

Niobium Nb



超低铌 (ULNb)

通用结构钢材解决方案

在全球范围内，建筑和基础设施领域用钢量占钢铁产量的 50% 以上。2019 年的该类型的钢总产量约为 935 Mt^①，其中估计至少有 150 Mt 为热轧H型钢和其它型材。这些钢材的总价值接近 1000 亿美元，其中绝大多数为通用结构钢，屈服强度范围为 235~355MPa，并且主要形式为小型和中型型材（单位为 kg/m）。

这类钢产品不属于高强度钢，并且作为通用材具有生产成本高度敏感的特性（即，铁矿石和铁合金原材料、能源、废金属和排放输出）。对于铁合金，这些钢产品需要添加锰 (Mn) 来满足最低强度要求，尤其当屈服强度接近 355 MPa 和/或更大型材尺寸（即，kg/m 增大）时。此外，由于锰含量存在上限，通常使用钒 (V) 微合金化方法满足所需的产品强度。

由于这两种元素广泛用于炼钢，钒也用于其他非钢行业，因此其价格可能会随市场需求而大幅波动。一直以来，此类价格波动已得到充分证明，并直接影响钢铁日常生产成本以及每吨钢可实现的利润率。

铌(Nb)的使用一直是热机械™加工和高强度低合金 (HSLA) 钢的代名词，因此，在轧制过程中添加铌后可以充分延迟奥氏体的再结晶进程。随着轧制道次的逐步压下，形成薄饼状奥氏体形态，再转变为更细的铁素体晶粒，从而提高屈服强度和改进低温韧性。

因此，目前铌并未广泛用于通用级结构钢，主要是因为其无需较高强度或无需满足较高低温韧性要求。但是，根据最新的和现有的已发表的研究结果和实践，通过超低铌添加（即，≤0.010% 重量百分比）可直接减少此类通用级结构钢中的锰和/或免于添加钒。重要的是，这种替代方法无需改变现有的轧制程序（即，无需热机械轧制或更高钢坯加热温度），并且能够大幅节省成本。

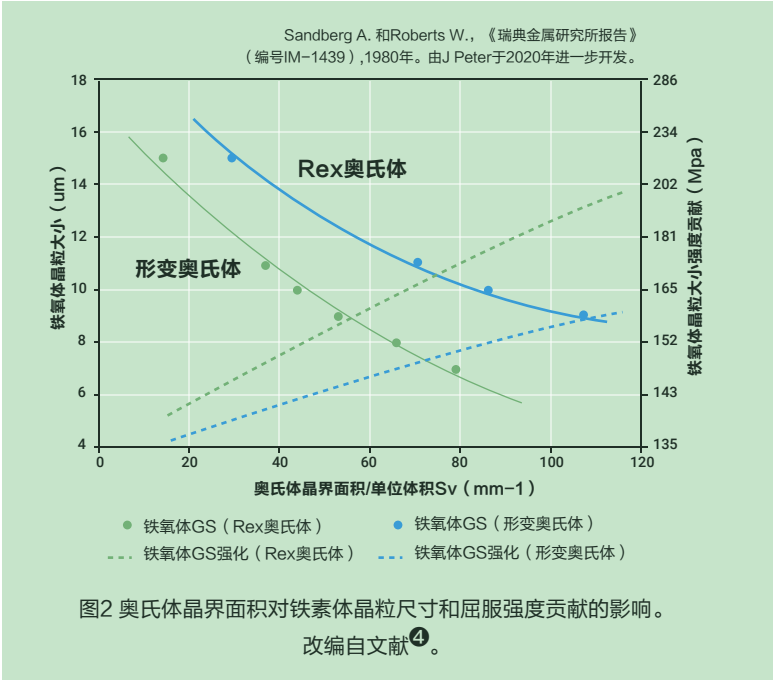
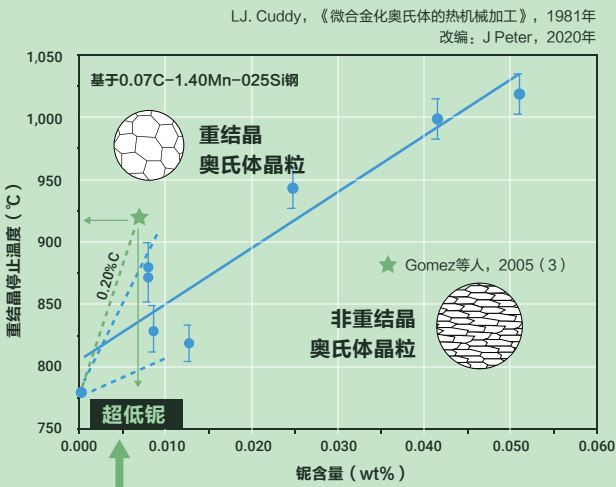


图1 显示了 Cuddy 的开创性研究以及 0.07 %C 型钢中铌含量与再结晶停止温度 (T_{nr}) 之间的关系^②。观察可知，超低量铌可有效提高 T_{nr} 。此外，如图 1 所示，根据 Gom é z 等人^③发表的关于含 0.20 重量 %C-1.0 % Mn 的通用级结构钢的结果，在碳含量较高的情况下，该温度将进一步提高。

虽然该温度可能仍略低于典型的H型钢和其它型材精轧温度，但是其更接近 T_{nr} ，因此更有利于形成更细的再结晶奥氏体晶粒。

有效奥氏体界面面积(S_v)将增加，考虑到其他强化贡献因素（例如，锰和/或钒含量）的减少，最终将能产生更细小的铁素体晶粒（并提高强度）（见图 2）。

此外，由于未完全达到 T_{nr} 区域，所添加的铌仍应主要以溶质形式存在，因此在转化和冷却过程中发挥一定的沉淀强化作用（与钒的作用类似）。如图3 所示，屈服强度增量取决于微合金元素添加量。



在相变之前以溶质形式存在的数量以及所使用的微合金类型。此处很明显，从重量%溶质的角度，铌的强化作用比钒更强。在本例中，需要两倍的钒才能达到与铌相等的贡献（即，铌钒比为1:2）。但是，需要注意的是，强化程度也受相变过程中冷却速度的影响，因为冷速会影响析出物的尺寸和体积分数。图 4 显示，即使考虑到这一点，铌的有效度仍然比钒高1.6~2.5倍（取决于冷却速度），该图可作为图3 中提供数据的补充。

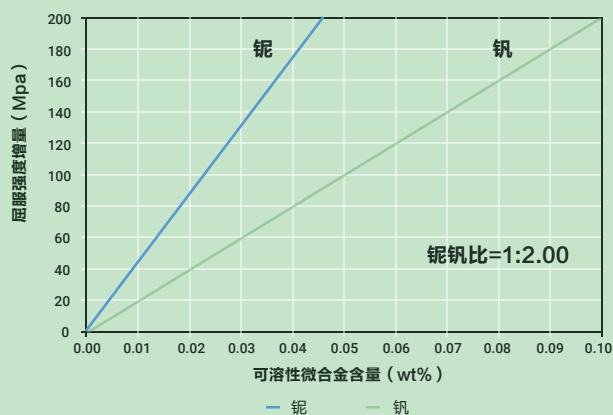


图3 溶质微合金含量对沉淀强化屈服强度增量的影响。
改编自文献 [5]。

虽然可以用铌取代钒进行直接比较，但是，一旦需要考虑锰的影响，结论就并非那么简单。除了有助于固溶强化（每重量%的贡献率较低），锰可以降低奥氏体（即，Ar₃）的分解温度（有报告称每重量1%添加量的温度可达80℃），从而对铁素体反应的动力学产生明显的影响^⑧。因此，它一定程度上通过增加形核点细化铁素体晶粒，从而提高屈服强度。因此，在调整锰含量时，必须考虑这两种机制共同造成的潜在强度损耗。

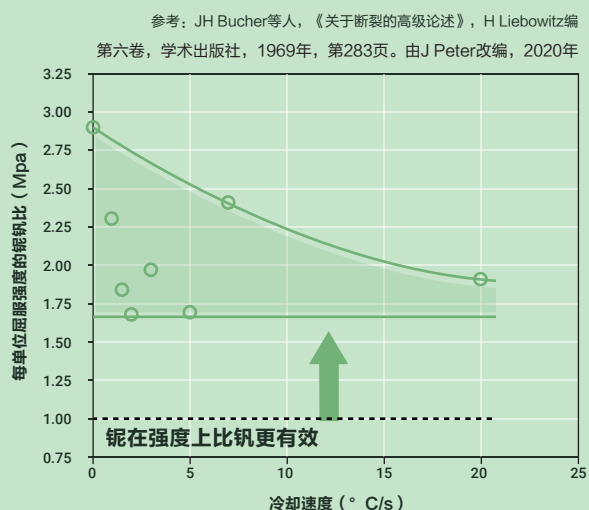


图4 冷却速度对每单位屈服强度增量下铌钒比的影响。
改编自文献^⑥和^⑦。

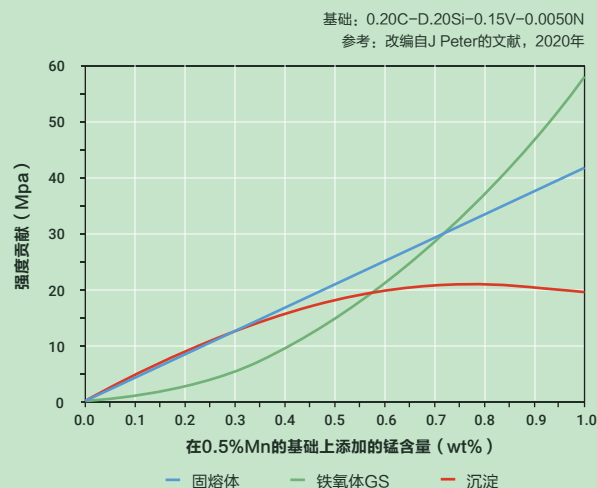


图 5在 900℃ 基础上增加锰含量对正火钢主要强化成分的影响。改编自文献 [9]。（上图图中例：固溶强化，铁素体细化，沉淀强化）

使用已发布的参考数据进行估计。图5显示了在 0.20C-0.20Si-0.15V（重量%）微合金钢锰添加情况下的上述机制贡献率变化。

根据上述关系可以构建一个图表，作为初步指南，用于确定在保持 355MPa 最小屈服强度的同时可以被铌替代的锰含量^⑥。图6 显示了一个有效示例，其中锰含量从 1.50 减少到1.20重量%将导致预测平均损耗达到 26MPa。这反过来将需要添加 0.006% 至 0.008% 的铌。

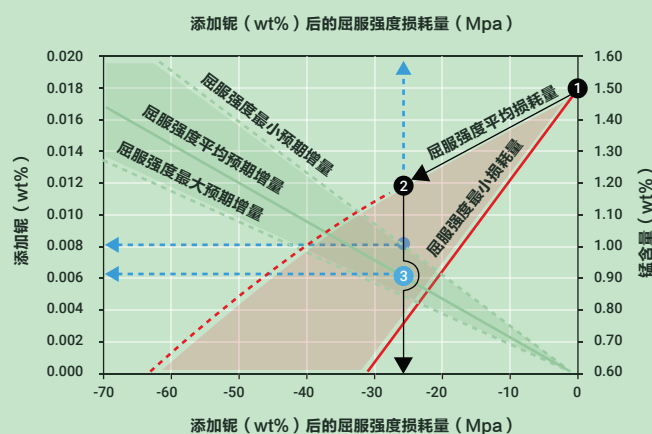


图 6 确定补偿 ≤355MPa 结构钢因锰含量减少引起的强度损耗所需的铌添加量示范图表^⑦。

同理，根据图3 和图4 所示的关系，可以构建一个含一定边界条件的新图表，以显示典型冷却速度的排列，作为确定替代铌（wt.%）所需的钒添加量（wt.%）的初步指南，见图7。

根据这些指南，对于屈服强度 $\leq 355\text{MPa}$ 的通用级结构钢，替代0.35wt.% 的锰、0.020wt.% 的钒或0.15 wt.% 的锰 +0.010 wt.% 的钒应添加0.0080至0.0100 wt.% 的铌（最大值）。

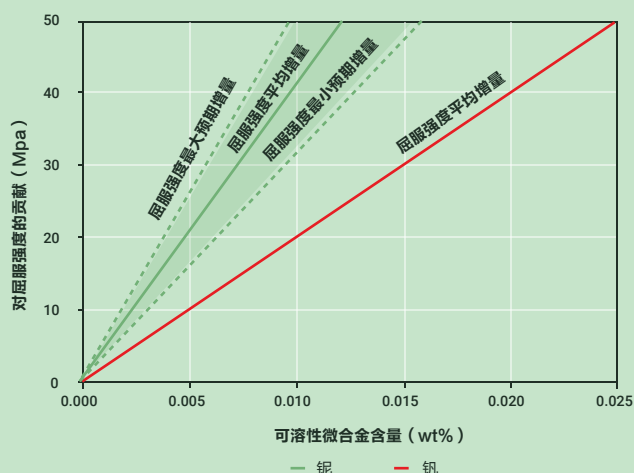


图 7 确定补偿 $\leq 355\text{MPa}$ 结构钢因钒含量减少引起的强度损耗所需的铌添加量示范图表。改编自文献^⑥和文献^⑦

后，应指出的是，当首次尝试采用上述超低铌添加量的新方法（商品级结构钢，屈服强度 $\leq 355\text{MPa}$ ）时，强烈建议铌添加量应取上限值，以确保满足最终的力学性能。在此基础上，铌含量才能逐渐降低直至进一步优化整体合金设计（包括进一步减少锰含量）。

参考文献

- ① 世界钢铁协会。
- ② L.J.Cuddy, “热变形过程中微合金浓度对奥氏体重结晶的影响”，《微合金奥氏体的热机械加工》，AIME, 1981 年 8 月 1~19 日，第 129~140 页。
- ③ M.Gómez等人, “铌微合金化钢热轧过程中静态重结晶的驱动力和钉扎力测定”，日本钢铁协会，第 45 卷，第 11 期，2005 年，第 1666~1675 页。
- ④ A.Sandber和W.Roberts, 《瑞典金属研究所报告》（编号 IM-1439），1980 年。
- ⑤ L.Meyer、F.Heisterkamp和W.Mueschenborn, “正火、热机械处理和冷轧钢中的铌、钛和钒”，《微合金化 75》，Union Carbide, 1975 年，第 153~167 页。
- ⑥ J.H.Bucher、J.D.Grozier 和 J.F.Enrietta, 《关于断裂的高级论述》，H Liebowitz 编，第六卷，学术出版社，1969 年，第 247~298 页。
- ⑦ J. Patel, “在 $\leq 355\text{MPa}$ 结构钢梁和型材中使用铌来节省钢铁合金成本”，SEASIS, 《电子会议论文集》，2020 年 9 月 30 日。
- ⑧ K. R. Kinsman 和 H. I. Aaronson, “钢的转化和淬透性”，Climax Molybdenum Co., 密歇根州安娜堡，1967 年。
- ⑨ T. Gladman、D. Dulieu 和 I. D. McIvor, “高强度微合金钢的结构-性能关系”，《微合金化 75》，Union Carbide, 1975 年，第 32~54 页。



CBMM 是全球铌产品生产和销售的领军企业，网络遍及 50 多个国家/地区，客户超过 500 家。公司总部位于巴西，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、航空航天及能源行业提供优质产品和尖端技术。

CBMM 于 1955 年在巴西米纳斯吉拉斯州的阿拉夏成立，依靠强大的技术计划增加铌应用，不断促进该市场的发展与多样化。



铌科技公众号



铌科技+
微信小程序



niobiumtech.cn
铌科技官方网站

联系邮箱: technology@cbmm.com