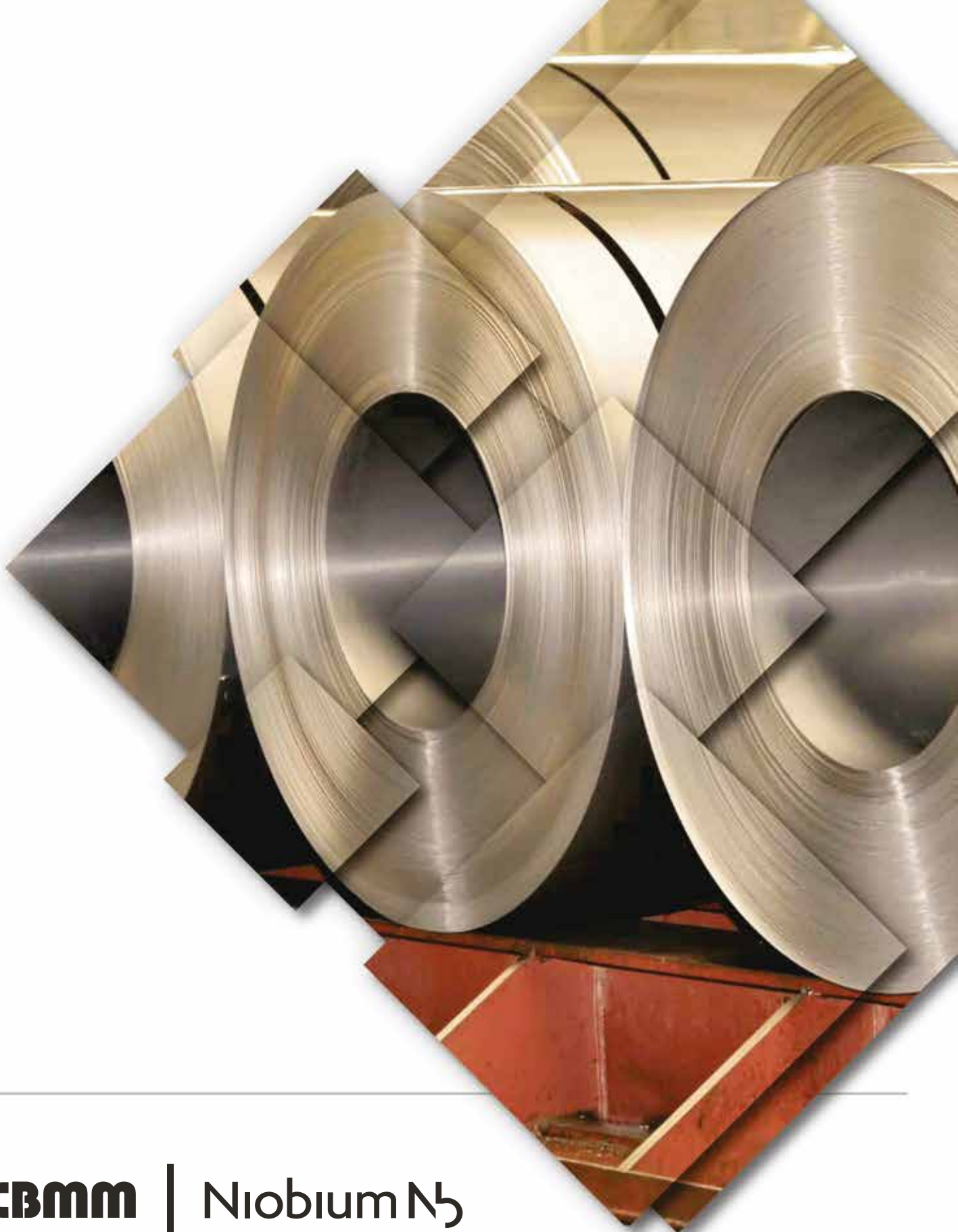
中国采用HTP技术，将其成功应用于长达5500英里的X80西气东输二线高压输气管道。

### 2015/16

31,000吨低C含Nb的HTP管线钢用于跨安纳托利亚 (TANAP) 输气管道工程的关键区段，另有75,000吨用于跨亚得里亚海天然气管道项目 (TAP)。

### 2017年以来

通过精心设计化学成分的低锰耐酸版HTP钢和优化的“OHTP”钢即将上市。



# | Niobium Nb

作为铌产品生产和商业化领域的全球领先企业，CBMM在40多个国家拥有客户。公司总部设在巴西，并在中国、荷兰、新加坡、瑞士和美国设有办事处和子公司，为基础设施、交通、航空航天和能源领域提供产品和尖端技术。CBMM公司于1955年在米纳斯吉拉斯州（Minas Gerais）的阿拉沙（Araxa）市获得资金成立，并依靠一个强大的技术项目增加铌的应用，从而使这个市场不断发展和多样化。

技术内容由P R Kirkwood 博士整理     Beta技术公司协助编

vJun-20 版权 © 2020 CBMM

