

技术发展的主要趋势

田干兹钢铸造用铸锭

V. S. 杜布 A. M. 罗马什金 A. M. 马尔古诺夫 TDC 621.746.5

本文探讨了可用于铸锭的前景广阔的技术措施。文中还研究了诸如多包浇注、铸锭几何形状和被铸金属化学成分的优化、空心铸锭生产的掌握、液态真空脱气、大型铸锭底注工艺、铸锭热帽部分保温材料、防止二次氧化以及高速浇注等问题。文章为改进俄罗斯工厂将钢铸造成铸锭所采用的工艺制度提出了建议。关键词：铸造、大型锻造用铸锭、抽真空、脱气、铸锭模。

能源行业以及重型机械和运输设备制造行业的发展，加之整体部件在尺寸和重量上的不断增加，使得掌握重量高达 400-500 吨的锻件生产变得十分必要。这些锻件由超纯净钢制成，其成分往往较为复杂。生产过程中，浇铸工艺是一个关键环节，在很大程度上决定了钢锭的质量特性。所选工艺应确保钢水的纯度保持在前期加工工序所达到的水平，若有可能，还应进一步提高纯度。尽管在浇铸过程中对钢进行精炼的可行性存在诸多限制，但在此阶段采用某些基于工艺和设计的措施，可能会非常有效，并能显著改善成品的质量特性。

俄罗斯最大锻造钢锭生产工艺（见表 1）的研发工作，一直有中央机械制造技术研究所（TsNIITMASH）大钢锭实验室的科学家参与其中。这使得该研究所积累了丰富的相关知识和实践经验，本研究利用这些知识和经验，分析了俄罗斯及国外钢锭浇铸技术的发展趋势，并就进一步改进这一生产工序提出了建议。

多包浇铸：生产大型钢锭时常用的一种技术是所谓的多包浇铸。当钢锭重量超过特定冶金厂单个浇包的最大容量时，多包浇铸就必不可少。采用这种工艺时，车间设备最好配备带有中间包的旋转台。理想情况下，该旋转台还应配备起重机，以固定在钢水从浇包注入中间包时防止其二次氧化的系统。这种旋转台的存在，显著简化了浇包供给的物流流程，并使浇铸操作更具灵活性。此外，采用多包浇铸时，浇包的供给顺序应与钢的碳含量保持一致。用于浇铸的第一个浇包应装有碳含量最高的钢水，而碳含量最低的钢水所在的浇包应最后送至中间包台。经验表明，第一个浇包中钢的碳含量最好为钢锭规定平均碳含量的 1.1-1.6 倍，最后一个浇包中钢的碳含量则应为规定平均碳含量的 0.4-0.9 倍。

表 1. 俄罗斯大型铸锭铸造年表

Year	Weight of ingot, tons	Geometric characteristics			Manufacturer
		H/D	conicity, %	hot top, %	
1952	80	1.8	3.50	19.8	UZTM, NKMZ
1953	Hollow ingot 25	2.5*	2.0	25.0	UZTM
1955	Hollow ingot 60	2.5*	3.0	25.0	Barrikady
1972	235	1.6	14.7	22.8	Izhorsky Zavod (IZ)
1973	142	1.0	16.0	25.4	IZ
1981	290	1.0	13.5	26.2	IZ
1984	360	1.3	13.6	21.2	IZ
1992	420	1.2	14.1	24.0	IZ
—	520	1.2	14.0	22.0	Plan

* 铸锭锭身高度与其壁厚的比值。

然而，仅根据碳含量来区分钢包，并不能使钢的化学成分更均匀，因为钢水的密度会随着其碳含量的变化而改变。因此，为了达到预期效果，钢中碳含量的任何降低都应通过增加另一种更重元素（如钼）的含量来部分补偿。有人提出，该元素含量的变化应根据钢的规定平均碳含量和钼含量之间的差异，通过以下公式为每部分钢确定：

$$\Delta[Mo] = (1.3 - 1.5)\Delta[C], \quad \Delta[C],$$

其中， $\Delta[Mo]$ 和 $\Delta[C]$ 分别是钼和碳含量的变化（%）。

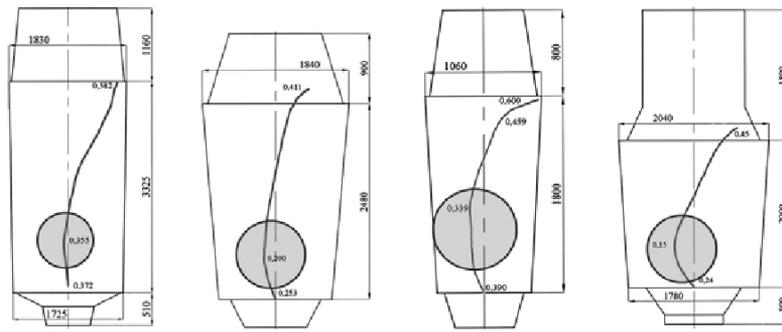
通过这种方式使不同钢包中各种合金元素的含量发生变化，能够最有效地改变在凝固过程开始时形成的那部分铸锭的成分——具体来说，是在第一个钢包的钢水浇铸过程中。最先倒入铸锭模的钢水是受偏析影响最小的钢水，形成的最初部分固态金属的成分与倒入铸模的钢水成分接近。所形成的结晶钢层厚度 δ （毫米）（排空一个 150 吨的浇铸钢包大约需要 20 分钟）可根据平方根定律确定：

$$\delta = k\tau^{0.5},$$

其中， k 是表征铸锭模内钢水凝固的系数，单位为毫米 / 分钟^{0.5}； τ 是凝固时间，单位为分钟。

考虑到钢锭模的 k 值平均值在 $22 - 25 \text{ mm/min}^{0.5}$ 范围内（此处我们使用最大值，因为必须评估钢初始部分的凝固情况——此时固相的生长速率最大），我们发现，在一炉钢浇注过程中形成的固态层厚度约为 110 毫米。这一厚度仅为直径 2.0-4.0 米的钢锭半径的 5-10%。然而，即便是这一结果也是积极的，有助于稳定钢锭金属的化学成分，从而也有助于使该金属的性能更均匀。因此，采用上述方法是适宜的。

优化铸锭的几何形状。改变铸锭的几何形状能够有效控制表征其化学、物理和结构不均匀性的参数。然而，由于存在抵消效应



钢锭该部分的强度下降（数据来自全苏冶金科学研究所）。数据；圆圈 —— 钢锭底部碳含量下降，导致图 1. 钢锭轴向部分高度上碳的样本分布（实验性的）

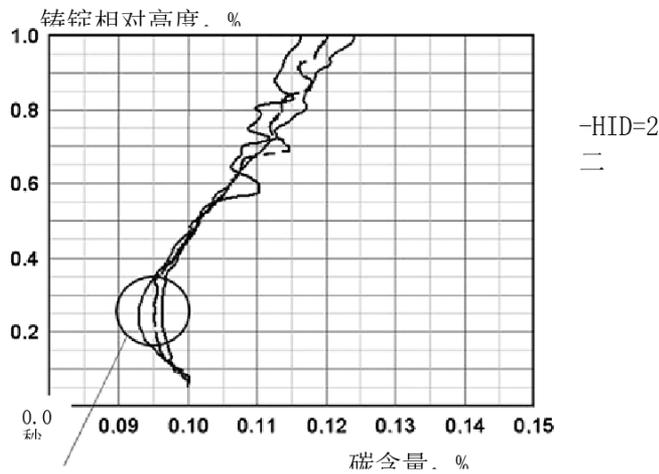


图 2. H/D 的值对铸锭轴向碳分布特征的影响（计算数据）。

由于铸锭几何形状的变化会对这些特性产生影响，因此优化铸锭的结构是一个相当复杂的问题，需要针对每个具体情况来解决。例如，用于制造轴类产品的铸锭必须没有轴向气孔。因此，这类铸锭要么需要增大锥度，要么其 H/D 的值需要接近 1。用于生产中空产品（壳体、管材、环件等）的铸锭可以有一定尺寸的轴向多孔区域。因此，为确保这些铸锭具有高度的化学均匀性，最好使其 H/D 的比值较大，且锥度较小。

铸锭的几何形状通常会被改变，以确保其化学成分在规定范围内。这是因为主要的偏析元素 —— 碳，在很大程度上决定了钢的强度性能。因此，在铸锭的底部区域 —— 这里的碳含量较低（图 1） —— 当采用标准热处理时，钢的强度往往也较低。铸锭底部的低强度值可能导致它们被报废。

因此，优化铸锭的几何尺寸（图 2）可确保钢的碳含量及其性能保持在规定的范围内。这样一来，钢所需的性能（包括那些只能在狭窄范围内变化的性能）的再现性就更高了。通过分析相应的图表，可以优化铸锭的几何形状，从而保证各组成元素的含量在规定的范围内。

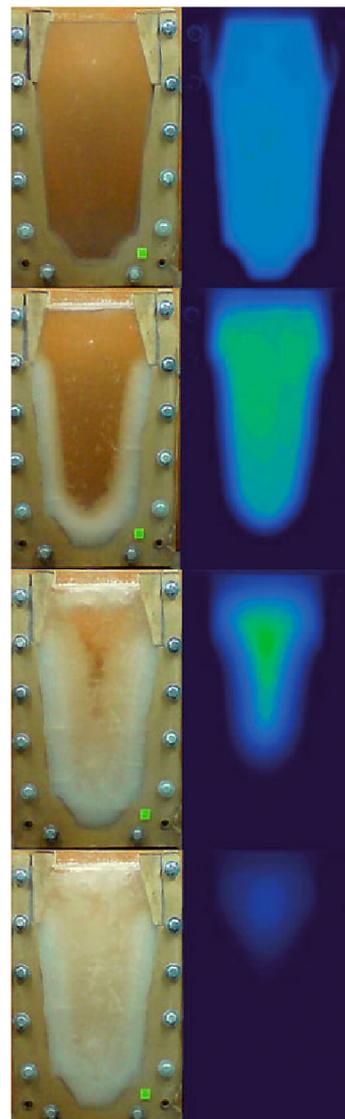
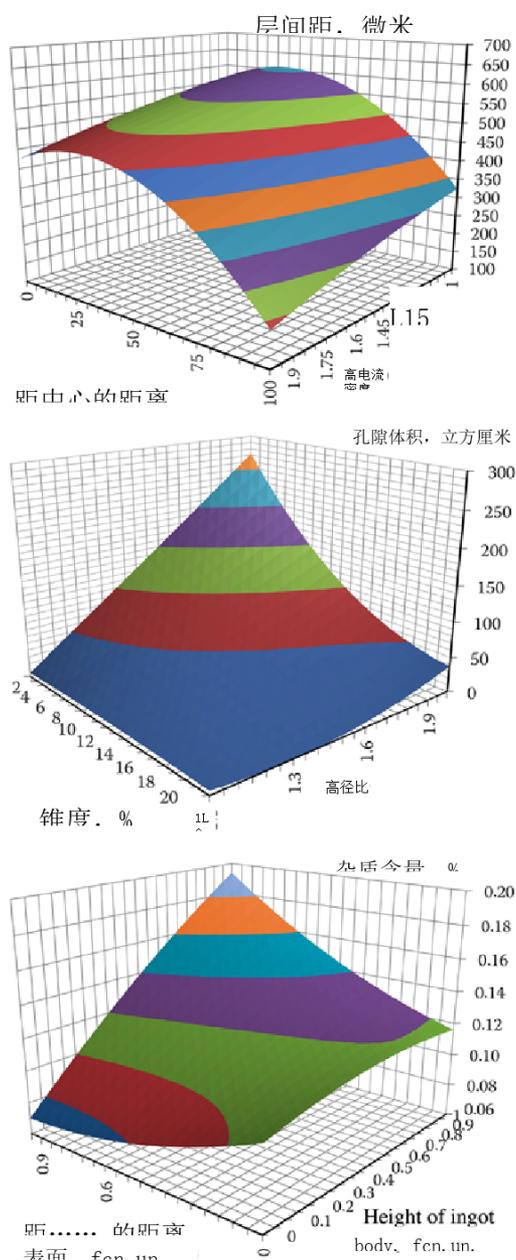


图 3. 10GN2MFA 钢 65 吨钢锭的几何形状对其结构、物理和化学不均匀性特征的影响。

连二亚硫酸钠（左侧）以及图 4 的结果。铸锭凝固动态过程 —— 模具前表面温度的热成像测量（右侧）

“Krupnyi Slitok (大铸锭)” 程序 [1] 可用于确定精确的铸锭几何形状，以在特定情况下允许的物理不均匀程度下最大限度地减少化学不均匀性。图 3 展示了通过该程序获得的用于优化铸锭几何形状的关系示例。

拥有此类信息能够更精确、更可靠地达到铸锭质量特性所规定的数值。

可以通过基于冷态模拟的方法来优化铸锭的几何形状。

因此，全俄冶金及材料科学研究院（TsNIITMASH）的大铸锭实验室通过冷态模拟和热成像设备监测温度来优化铸锭几何形状 [2]（图 4）。该图展示了硫代硫酸钠铸锭的凝固动态。可以看出，使用热成像（Flir SC640 系统）进行的温度测量能够清晰追踪铸锭热中心的位置。研究人员采用类似方法研究了浇铸方式（底注或顶注）对铸锭温度分布（包括热中心位置）的影响。目前，该实验室的研究人员正在开展实验，以探究浇铸方式和铸锭几何形状对其热特性的影响。

建议开展类似的研究，包括运用冷态模拟和热成像温度监测，以助力开发新尺寸铸锭的生产工艺。通过这类研究获得的数据，能够借助对铸锭热特性更详细的分析，提高计算机模拟结果的准确性。因此，利用这些信息还有助于降低新技术的研发成本。

外国公司正在工业规模上广泛使用热成像技术来优化冶金工艺 [3]。

优化铸钢的化学成分。为提高锻造钢锭的化学均匀性，进而改善成品性能，改进铸造工艺的一种方法是优化所铸钢的化学成分：尽可能降低易偏析杂质的含量；在将各种合金元素的含量控制在规定范围内的同时，尽量减少那些阻碍凝固、从而助长偏析过程的元素的含量。众所周知，易发生偏析的主要元素是碳、硫和磷。钢中硫和磷的含量应尽可能低；其碳含量应接近给定钢种规定的最小值。

为了使钢达到所需的化学均匀度，并降低出现粗大带状宏观偏析的可能性，需要将偏析杂质的浓度尽可能控制在较低水平。这些要求相互关联，这是由于凝固过程中所发生的各种工艺具有客观特性，尤其是相变过程中出现的杂质再分布。当凝固速度减慢时，这种再分布会达到最大程度，而凝固速度减慢会随着凝固物体质量的增加（铸锭最窄处横截面积的增大）而发生。因此，在制造超大铸锭时，偏析元素的含量会被控制在经济上适宜的最低水平。

例如，在用于制造整体锻造实心转子的超大钢锭生产中，日本制造商将钢中的硫含量降至 5ppm [4]。在如此之低的硫含量下，以条状形式存在的中心偏析的形成概率大幅降低。然而，硫含量如此之低会使钢更容易产生白点。因此，随着钢锭尺寸的增大和硫含量的降低，钢中的氢含量也需要进一步降低。下文“真空循环脱气”部分将更详细地探讨可用于降低氢含量的方法。

阻碍合金凝固的主要元素是硅 [5-9]。这一点从硅和铁的适应系数值的比较中可以明显看出。该系数由查默斯 [10] 提出，并根据式（3）计算得出，它反映了元素的特征及其在结晶过程中的行为：

$$A_i = \exp\{-Q_{m1}/(RT_{m1})\}. \quad (3)$$

其中， A_i 是 i th 元素的适应系数； Q_{m1} 是该组分的熔化热，单位为焦 / 原子； R 是普适气体常数，单位为焦 /（摩尔·开尔文）， T_{m1} 是该组分的熔点，单位为开尔文。

一般情况下，元素 B 对熔体结晶的阻碍程度越大，其调节系数与基础元素的调节系数的差异就越大 C ：

$$\Delta A = \Delta A^C - \Delta A^B, \quad (4)$$

其中， C 和 A^B 分别是基础元素和杂质元素的调节系数。

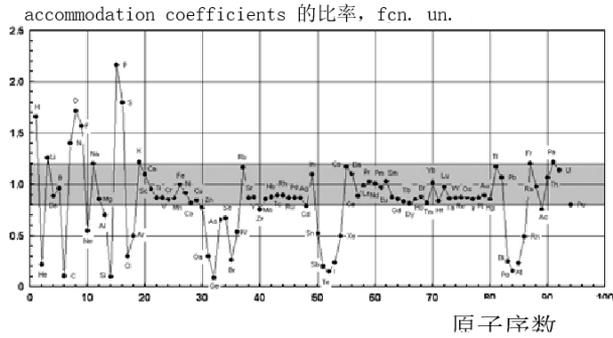


图 5. 周期系元素的相对 accommodation 系数（相对于铁）值。

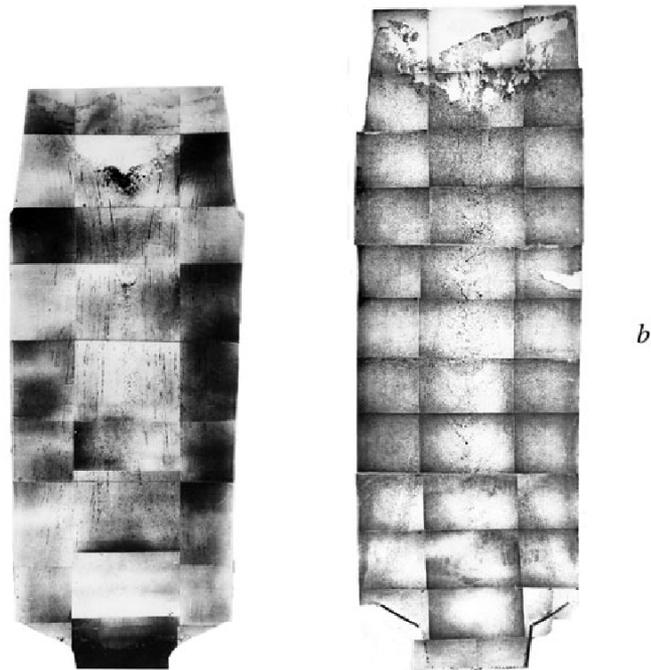


图 6. 分别为硅含量正常 (0.3%) 和硅含量降低 (0.09%) 的 25Kh2NMFA 钢的 80 吨 (a) 和 123.1 吨 (b) 铸锭的纵向金相截面硫印照片。

图 5 展示了针对不同元素计算 ΔA 值的结果。可以看出，在传统上存在于钢中的元素中，与铁相容性最差的元素是碳、硫、氧和硅。因此，降低它们在钢中的浓度将有助于加快钢的凝固速度，并使钢在化学上更均匀 [5-9]。

这里需要记住的是，硅通常是一种纯粹的工艺元素，用于确保钢达到所需的脱氧程度。因此，这种元素可以被其他元素——铝和 / 或钙——所替代，这些元素对凝固的不利影响较小。

降低钢中硅浓度的效果在图 6 的照片和图 7 的图表中得到了清晰的展示。尽管最后一个铸锭尺寸较大，但由于其硅含量降低，它的化学均匀性显著提高，且含有的条纹更少。

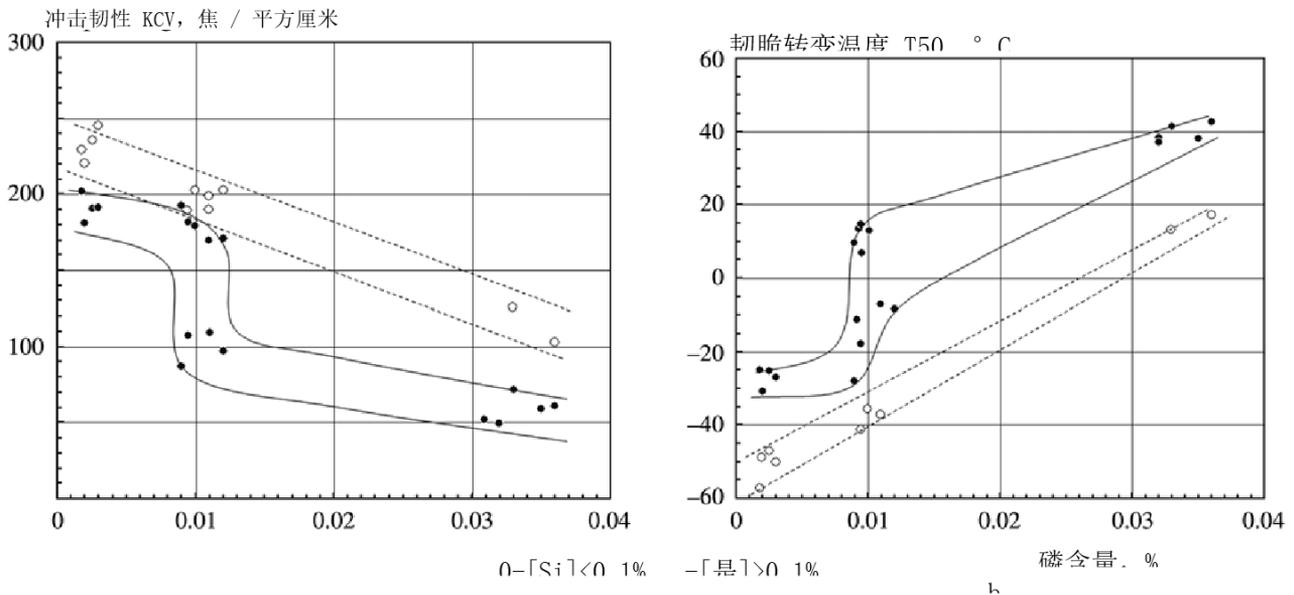


图 7. 无硅钢和硅脱氧钢的冲击韧性 (a) 和塑性 (b) 与磷含量的关系。

关于锰，也可以提出类似的论点。如今，在非合金元素的钢种中，锰的含量为 0.2%–0.5%。这一范围是上世纪末确定的，依据是需要抵消硫的负面影响——当时硫的平均浓度约为 0.02%–0.03%。而现在，即便是普通钢种的硫含量也明显降低，优质钢的硫含量通常为 0.005%。此外，优质钢通常会进行钙处理。钙对硫的亲合力远大于锰，因此钙会取代硫化物中的硫。最后，在某些钢种中，锰是一种有害杂质。例如，用于制造转子的钢中若含有锰，会使其在长时间热处理过程中更易产生回火脆性；用于核反应堆建造的钢中若含有锰，则会加剧钢在辐射环境下的脆化 [11]。因此，在某些钢种中存在这样数量的锰是不恰当的。钢中的锰除了会增加产品成本、降低使用性能外，还会使其化学均匀性变差，并导致其性能波动更大。

因此，优化钢的化学成分需要降低其硫和磷的含量，将碳含量降至接近允许的最低值，尽可能减少硅的含量，并降低锰的含量。对钢成分的这种优化还将使钢在化学上更均匀，并减少成品性能的离散性。

真空铸造过程中脱气作用增强。真空铸造是一种主要用于大型铸锭的工艺。它能够对钢进行精炼——主要是去除钢中的氢——并防止金属熔体被大气中的氧气二次氧化。与其他真空脱气方法相比，真空铸造具有明显的优势：不存在 ferrostatic 压力，这进而为脱气创造了更有利的条件。

如今，真空铸造技术能够将钢中的氢含量可靠地降至 1ppm。然而，随着对钢的质量特性要求日益严格，且产品（钢锭）的单位重量持续增加，有必要开发能够将钢中氢含量降至 1ppm 以下的技术。

实现这一目标的一种方法是，在真空环境中铸造钢时，通过空心塞棒或滑动闸门中的多孔插件向钢水中注入惰性气体。日本 JSW 公司已开发出类似技术 [12]。为了制造重达 200 吨的钢锭，通过中间包中的塞棒向钢水中注入氩气。这已经减少了

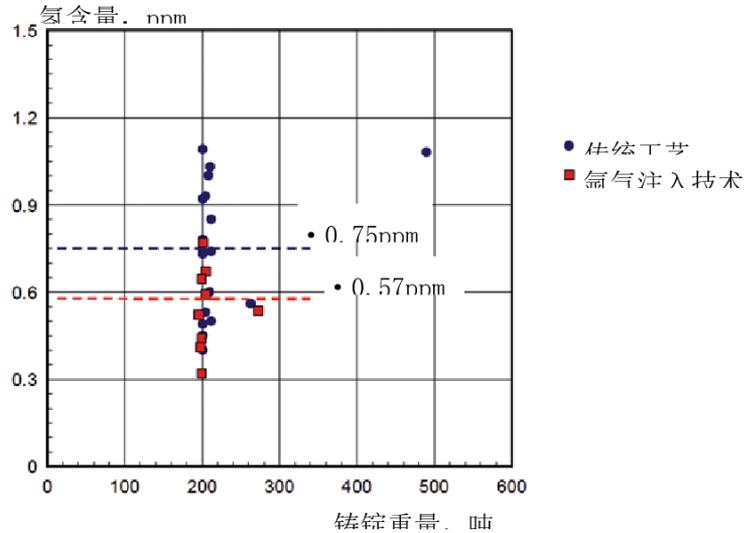


图 8 脱气过程强化前后钢中氢含量的变化 [12]。

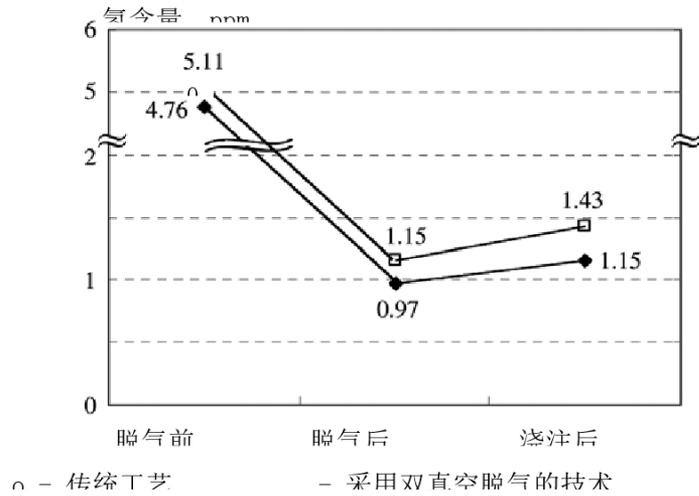
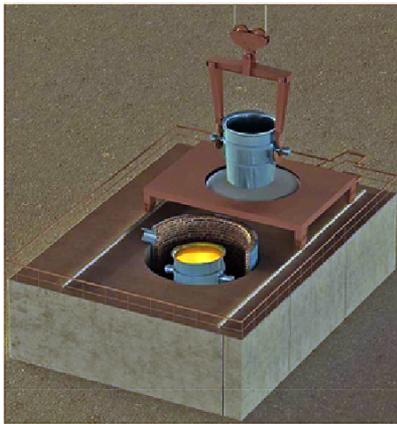


图 9. JCFC 公司用于喷射真空脱气的装置以及采用倾析法前后钢中氢含量的变化 [13]。

钢的平均氢含量降低了 24% ([H] 从 0.75 ppm 降至 0.57 ppm)。图 8 显示了 JSW 采用传统技术和上述技术生产的钢的平均氢含量变化。

另一种提高流脱气效率的方法是多次重复该操作。这是另一家日本公司 JCFC 所采用的方法。该公司在真空环境下将钢水从一个钢包倒入另一个钢包时，对钢水进行流脱气处理。这种方法能将氢含量降低 0.28 ppm ([H] 从 1.43 ppm 降至 1.15 ppm) [13]。图 9 展示了实现该技术所使用的设备以及 JCFC 生产的钢的平均氢含量变化。

俄罗斯科学家，特别是茹列夫 (Zhu1'ev) 和祖班 (Zyuban) [14]，也研究了向钢水流中注入氩气的可能性。然而，这项研究的成果尚未投入实际应用。

俄罗斯国家航空材料研究院 (TsNIITMASH) 的大铸锭实验室已经证明，在大型铸锭铸造过程中向钢流中注入氩气是可行的 [15]。通过改变注入速率，这种注入技术得到了改进。

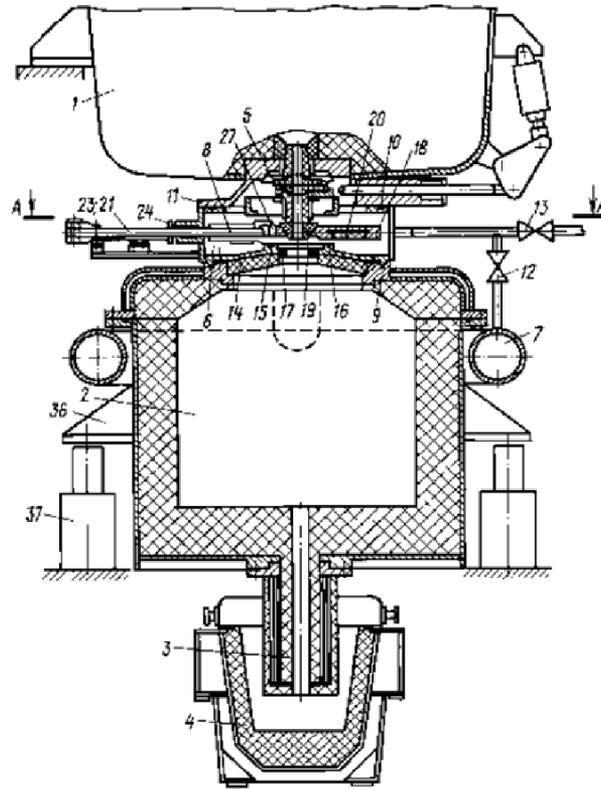


图 10 带有真空密封中间包的真空铸造装置示意图 [16]。

这与所浇铸钢的氧化状态有关。这种方法提高了浇铸过程中钢的脱气程度和效率。研究还发现，当钢流离开钢包进入中间包时，注入钢流中的惰性气体（氩气）的流量应根据表达式

$$V_{Ar} = (a_{min} \dots a_{max}) - (b_{min} \dots b_{max}) \log a_0, (5)$$

来确定，其中 V_{Ar} 是氩气流量，单位为升 / 分钟； a_0 是在浇铸操作所用的机架上、钢包唇口前方测得的金属熔液中氧的活度，单位为 ppm；a 和 b 是系数。

一项俄罗斯专利 [16] 授予了一种铸钢装置，该装置结合了上述两种工艺方法的优点（图 10）。根据该专利，盛钢的浇注包 1 与真空室 2 对接，真空室的排出管 3 延伸至中间包 4 的型腔中。打开浇注包 1 的滑动闸门 5 后，钢水会充满中间包 4 的下部和排出管 3。真空室 2 内会形成真空。从浇注包流出的钢水经过闸室 6 和真空室 2，在此过程中，钢水流和底部的金属层都会进行真空脱气处理。当 85 - 95% 的炉次钢水浇铸完成后，关闭浇注包的闸门 5，将闸室 6 的型腔与真空驱动装置 7 断开，关闭真空阀 8，向闸室内通入大气，然后将刚排空的浇注包从真空室上拆下，更换为新的浇注包。之后，将闸室与真空驱动装置连接，打开其闸门，重复整个过程，直至浇铸完规定数量的炉次。

在钢锭的真空铸造中取消中间包的使用。在讨论优质钢钢锭真空铸造的前景技术时，应当提及 JSW 公司的最新进展——在铸造作业中取消中间包（图 11）。取消中间包能够减少因中间包耐火衬里侵蚀而形成的外来夹杂物对钢的污染，降低

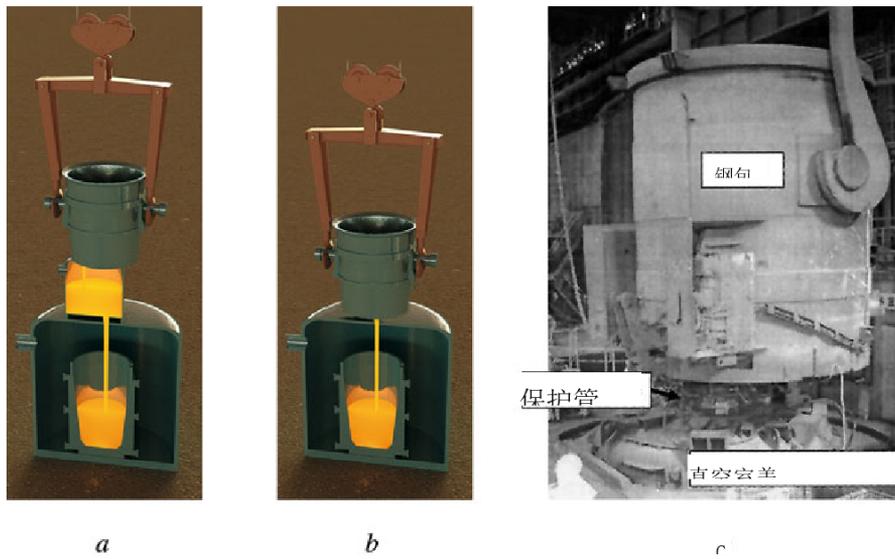


图 11. 带 (a) 和不带 (b) 中间包的钢铸锭示意图；不带中间包的真空铸造装置示意图 (c)。

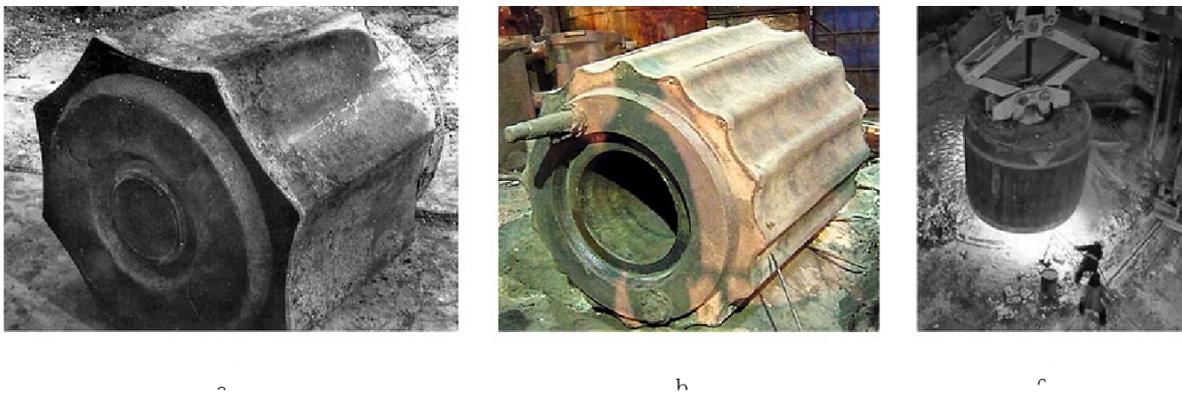


图 12. 不同制造商生产的空心锻造锭：a) 25 吨，下塔吉尔冶金厂 (UZTM)，1956 年；b) 57 吨，维特科维采 (Vitkovice)，2011 年 [3]；c) 160 吨，谢菲尔德锻造厂 (Sheffield Forgemasters)，2010 年 [17, 18]。

钢的二次氧化可能性，并通过降低运营成本和耐火材料消耗，从整体上提高了大型钢锭的生产效率。

因此，近年来真空铸造技术已进行了重大改进，以提高钢材的加工性能或使用性能。然而，这些改进几乎没有一项应用于俄罗斯的机械制造工厂。这种情况不仅使外国制造商获得了竞争优势，还剥夺了俄罗斯机械工厂进入由超高纯钢超大铸锭（包括氢含量极低的钢材）制成的高质量产品市场的机会。

掌握空心铸锭的生产技术。在全球范围内，从事机械制造设备生产的公司正越来越注重掌握空心铸锭的生产技术，以制造空心轴对称产品（图 12）[3, 17-21]。这种铸锭在制造壳体、管材和环件等产品时具有多项优势：铸锭重量减少 5%-10%；通过省去多个加工步骤，锻造操作得到大幅简化（图 13）；燃料消耗也有所降低 [22]。

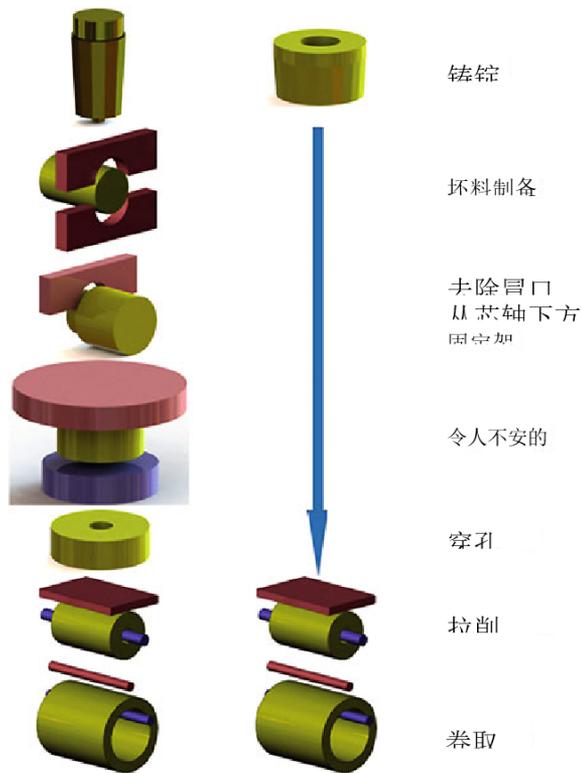


图 13. 用实心铸锭和空心铸锭生产壳体所采用的技术对比。

空心铸锭凝固截面的横向尺寸比实心铸锭小，这意味着其凝固时间更短。因此，金属会形成更细密、更均匀的组织以及更均质的化学成分（图 14）。这些改善进而使锻件的性能更稳定，并减小了所需的压下量，从而确保产品具备规定的力学性能。

铸锭具有高度的化学均匀性，并因此具有稳定的高性能，这对于大型铸锭而言尤为重要，因为与小型铸件相比，大型铸锭的质量较大，偏析过程更容易加剧。在某些情况下，大型壳体下部（对应铸锭中的负偏析区）的金属性能不符合规格要求（当壳体由实心铸锭锻造而成时）。其原因是初始铸锭存在化学不均匀性（见图 1）。由于这些壳体上部金属的碳含量较高，其强度性能几乎比最小值高出 100%。这种程度的性能差异当然是不可接受的。因此，掌握高化学均匀性空心铸锭（见图 14）的生产技术以制造此类零件，是俄罗斯机械制造业的一项重要任务。

然而，空心钢锭的生产本身存在若干技术问题。其中包括：确保凝固沿垂直方向进行的复杂性；钢在水平方向需对称凝固；钢锭从模具中取出时需要移除型芯。为满足上述条件而试验和改进新技术措施的成本，与在小型冶金厂引入空心钢锭生产的成本相当。因此，最好采用计算机建模来开发这种复杂技术。全俄冶金科学研究所

（TsNIITMASH）采用文献 [1] 中描述的方法开展了这项工作。研究考察了几种空心钢锭的铸造生产方案：使用带有陶瓷型芯的砂粘土模具；使用带有金属型芯的钢锭模；使用经重新设计的金属型芯的钢锭模 [23]。分析

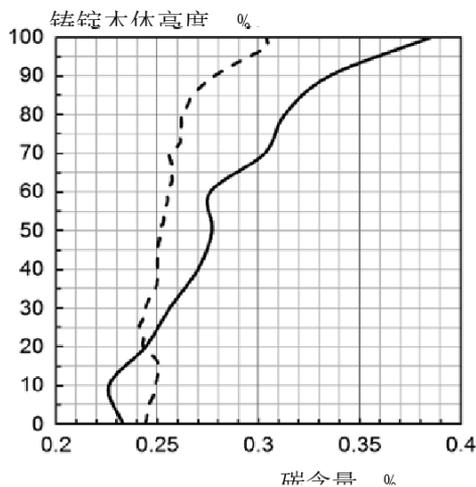


图 14. 25Kh2NMFA 钢 126 吨空心钢锭（——，计算结果）与 142 吨实心钢锭（——，实验数据 [5]）中碳分布的比较。

通过对这些方案中每种方案所获得铸锭的化学、结构和物理不均匀性的研究，找到了最佳解决方案，并为空心铸锭的生产提出了技术建议。

需要指出的是，顶部激冷的铸锭可作为本研究的原型。此类铸锭中的缩孔会深入铸锭内部，但其经热机械处理后的横向尺寸不大于作为废料去除的轴向部分（即“缩管”）的直径 [21, 24, 25]。这类铸锭还具有高度的化学均匀性，这得益于较快的凝固速度以及生产过程中所做的一些简化处理。因此，在某些应用中使用此类铸锭是完全可行的。

大型钢锭的底注法。在为能源行业和重型机械制造生产半成品的冶金厂中，采用底注法浇铸的钢锭比例日益增加，且这些钢锭的尺寸也在不断增大。捷克的皮尔森钢铁机械厂就采用了底注法 [26]。该厂使用间歇式流注，从多个钢包浇铸每个钢锭，且不使用中间包。

底注工艺的应用正变得越来越广泛，原因有几个，显而易见。首先，二次冶金的发展现状使得钢中氢含量能够稳定地降至较低水平，从而无需进行真空铸造。其次，与真空铸造相比，底注成本更低，且能为钢流提供足够可靠的保护，防止二次氧化。第三，底注有助于稳定成品钢中的氮含量（这对于含氮合金化钢来说很重要）。第四个原因是，底注能减少钢液初始部分进入铸模时的喷溅，从而改善铸锭的表面质量。第五点也是最后一点，现代耐火材料几乎可以消除钢液被浇口通道中的外来夹杂物污染的情况，这进而消除了此前底注工艺的主要问题之一。

用于加热铸锭保温帽部分的材料。内衬耐火粘土砖的锥形保温帽已被采用现代块状材料保温的圆柱形保温帽全面取代（图 15）。这些材料具有良好的隔热性能，因此使用它们有助于改善保温帽的热性能并减小其体积。

此外，随着一种新材料——多晶纤维制成的隔热“毯”的出现，隔热材料市场得到了拓展。此类材料在 800°C 时的热导率不超过 $0.2\text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ ，在 1600°C 时为 $0.4\text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ 。这些材料包括：LYJX-715（中国，在 1000°C 时，编号 $\lambda = 0.20\text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ ）、Fibermax（法国，在 800°C 时，编号 $\lambda = 0.18\text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ ）以及 V-GShV（乌克兰，在 800°C 时，编号 $\lambda = 0.30\text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ ）。使用这类材料可显著减轻铸锭热帽部分的重量，从而降低铸锭成本。

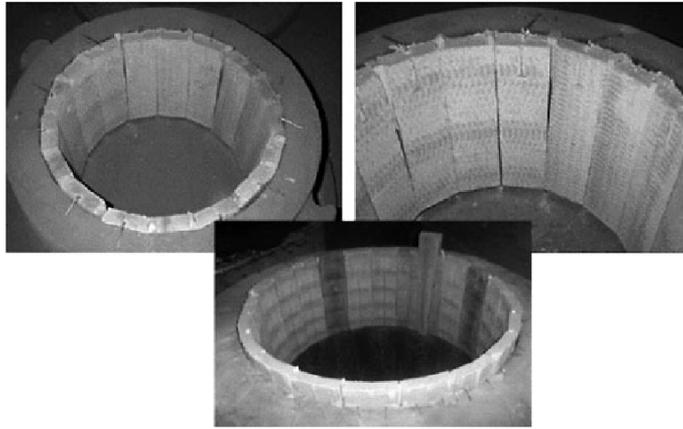


图 15. 用于保温帽的现代隔热材料。

图 16 展示了使用传统材料（一层轻质耐火粘土砖和一层标准砖）内衬的热帽以及多晶纤维毡对 15Kh2NMFA 钢 55 吨钢锭凝固过程进行计算机模拟所得到的结果。在采用耐火粘土内衬热帽铸造的钢锭中（图 16a），热帽内很大比例的钢在热帽壁上凝固；这部分金属并未参与向钢锭本体补充钢水，而只是起到了隔热屏障的作用。在采用隔热毡内衬热帽铸造的钢锭中（图 16b），没有出现此类结壳现象。因此，在凝固过程中，几乎所有的钢都参与了对钢锭本体的补充，这最终显著减小了缩孔的尺寸。在其他条件相同的情况下，这使得减小钢锭热帽部分的重量成为可能，从而降低钢锭的总成本。因此，使用现有的高效隔热材料能够增加钢锭的可用部分尺寸，进而降低生产成本。

在铸造过程中保护钢免受二次氧化。铸造技术中的下一个重要问题是需要确保钢免受二次氧化。

这一问题已变得至关重要，因为钢在从钢包转运到钢锭模的过程中极有可能受到严重污染，从而降低成品质量。钢水浇铸后几乎无法再进行精炼。因此，二次氧化需要控制在最低程度。这可以通过使用特殊设备来实现，这类设备能消除金属熔液与氧气接触的可能性。图 17 展示了这类设备的示例，它们在黑色冶金中已得到广泛应用，甚至用于普通钢种的生产。然而，在制造最关键类型产品的机械制造厂中，这类装置却很少使用。后者不使用这类设备，部分原因在于，对于机械制造厂而言，采用那些在大批量生产特制品时常用的某些措施并不方便。

然而，俄罗斯机械厂缺乏此类系统，这增加了半成品中缺陷形成的可能性——包括那些需要拒收产品的缺陷——并扩大了成品性能的离散性。

一个例子是，一家俄罗斯工厂曾尝试掌握一种前景良好的新型钢的生产工艺，这种钢的特点是脱氧剂含量低、所需的脱氧程度高，且非金属夹杂物的污染程度低。该工厂采用的浇铸方式是将钢水从钢包以敞流形式注入中间包，再注入位于真空室内的铸锭模中。采用这种浇铸方法时，钢中的氧含量增加了十倍，所有得到的半成品最终都无法继续使用。只有对敞流采取特殊的保护措施，才能获得所需的低氧含量。

因此，拥有一个能提供二次氧化防护的系统，是成功引入现代超洁净钢种生产的前提条件。因此，俄罗斯工厂缺乏此类系统

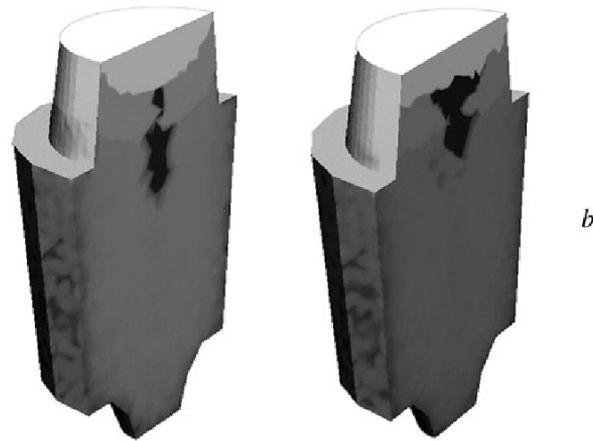


图 16. 65 吨铸锭凝固过程的模拟结果，其中 (a) 为粘土层内衬热顶，(b) 为多晶材料制成的隔热“覆盖层” (b) (深色部分为金属密度较低的部分)。

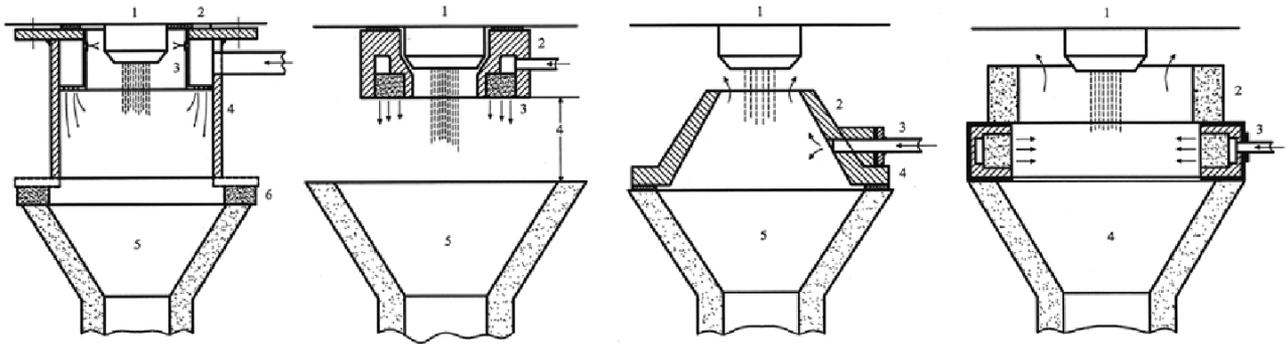


图 17. 铸造过程中用于保护金属免受二次氧化的设备类型。

这给外国钢铁制造商带来了竞争优势，因为他们成品的性能更稳定，生产成本也更低——这尤其要归功于他们较低的空口废品率。

钢的浇铸速度与钢锭的质量特性（如纵向表面裂纹的数量）密切相关。当钢锭新形成的外壳被结晶器中的熔融金属柱冲破时，就会在钢锭上形成这类裂纹。当固态外壳的生长速度与结晶器被钢水填充的速度（ferrostatic 压力的变化）不匹配时，就会发生这种破裂。因此，为了减少钢锭上形成的裂纹数量或完全防止裂纹的形成，有必要在外壳开始结晶的初始时刻提高其强度性能，并创造外壳均匀生长所需的条件——这种生长不会受到液态金属快速对流的影响。

经验表明，以 0.2 - 0.4 米 / 分钟的速度铸造 8 - 16 边形铸锭可避免纵向裂纹的产生。铸锭边数的增加能够将最佳铸造速度调整到更高的区间。通过将初始金属流分散为若干小股流以降低其动能，也可以提高铸造速度。文献 [27] 中研究了该方法的实用性。图 18 展示了在不产生纵向裂纹的情况下，铸锭质量与质量铸造速度及线铸造速度之间关系的综合数据，这些数据来自俄罗斯和国外的机械厂。

根据上述数据，为获得不同重量的铸锭应采用的批量铸造速度

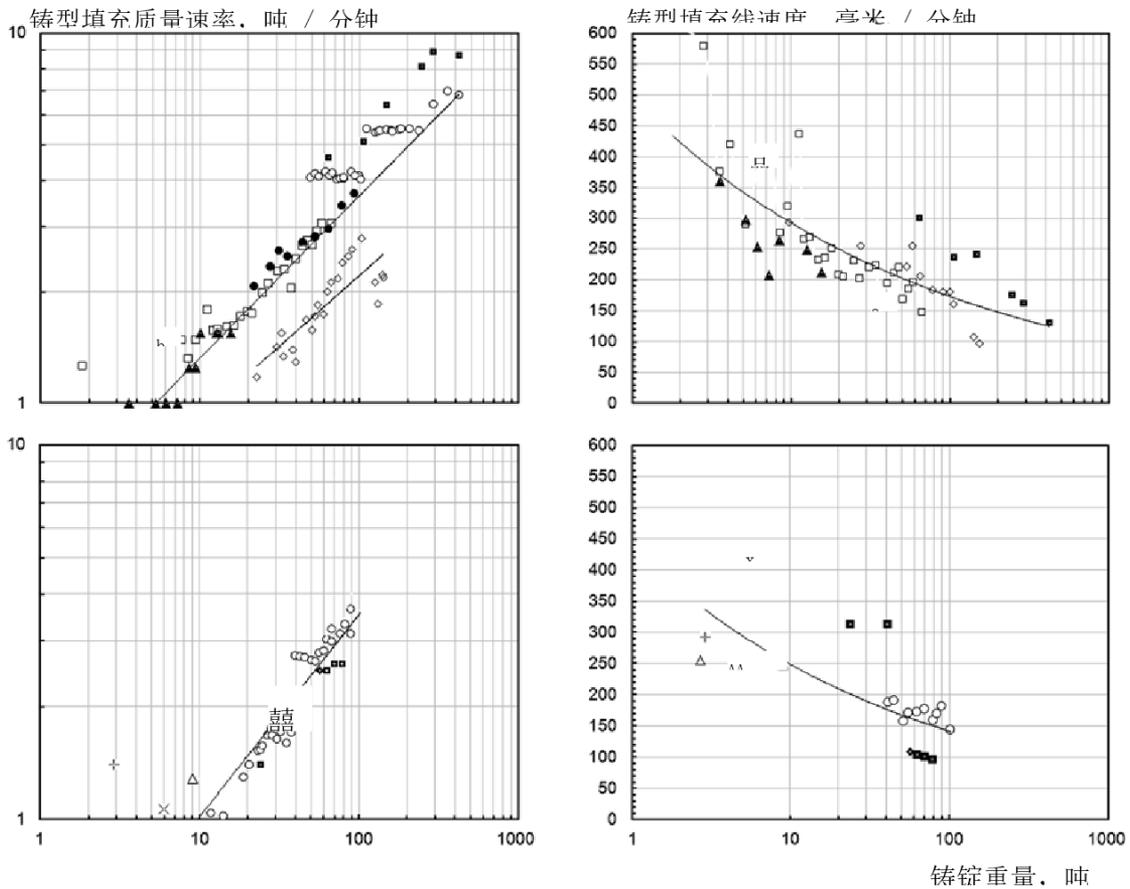


图 18. 上注 (a) 和下注 (b) 情况下, 线铸造速度和质量铸造速度对铸锭重量的依赖性; 数据来自不同的机械厂: a) A 厂; A) B 厂 (NKMZ) [28, 第 154、197 页]; b) C 厂; B) D 厂; C) E 厂; c) F 厂; E) G 厂 (维特科维采); ×) H 厂 (卡马斯塔耳) [29]; +) I 厂 (埃尔伍德优质钢铁公司) [30]; e) 巴里卡迪厂 [14]。

无纵向裂纹的铸锭, 其顶部浇注和底部浇注的情况可分别通过式 (6) 和式 (7) 近似计算; 线浇注速度可由式 (8) 和式 (9) 计算:

$$v_{top.p.} = 0.51M^{0.5} \quad (6)$$

$$v_{bot.p.} = 0.31M^{0.5} \quad (7)$$

$$v_{top.p.} = 1.70M^{-0.2} \quad (8)$$

$$v_{bot.p.} = 1.20M^{-0.2} \quad (9)$$

其中, $v_{top.p.}$ / $v_{bot.p.}$ 分别为结晶器的线填充速率和质量填充速率, 单位分别为毫米 / 分钟和吨 / 分钟; M 为铸锭重量, 单位为吨。

从图 18a 可以明显看出, 式 (6) 与 Barrikady 工厂获得的数据不一致。这种差异是由于该工厂在调节浇铸速度时, 不仅要考虑防止铸锭表面产生纵向裂纹, 还希望在钢水从中间包转移到真空室内的结晶器时, 最大限度地提高脱气效果。该工厂进行的研究 [14] 表明, 铸坯质量浇铸速度的增加会导致脱气效率的降低 (图 19)。因此, Barrikady 工厂使用的铸坯质量浇铸速度略低于通常采用的速度。

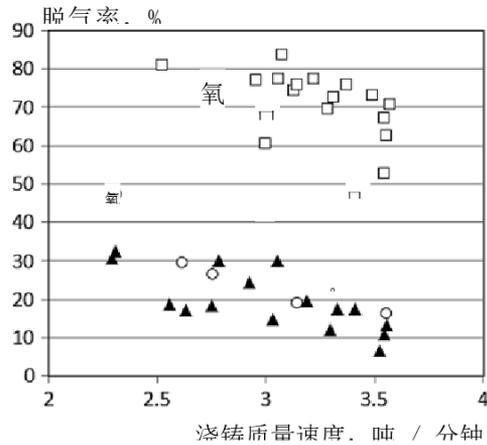


图 19. 真空铸造过程中铸造速度对氧 (b)、氢 (a) 和氮 (c) 去除程度的影响 [14]: (38KhN3MFA 钢; $[O]_{\text{出}} = 0.008 - 0.016\%$ — $[H]_{\text{出}} = 0.0005 - 0.0007\%$; $[N]_{\text{出}} = 0.006 - 0.008\%$; $n = 0.7 - 1.2kPa$)。

尽管该工厂采用的铸坯速度相对较低，但 Barrikady 工厂的铸锭模填充速度与铸锭重量之间的关系完全符合总体趋势（见图 18a）。这一结果可能与该工厂铸造的铸锭的 *HID* 比值较高有关。

对质量和线性铸造速度数据的比较表明，前者相对于铸锭重量的离散性较小；不同工厂的线性铸造速度相对于铸锭重量的变化更为多样，这可能是由于缺乏计算最佳充型速率值的标准方法所致。

对顶注和底注的质量绝对值与线性浇铸速度进行比较后发现，底注时的这些速度略低，这可能是因为在采用高浇铸速度时，熔体会抬高中心流的顶部。

结论。对钢铸锭时所采用的技术措施进行的调查表明，为确保铸锭的质量特性满足当前要求，铸造工艺应具备以下特点：

1. 采用多包浇铸时，不同钢包的碳含量差异；
2. 通过向熔融金属流中注入氩气，强化铸造过程中的脱气；
3. 对所浇铸金属的成分进行优化；
- 4) 对于重量不超过钢包中熔融金属重量的铸锭，取消中间包；
5. 掌握空心钢锭的生产工艺，以制造空心轴对称产品；
6. 针对特定类别产品的铸锭几何形状优化；以及
7. 当金属从钢包浇入中间包时，强制使用保护金属流的系统。

为使金属制品的性能更稳定，用于制造这些制品的铸锭应处于特定产品规定的某种标准状态。处于该状态的铸锭，其气体含量、熔体中的氧活度、化学成分和温度都将具有特定数值。

参考文献

1. A. V. 杜布、V. A. 杜雷宁、A. N. 罗马什金等，《锻造钢锭生产工艺设计方法》，《重型机械》，第 7 期，21-33 页（2012 年）。

2. A. N. 罗马什金、D. N. 托尔斯季赫、A. N. 马尔吉诺夫等人，《热成像监测系统在铸造过程冷态模拟中的应用》，《国际科技会议论文集：钢的铸造与结晶、焊接与热处理及生产过程数学建模问题》，2012年12月13-14日，全俄工业技术与材料科学研究院，莫斯科（2012年），第12页。
3. P. Machovcaka、A. Oplera 和 M. Tkadleckovab，“数值模拟在维特科维采重型机械公司重型锻造钢锭生产优化中的应用”，第一届国际钢锭铸造、轧制与锻造会议，2012年6月6日，布鲁塞尔-萨尔，第1-8页。
4. I. Yasuto、M. Koji 和 M. Tomohiro，《转子锻件用大型铸锭的近期技术进展》，国际锻造大师会议（2011），第166-169页。
5. V. S. 杜布，《大型铸锭中心偏析研究及抑制其发展的方法开发：工程科学博士学位论文》，全苏冶金机械科学研究所 莫斯科（1990年） 第1卷
6. A. A. 雷布里克，《大型铸锭偏心化学不均匀性研究及位置测定方法开发》：工程科学副博士学位论文，全苏冶金机械制造科学研究所 莫斯科（1976年）
7. I. I. 马卡罗夫，《热顶参数对钢的凝固动力学及大型铸锭缩孔缺陷形成的影响研究》：工程科学副博士学位论文，中央钢铁研究院，莫斯科（1976年）。
8. A. V. 多布、V. S. 多布、E. V. 马卡里切娃等，《控制凝固过程的因素》，《电冶金》，第11期，18-22页（2006年）。
9. A. V. 多布，《低合金钢的基本组织和性能形成过程控制的物理化学原理》[俄文]，莫斯科国立钢铁合金学院出版社，莫斯科（2000年）。
10. B. 杏尔默斯，《凝固理论》[俄文译本]，冶金出版社，莫斯科（1968年）。
11. R. J. 斯托法纳克、T. J. 波斯基、Y. Y. 李等人，《低合金钢锻材和焊接材料的辐照损伤行为》，西屋电气公司 匹兹堡实验室 西屋出版社 宾夕法尼亚州 15109
12. H. 高桥、S. 忠、H. 泰等人，《大型铸锭铸造过程中的脱气作用》，国际锻造大师会议（2009年）。
13. 空次 T 空 V 睦彦 成濑等，《ICEC 中先进的钢包到钢包脱气方法》 同上
14. S. I. 茹列夫和 N. A. 朱班，《锻造钢锭的制造及其质量问题》[俄文]，伏尔加格勒工业大学，伏尔加格勒（2003年）。
15. A. N. 罗马什金、E. V. 马卡里切娃、A. V. 杜布等人，俄罗斯联邦专利第 2406768 号，国际专利分类 C21C7/00，钢的脱气方法，提交日期 2009 年 5 月 29 日，公布日期 2010 年 12 月 20 日。
16. S. Z. 阿丰宁、V. M. 帕尔申、A. V. 拉林等人，俄罗斯联邦专利第 2082543 号，国际专利分类 8 B22D11/10，铸造过程中金属的真空脱气方法及其实施设备，提交日期 1994 年 7 月 2 日，公布日期 1997 年 6 月 27 日。
17. M. 汤姆林森、J. 塔拉曼特斯 - 席尔瓦和 P. 戴维斯，《谢菲尔德锻造大师国际有限公司空心铸锭技术的发展》，国际锻造大师会议（2011），第 175-178 页
18. “锻造大师试验空心锭铸造”，《世界核新闻》，2010 年 11 月 25 日，www.world-nuclear-news.org。
19. G. 吉拉丁、D. 若巴德、F. 佩德里塞特等人，《空心铸锭：三十年来在控制核工业和石油化工大型壳体偏析与质量方面的应用》，国际锻造大师会议（2011 年），第 170-174 页。
20. 吴相勋、南宫正、徐五等人，《基于 CAE 的大型空心铸锭制造研究》，同上，第 179-182 页。
21. M. V. 科洛德金、S. I. 茹列夫、V. S. 杜布等人，《生产空心锻件的锻造钢锭合理铸造方案选择》，《俄罗斯冶金 (Metallurg)》 2010 年 第 6 期 第 544-547 页（2010 年）
22. I. L. 阿卡罗、R. A. 安德里耶夫斯基、A. F. 阿尔扎诺夫等，《百科全书：机械工程》，第 III-2 卷，半成品制造技术（俄文），机械制造出版社，莫斯科（1996 年）。
23. V. S. 杜布、A. N. 罗马什金、A. N. 马尔吉诺夫等人，《空心铸锭制造技术》，《电冶金》，第 2 期，17-37 页（2013 年）。
24. M. V. 科洛德金、A. N. 罗马什金和 A. N. 马尔吉诺夫，《开发特殊铸锭技术以提高空心锻件生产的技术经济指标》，《重型机械》，第 6 期，24-29 页（2010 年）。
25. M. V. 科洛金、S. I. 茹列夫、V. S. 杜布和 A. N. 罗马什金，《选择高效的铸造铸锭方案以制造空心铸件》，《电冶金》，第 8 期，26 页（2009 年）。

26. M. 诺瓦克, 《170 吨底注钢锭锻造核容器的生产方面及材料评估》, 国际锻造大师会议, (2009 年)。
27. V. D. 索洛多夫尼科夫, 《改进冷轧机轧辊用钢的制造、真空脱气及铸造工艺》: 工程科学候选学位论文, 由中机联制造与工程科学研究所 (ТНТИТМАСЛ) 莫斯科。
28. A. N. 斯米尔诺夫、S. L. 马库罗夫、V. M. 萨福诺夫等, 《大铸锭》[俄文], 韦伯出版社, 顿涅茨克 (2009 年)。
29. V. A. 什特克莱因、A. N. 沙马诺夫和 A. V. 科夫里日尼赫, 《提高 MZ Kamastal 钢厂底注钢的质量》. 《钢铁》, 第 11 期, 第 50-52 页 (2008 年)。
30. L. 张、B. 里托、B. G. 托马斯等, 《底注法浇铸的普通碳钢铸锭中的大型夹杂物》, 《ISIJ 国际》, 第 46 卷, 第 5 期, 670-679 页 (2006 年)。