

国外钛合金的铸造性能

中国科学院冶金研究所译

上海交通大学

上海科学技术情报研究所

毛主席语录

外国一切好的经验、好的技术,都要吸收过来,为我所用。

社会的财富是工人、农民和劳动知识分子自己创造的。只要这些人掌握了自己的命运,又有一条马克思列宁主义的路线,不是回避问题,而是用积极的态度去解决问题,任何人间的困难总是可以解决的。

任何新生事物的成长都是要经过艰难曲折的。在社会主义事业中,要想不经过艰难曲折,不付出极大努力,总是一帆风顺,容易得到成功,这种想法,只是幻想。

目 次

第一章 钛及其合金的物理-化学性能	1
1. 物理性能	1
2. 化学性能	2
3. 机械性能	5
第二章 流动性	8
4. 金属液流的水力学	8
5. 液流停滞机制	9
6. 合金性能的影响	11
7. 铸型性能的影响	13
8. 金属熔化和浇注条件的影响	13
第三章 充填性	16
9. 表面张力	16
10. 粘度	19
11. 铸型材料对钛的沾润性	20
12. 合金的化学成分和结晶特性的影响	21
13. 离心浇注法的影响	22
第四章 凝固特性	23
14. 凝固动力学问题的分析解	24
15. 合金热物理性能的影响	26
16. 间隙和铸型的热物理性能的影响	28
17. 结晶特性的影响	29
第五章 铸造表面的成型特性	29
18. 铸型质量对粗糙度的影响	30
19. 宏观不匀度	32
20. 表面层化学成分的变化	33
第六章 形成气体缺陷的倾向性	34
21. 气孔的成型条件	34
22. 余压的应用	35
第七章 体收缩	37
23. 缩孔的形成	37
24. 合金成分对集中缩孔体积的影响	38
25. 无补缩部位的收缩缺陷	40
第八章 线收缩	41

26. 合金元素的影响	42
27. 铸型材料的影响	44
28. 铸件结构特点的影响	44
第九章 抗裂性	45
29. 热裂纹	45
30. 冷裂纹	47
第十章 铸造组织形成的特性	49
31. 结晶的基本参数	49
32. 铸型材料对铸造组织的影响	50
33. 变性处理	51
34. 对结晶金属的力学作用	53
35. 铸造组织和性能的关系	55
第十一章 可焊性	57
36. 间隙元素和合金元素的影响	57
37. 焊缝的组织	58
38. 缺陷焊补质量的评价	59

第一章

钛及其合金的物理-化学性能

钛在门捷列耶夫元素周期表中位于第一长周期的第IV付族,原子序数 22,它属于过渡元素。因为在第三电子层有未填满的 d 层电子。钛原子的电子结构为: $(1s)^2(2s)^2(2p)^6(3s)^2(3p)^6(3d)^2(4s)^2$ 。在过渡金属中,未填满的内电子层的存在,对性能是有影响的。当过渡金属的原子相接近并形成晶格时,不仅外层价电子的能级相重迭,而且未填满的内层电子的能级也相重迭。因此,不仅外层电子,而且未填满的内层电子都参加原子间键,这就产生很大的结合力,这可用来说明钛的高熔点。钛属于难熔金属。

钛及其合金的物理性能,特别是决定金属和周围介质热交换的热学性能,在铸件成型过程中,起着重要的作用。铸造金属的质量和钛与在制造铸件的过程中与之发生交互作用的材料之间的化学反应过程有很大的关系。

钛合金的机械性能,作为任何一种结构材料的基本使用特性,应该联系其物理、化学性能来进行研究^[19]。

1. 物理性能^[75]

在很大程度上决定异型铸件成型过程的钛的最主要物理性能如下:

原子量	47.90
原子体积	10.7
晶格结构:	
α 态(温度低于 882.5°C)	六方
β 态(温度高于 882.5°C)	体心立方

晶格常数($\text{\AA}$):

α 态—— a	2.9504 ± 0.0004
α 态—— c	4.6832 ± 0.0004
β 态—— a	3.3065 ± 0.0001

$\alpha \rightarrow \beta$ 转变时的体积变化(%) 5.5

密度(克/厘米³):

α 态, 20°C	4.506~4.516
β 态, 900°C	4.319
β 态, 在熔点温度时的液态	4.11 ± 0.08

线膨胀系数

°C	$\alpha \cdot 10^6$
20~200	8.09
200~300	9.05
300~400	11.05
400~500	11.05
500~600	11.39
600~700	10.39
700~800	10.05
表面张力(达因/厘米)	700~1510
沸腾温度(°C)	3,260
熔点(°C)	$1,668 \pm 4$
同素异晶转变温度(°C)	882.5
汽化潜热:	
(千卡/克分子)	112.5 ± 0.3
(卡/克)	2,348.6
熔化潜热:(初始值的最大或然率)	
(千卡/克分子)	3.7~5.0
(卡/克)	77.2~104.0
$\alpha \rightarrow \beta$ 转变的潜热:	
(千卡/克分子)	1.05

(卡/克)	21.9
导热系数(卡/厘米·秒·度):	
50°C	0.0369
100°C	0.0364
400°C	0.0336
700°C	0.0309
从 20°C 加热的平均比热(卡/克·度)	
到 100°C	0.130
到 400°C	0.139
到 700°C	0.145
到 1,200°C	0.164
原子热容量(卡/克原子)	6.05

2. 化学性能

钛的化学性能决定于分布在 3d 层和 4s 层上的外层电子,原子尺寸和它的结晶结构。根据在反应时给出外层电子的能力,钛位于最具正电的 I-III 族金属(A 付族)和最具负电的 I-V 族金属(B 付族)之间。根据原子半径的大小,钛位于具有最大半径的 I, II 族和具有最小原子半径的类金属(硼, 碳, 氮, 氧, 氢)之间^[94]。

И. И. 科尔尼洛夫(Корнилов)根据元素在周期表中的位置,描述了钛和这些元素的化学交互作用的基本特征。他将周期表中的所有元素分为四组: 1) 不发生交互作用的; 2) 形成离子化合物的; 3) 形成有限固溶体和化合物的; 4) 形成连续固溶体的。

Б. Б. 古辽也夫(Гуляев)^[20]对于钛合金的相图进行了分析和总结。他指出,在共晶温度时,元素的溶解度,共晶及包晶的成分随着元素在周期表中的位置而变化。图 1 是排列在门捷列耶夫周期表上的一些钛合金的二元相图。

当温度高于 700°C,特别是在熔化状态下,钛具有特别高的化学活性,实际上能够和在铸件生产的各个阶段上与之相接触的所有材料(炉中气氛,耐火材料等)发生交互作用。

钛特别能够和氧、氮、氢、一氧化碳、二氧化碳、水蒸汽、氨等气体发生交互作用。

溶解于钛中的氮、氧、碳,占据六方晶格中的八面体间隙位置,其尺寸要比体心立方晶格中的间隙位置大^[52]。因此,上述元素在 β 相中的溶解度所引起的晶格畸变要比溶解在 α 相时所引起的畸变大。这就是氮、氧、碳在 α 相中溶解度较大的原因。

钛和氧交互作用的第一阶段是氧原子进入金属晶格。但是,正如对钛的吸氧动力学的大量研究工作所指出的,在样品表面上氧化皮的形成不是决定于吸气速度,而取决于扩散过程。

氧在 α -钛中的最大溶解度约为 14.5% (重量),在 β -钛中约为 1.8% (重量)。氧是很强的 α 稳定剂。当氧含量高于溶解度极限时,在钛-氧中出现钛的低氧化物氧化钛相 TiO ,它具有金黄色的金属光泽;然后形成暗紫色的 Ti_2O_3 相;最后形成白色的 TiO_2 相。

钛在很低的温度下就开始和氧交互作用。在室温,放在氧气氛中的钛上就会形成氧化膜,这层氧化膜起保护作用,防止进一步氧化。但在 450~500°C 时,这层氧化膜开始溶解于金属中,当温度超过 700~800°C 时,氧在钛中的扩散过程特别剧烈。当达到一定厚度时,氧化膜开始起裂,同时,向金属内部的扩散过程大大加速。在高温下,氧化膜已经不再是保护性的了,也就是说,钛的吸氧是一个不可逆过程。

钛和氮的亲和力也很大。钛是唯一能在氮中燃烧的元素。在温度为 500~550°C 时,就开始有明显的吸氮,当温度高于 600°C 时,吸氮速度急剧增大。氮和氧一样,也是很强的 α 稳定剂。钛和氮交互作用时,首先形成间隙固溶体。氮在 α -钛中的最大溶解度约为 7% (重量),而在 β -钛中的溶解度要小得多,不超过 2% (重量)。

钛在氮气氛中加热至 800~1,000°C 时,

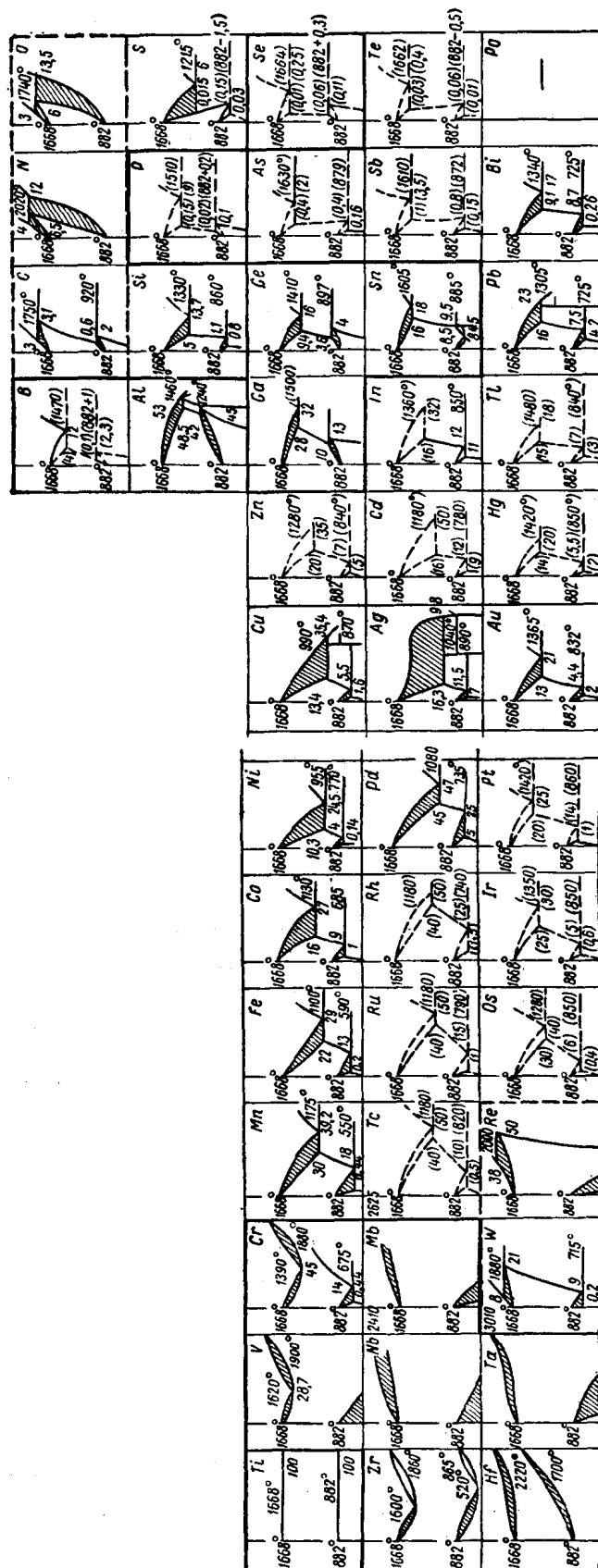


图 1 排列在门捷列耶夫周期表上的钛合金二元相图
实线和阴影线表示实验数据;虚线和括弧内的数字表示预计的结果

其表面由于形成氮化钛膜而发暗, 这层很薄的膜与金属基体结合得很牢固。钛的吸氮过程和气体压力的关系不大, 而且, 和氧的情况一样, 是一个不可逆过程。钛的吸氮速度要比吸氧速度小得多。因此, 尽管空气中含有4/5的氮, 但在钛和空气交互作用时, 氧起着主要的作用。

当温度为250~300°C时, 钛就有明显的吸氢^[12]。开始时, 这一过程进行得比较慢, 但在300~350°C时, 速度增大。与钛和氧、氮的反应不同, 在和氢交互作用时, 在金属表面上不形成薄膜。这是因为氢原子尺寸小, 很快就扩散到钛晶格深处的缘故。

氢和氧、氮一样, 与钛形成间隙固溶体。氢在 α -钛中的溶解度在300°C左右达到最大值, 约为0.2% (重量)。当温度升高或降低时, 氢的溶解度减小。在500~600°C时, 溶解度急剧下降。室温溶解度不大于0.002% (重量)。氢在 β -钛中的溶解度要高得多。在600°C时达到最大溶解度, 约为2% (重量)。随着氢压的提高, 溶解度增大。氢是 β -稳定剂。

氢在 β -相中的溶解度比在 α -相中大, 对此Л. С. 莫罗兹(Мороз)作了如下的解释^[52]。 α 相晶格具有两种能够容纳氢原子的间隙位置——半径为0.34Å的四面体间隙和半径为0.62Å的八面体间隙。氢的原子半径为0.41Å。四面体间隙较小, 而八面体间隙则过大, 当氢原子位于八面体间隙时, 由于原子有较大的振动空间, 因而导致系统自由能的提高。在体心立方晶格中, 间隙的半径为0.44Å。因而氢溶解在 β -钛中能保证较为有利的几何关系。

钛的吸氢速率不仅和温度有关, 而且和表面膜及沾污有关。如果在金属表面上有氧化膜, 吸氢速率大大降低, 和氧、氮不同, 通过在真空中加热金属的方法实际上可以把氢从钛中完全除掉。在750~800°C的真空退火可以使氢在钛中的含量降到0.002%。氧化

膜的存在使去氢工作增加困难。

钛和碳的交互作用很强烈。碳是 α 稳定剂。在920°C时碳的最大溶解度为0.48% (重量)。随着温度的降低, 碳的溶解度急剧下降。碳在 β 钛中的溶解度在1,750°C时达到最大值——0.8% (重量)。由于碳在 α 相和 β 相中的溶解度小, 当在钛合金含有0.1%以上的碳时, 在合金组织中就会出现自由碳化物。在钛-碳系统中, 随着含碳量的增加, 液相线温度从包晶温度到碳化物的熔点(3,400~3,500°C)连续提高。在这个系统中, 形成唯一的碳化物TiC。但是, 象其它许多间隙相(TiO, TiN)一样, 碳化钛的成分在很宽的均质性范围内变化。

铸钛用的制型材料可采用镁砂, 电炉刚玉, 二氧化锆和石墨。在给定的条件下, 钛和耐火材料发生化学反应的可能性原则上可以通过等压等温势值的比较来确定^[19]。

最不坚固的耐火材料是氧化砂, 而最坚固的则是二氧化钛。钛的低价氧化物比高价的较为牢固。

低价氧化钛(TiO)的强度是根据它形成的热力学势值的大小来决定的, 在1,500~2,000°C时要比那些耐火程度高的氧化物如Al₂O₃, ZrO₂, MgO的化学强度高。因此, 钛原则上能够还原所有这些氧化物。反应的产物在铸态金属中的溶解能够帮助氧化物还原反应的进行。根据П. Д. 约翰逊(Джонсон)的数据, 由于钛和二氧化锆交互作用的结果, 铸钛中锆的含量增大到9.0%。

有人认为, 在刚玉模中浇注的铸件, 表面上的铝含量达22%。构成耐火氧化物的元素在金属铸件中溶解得愈多, 耐火氧化物继续进行分解反应的可能性就愈小, 那么金属和铸型之间的交互作用应该愈弱。因此, 如果在合金成分中含有制型材料的耐火氧化物的元素, 那么, 铸型和钛合金的交互作用要比和纯钛的交互作用弱。含铝的合金在电炉刚玉型中制造的铸件证实了这一点。

3. 机械性能

钛及其合金的机械性能在很大程度上取决于杂质的存在,而主要是间隙元素的存在。用碘化法得到的钛是最纯的。但用来制造工业合金的都采用由镁热法得到的工业纯钛(BT1M)。因此,研究钛的机械性能应对这两个品级分别进行才为合理。

碘化法钛和工业纯钛的杂质含量列于表1,机械性能列于表2。

对拉伸曲线的分析表明^[38],钛的屈服极限和强度极限相近。强度极限为40到105

公斤/毫米²的各种牌号的钛及其合金,其屈服极限与强度极限之比为0.72到0.93。

综合各种实验结果,在设计中,钛的弹性常数建议采用如下的数值^[52]:

正弹性模量 E (公斤/厘米²)

1.12×10^6

切变模量 G (公斤/厘米²)

0.41×10^6

波桑系数 μ

0.32

尽管钛的熔点很高,但在室温即发生蠕变,当应力达到屈服极限的60%时,蠕变就很明显了。

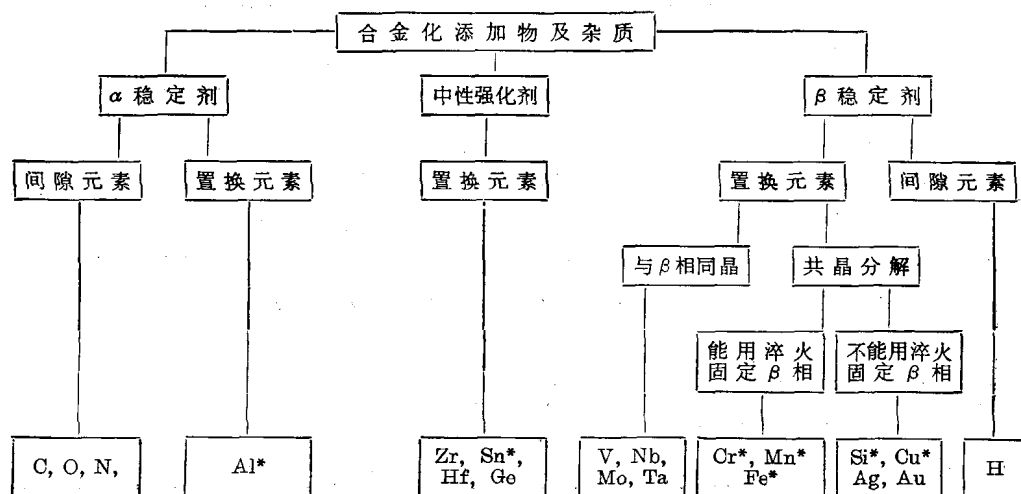
合金元素对钛的物理-机械性能的影响

表1 碘化法钛和工业纯钛的杂质含量

钛的品级	杂质含量, %, 不大于					
	O	N	H	C	Si	Fe
碘化法钛	0.01	0.005	0.010	0.03	0.03	0.03
工业纯钛	0.15	0.040	0.015	0.10	0.15	0.30

表2 碘化法钛和工业纯钛的机械性能

钛的品级	机械性能			
	强度极限 σ_b , 公斤/毫米 ²	屈服极限 $\sigma_{0.2}$, 公斤/毫米 ²	延伸率 δ , %	断面收缩率 ψ , %
碘化法钛	25.0	15.4	50.0	78.0
工业纯钛	55.0	45.0	20.0	45.0



注: 带*号的元素可通过金属间化合物强化来构成耐热合金。

通常是和这些元素对钛中同素异晶转变的影响相联系着的, 根据这一原则可将合金元素分类, 图示如上。

所有元素分为三组: α 稳定剂, 能提高 $\alpha \rightleftharpoons \beta$ 转变温度; β 稳定剂, 降低 $\alpha \rightleftharpoons \beta$ 转变温度; 中性强化剂, 对同素异晶转变温度影响甚小。

形成置换固溶体的元素对钛的强化最为有效。其中有: Al, V, Mo, Sn, Cr, Zr, Fe, Cu, Si, Nb。用间隙元素来强化钛总是伴随着范性的剧烈下降。

铝在钛的合金化中用得最为广泛。它是唯一能稳定 α 相的金属, 在室温和高温都能使钛强化。钛用铝强化时, 合金的比重减小。铝含量小于 6~7% 的钛合金具有很高的热稳定性和良好的可焊性。

锡和锆提高钛的强度比铝要小, 但是强化效应随着温度升高而增大。在含铝的钛合金中加入锡和锆(小于一定数量)能进一步提高强度, 而范性不会有很大的降低, 同时能够大大提高蠕变抗力^[32, 99]。实际上, 加入锡和锆的数量为 3% 到 12%。

同晶的 β 稳定剂——钼、钒、铌——和钛形成在 α 相中为有限固溶体的合金。钼和钒是钛的有效强化剂。加入钼可以大大提高持久强度^[28]。当钒和钼在钛合金中的含量超过其极限溶解度时, 形成两相合金。含有 10% (重量) 钼或 15% (重量) 钒的合金从 β 区淬火时, 在室温保留 β 相^[28]。含较少量的钼或钒的合金发生马氏体转变。

两相($\alpha + \beta$)合金和单相 β 合金在热处理时由于亚稳定 β 相的分解而得到强化。

在钛中加入的铌当其含量接近于它在 α 相中的溶解度时, 在室温有不大的强化。但耐热强度却大大提高, 当铌含量达到它在 α 相中的极限溶解度时, 耐热强度达到最大值。铌作为 β 稳定剂, 其强化效应比钼、钒要小些。铌含量小于 36% (重量) 的合金中, 淬火时发生 β 相的马氏体转变。

铁、铬、锰都是有效的 β 稳定剂, 将它们加入钛中将导致合金显著的强化。含锰的合金具有很好的强度和范性, 因此在工业上得到了应用。铬和铁提高钛合金的耐热强度。它们能使钛合金在热处理时得到强化。但是, 钛与铬及铁的合金机械性能的热稳定性不佳, 在高温下保持, 特别是在应力下, 由于 β 相的共析分解而变脆。

含铜的钛合金在热处理时由于弥散硬化而强化^[28]。为了提高耐热强度, 在钛合金中加铜。

图 2 是本书作者和 Г. С. 卡普鲁诺夫斯基(Каплуновский)得出的合金元素对铸钛机械性能影响的研究结果。试验合金浇注在直径为 72 毫米的铜模中。

间隙元素氧、氮、氢、碳作为钛合金的杂质来看待, 它们对合金的机械性能有很强烈的影响。

位于 α 钛晶格中八面体间隙的氧原子, 使晶格发生严重畸变, 因而大大改变钛的机械性能。在低浓度范围内 [小于 2.2% (重量)], 每 0.01% 的氧能使钛的强度极限和屈服极限提高 1.25 公斤/毫米², 与此同时, 范性降低^[51, 67]。氧含量太高时, 合金变得很脆, 这使强度极限和屈服极限下降。氧使钛的范性大为降低。

氮对钛的强化比氧为甚^[51]。在低浓度范围内 [小于 0.2% (重量)], 每 0.01% 的氮能使钛的强度极限和屈服极限平均提高 2 公斤/毫米²。同时, 钛的范性也急剧下降。氮对钛的机械性能影响较大是因为它所引起的晶格畸变比氧要大。

在静态试验中, 氢在钛中的含量小于 0.015~0.020% (重量) 时, 对于强度, 硬度和延伸率都没有很大的影响。但含有 0.005% 的氢就开始降低冲击韧性。由于氢对 α 钛的晶格常数不产生显著的影响, 它几乎不能强化固溶体, 因而对钛的强度极限和延伸率影响甚小。

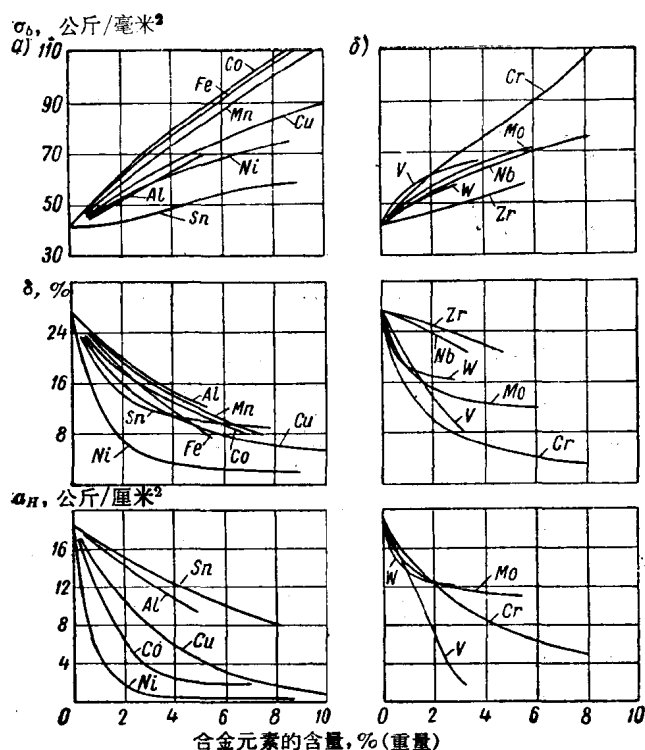


图2 合金元素对铸钛机械性能的影响
a——形成有限固溶体和化合物的元素；
b——形成无限固溶体的元素

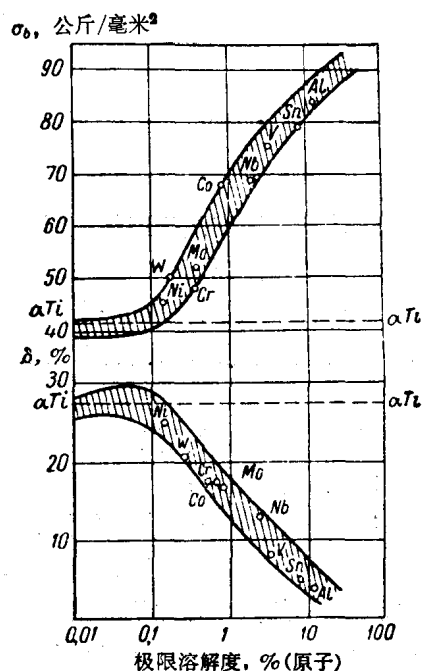


图3 钛的强度极限 σ_b , 延伸率 δ 与合金元素极限溶解度之间的关系

含氢量高的钛合金冷却时, 由于氢溶解度的下降, 氢在固溶体中以钛化氢的形态析出, 这引起所谓的氢脆。氢提高钛的缺口敏感性。正因为如此, 氢脆对冲击韧性的影响极为明显。但与此同时, 氢对钛的应力集中敏感性几乎没有影响^[38]。

碳对钛合金机械性能的影响比氧和氮小。合金中含碳量小于0.3% (重量) 时, 钛的强度随着含碳量的提高而提高。在此成分范围内, 每0.01% (重量) 碳使钛的强度极限和屈服极限提高0.7公斤/毫米², 即比氮小二倍。碳的原子尺寸比氮的原子尺寸大, 因此它在钛晶格中产生的畸变比氮大。但是人

们认为^[48], 这种反常的效应是由于碳原子的溶解而引起的较大的弹性应力使得碳原子在 α 钛晶格结点间的分布在一定程度上是有序的, 因而在一定的结晶方向上, 不会由于碳原子的存在而使滑移变得极为困难。碳大大降低钛的范性。

Б. В. 古辽也夫 (Гуляев) 对于一系列元素确定了相图和某些机械性能之间的关系。图3是钛的强度极限 σ_b , 延伸率 δ 和合金元素极限溶解度之间的关系。机械性能的变化是和 α 钛的性能(虚线)进行比较的。由图可知, 合金元素的溶解度越大, 则对强度极限和延伸率的影响也越大。

第二章 流动性

流动性表示熔融状态的金属和合金沿铸型通道流动并保证充填的能力。

液体金属充填铸型是一个复杂的水力学和物理-化学过程。在评价流动性时应考虑到:

- 1) 铸造合金的性能;
- 2) 铸型的性能;
- 3) 金属的熔化和浇注条件。

合金的性能有着决定性的意义, 而它又和液态金属的热物理性能和结晶特征有关。此外, 粘度、密度、抗氧化性也有很大的影响。铸型对金属和合金流动性的影响主要是和铸型的热物理性能, 铸型对液态金属的沾润性, 铸型的粗糙度, 透气性和其它性能有关。与金属的过热, 杂质含量, 水静压力的大小, 金属导入铸型的方法有关的种种熔化和浇注条件都对流动性产生影响。

流动性的测定是借助于棒状、螺旋状、栅状等特殊工艺试验来进行的。用试样的长度或金属充填样板型腔的程度来度量熔融金属的流动性。

在铸造生产实践中应用得最广泛的是螺旋线试样、U形试样和齐克尔(ЧИКЕЛЬ)试样。在著作^[57]中, 借助齐克尔试样研究了某些工艺因素对于低合金钛流动性的影响。为了保证试验结果的稳定性, 在使用螺旋线试样时, 必须保持液态金属压力不变。这一般是采用特殊的浇杯或蓄压器来达到的。

钛合金铸造性能的研究是在螺旋线试样上进行的, 为了不仅得到流动性的数据, 同时也得到充填性(见第三章)的数据, 对其结构作了一些修正。用三角形截面浇道来代替在

一般的螺旋线试样铸型中采用的梯形截面浇道, 三角形高 26 毫米, 底长 8 毫米。浇道截面积为 104 平方毫米, 浇道长 700 毫米。充填性根据螺旋线长度来评价, 下缘的厚度等于 0.4, 1, 2 毫米。在整个实验中, 为使进入浇道的液体金属的压力保持恒定, 采用了特殊的蓄压器。金属从浇杯通过小截面浇道进入蓄压器。此外, 为了保证压力稳定。坩埚的浇注和试样铸型浇杯之间的距离以及金属浇注速度都保持不变。

在采用金属离心浇注法的实验中, 铸件浇道的长度要增大到 2,000 毫米。浇道截面采用底长为 8 毫米, 1 毫米, 高度为 19 毫米的梯形。

用来测定流动性的铸型, 一般用石墨制成, 只有在个别情况下采用其它的耐火材料, 以便查明这些耐火材料对流动性的影响。

在两次熔化之间, 石墨模保存在特殊的真空柜内, 以避免由于气体从铸型表面的解吸而产生钛吸气量的变化而引起的影响。

4. 金属液流的水力学

为了评价金属沿铸型浇道运动的方式和确定型腔的充填条件, 作为一级近似, 可采用水力学方程。此时, 将金属看作是真实流体, 而流动粘度的数值, 雷诺数, 临界流动速度等则取对液态金属所确定的数值。

从水力学可知, 为使任何不含异种杂质的实际液体移动, 必须消耗一定的能量来克服内摩擦力。根据牛顿定律, 内摩擦力由下式确定:

$$F = f\eta \frac{dv}{dy} \quad (1)$$

式中 F ——内摩擦力或液层之间的交互作用力, 公斤;

f ——液层表面积, 米²;

η ——动粘度系数, 公斤·秒·米²;

dv ——速度增量, 米/秒;

dy ——速度法线方向的增量, dy 。

单位表面上的力称为内摩擦应力, 为:

$$\sigma = \frac{F}{f} = \eta \frac{dv}{dy} = \nu\gamma \frac{dv}{dy} \quad (2)$$

式中 ν ——动粘度, 米²/秒;

γ ——比重, 公斤/米³。

但是, 在实际条件下, 充填铸型的金属和合金并不是理想液体, 因为其中含有一些固相物, 这些固相物是在温度降低到液相线时从熔融金属中析出的, 或者是由于结晶硬壳的碎裂而出现的, 在文献^[1, 49, 78]中指出了运动着的液流冲刷固体结晶的可能性。

在不均匀液体中, 内摩擦现象不服从牛顿定律。只有在切应力大于一定的临界切应力 σ_0 时, 这种液体才开始运动。不均匀液体的内摩擦应力根据宾伽姆 (Бингам) 方程确定:

$$\sigma = \sigma_0 + \nu\gamma \frac{dv}{dy} \quad (3)$$

这种液体的运动称为阻滞运动, 当它沿浇道运动时, 在与浇道壁相接触的液层中产生最大切应力。在离铸型壁一定距离处, 切应力将小于临界值, 速度梯度消失。此时, 液流的中心部分——核——将象固体一样, 沿着与浇道壁相接触的液层而滑动。当速度提高时, 带有被破坏了的结构的液层厚度增大, 而核的尺寸减小。

在水力学中, 根据临界切应力 σ_0 与比重

γ 的比值, 可以人为地将所有物体分成几类 (表 3)。

5. 液流停滞机制

研究金属和合金的流动性时, 应具有关于液流在铸型浇道内停滞的机制的概念。

A. 波尔捷文 (Portevin) 和 P. 巴士济恩 (Bastien) 首先注意了这个问题, 他们提出, 由于浇道的整个截面被凝固着的金属堵塞而发生液流的停滞。

Ю. А. 涅亨齐 (Нехендзи) 把液流的停滞和金属流动的热学条件联系起来^[55]。根据他的看法, 如果有 20% 的固相析出, 则碳钢的运动停止。

Б. Б. 古辽也夫 (Гуляев) 认为^[15], 一当在液流端部结成硬壳, 而且硬壳强度足以承受水静压力的话, 液流就停止了。此时将金属看作是真流体。

A. A. 包赤瓦尔 (Бочвар) 指出了结晶特征和流动性之间的关系^[6]。他提到, 在结晶温度间隔大, 形成树枝状结晶的合金中, 由于生长的枝晶对熔融金属有较大的阻力而使液流停滞。

E. 利普斯 (Lips) 和 H. 尼培尔 (Nipper) 用相似方法研究了在一温度间隔内结晶的液体的流动机制和停滞机制^[95]。他们提出了一个图式, 按照这个图式, 随着温度降到液相线以下, 由于在液流端部固相晶体的聚积而发生合金液流的停滞。正如在文献^[80]中所指出的, 如果在熔融金属中出现固相, 则其粘度急剧提高。随着固相的聚积, 内摩擦力也增大, 这对金属的流动过程有很大的影响。

根据水力学原理, 并且考虑到运动着的金属中固相的聚积和冲刷等因素, 可以提出

表 3 水力学中物体的分类

σ_0/γ , 厘米	0	0.5	0.5~2.0	2.0~15.0	>15.0
物体的分类	理想液体	阻滞液体	液 膏	稠 膏	固 体

如下的液流停滞机制。

当金属进入铸型浇道时，在浇道壁上形成硬壳，因为一般在液态金属和铸型之间有很大的温度降，使得金属在开始时强烈冷却。然后，随着铸型的加热，散热减慢。但是由于不断注入新的金属液，使传至硬壳的热量保持不变。而硬壳开始熔化并缩小。硬壳尺寸的减小有助于运动着的液流对晶体的部分冲刷。晶体碎片在液流端部的聚积导致内摩擦力的增大。金属流动条件大为恶化。最后，在某一瞬间，聚积的碎片长得足够大，内摩擦阻力很大，使得液流中止。

通过 BT1.1 合金制成的螺旋线试样的宏观结构可以考察金属液流成型过程的各个阶段(图 4a)。

在螺旋线的开始部位和随后的部位上，其特征是金属的穿晶结构。铸钛时，在浇道的起始部位，看来没有完全熔开，在螺旋线的表面，具有一薄层等轴细晶。现成的结晶中心(硬壳)，以及在生长晶体的前沿的少量碎片为柱状枝晶一直生长到螺旋线中心创造了有利的条件(I 段和 II 段)。随着向螺旋线中心的接近，柱状晶体的长度开始缩短。金属过热的消除为液体内结晶碎片的稳定存在创

造了条件，并阻碍枝晶的继续生长(III 段)。最后，在试样的最末端是细晶结构(IV 段)。大量现成晶核的存在和金属过热的消除完全压制了枝晶的生长，尽管在螺旋线的这一段上散热较强。

因此，金属液流在停滞的瞬间可分为几个区段(图 4b)。在起始区段接近于理想液体。液流的主要部分可看作是阻滞液体。在液流末端附近，由于有大量固相的聚积，金属成为膏状。而金属的最前端是固体。

当液流中的临界切应力值约等于 0.06 公斤/厘米² 时，钛在浇道中即停止流动。

应用 Г. Ф. 巴浪丁(Баландин) 方程[2]，可以确定固相在液流长度上的分布：

$$\frac{d\kappa'}{d\tau} = \kappa_0 - \alpha_p \frac{\beta}{\alpha_0} (t_{kp} - t_{cm})$$

$$\exp \left[\frac{-\alpha_0 (\tau_1 - \tau_0)}{c_1 \gamma_1 X_1'} \right] \quad (4)$$

式中 $d\kappa'$ ——在 $d\tau$ 时间内，熔融金属流到所研究的截面时，被液流破坏的固相数量的增量；

κ_0 ——在单位时间内被未过热熔融金属所破坏的硬壳的厚度，米/小时；

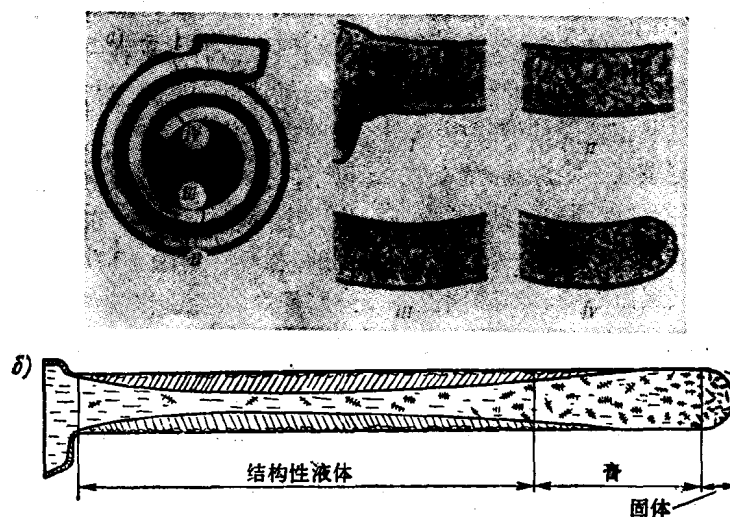


图 4 金属液流中断示意图

a) 螺旋线试样及其各区段的宏观结构；b) 液流停滞时的组织

α_s ——考虑被过热熔融金属破坏硬壳的系数,米/小时·度;

α_0 ——熔融金属和硬壳的热交换系数,千卡/米²·小时·度;

t_{kp} ——结晶温度,°C;

t_{om} ——浇道壁的原始温度,°C;

τ_1 ——液流流动到所研究截面的时间,小时;

τ_s ——液流流动到硬壳开始凝固的截面的时间,小时;

c'_1 ——熔融体的比热,千卡/公斤·度;

γ'_1 ——熔融体的容积比重,公斤/米³;

X'_1 ——浇道厚度的一半,米。

6. 合金性能的影响

Н. С. 库尔纳科夫 (Курнаков) 院士研究了物理-化学分析的基本原理,指出合金的成分对性能有很大的影响。嗣后,А. А. 包赤瓦尔 (Бочвар) 院士确定了合金的铸造性能随相图类型而变化的基本规律。关于这些概念的进一步发展在一些著作中得到了反映^[16, 41],其中选择结晶参数作为物理-化学分析的对象。

研究结果^[6]指出,合金保留了液体的基本性能,其中包括宏观位移的能力,这并不是在液相线和固相线之间的整个温度间隔,而只是晶体不形成相互联系的构架并且随液体一同运动的那一段温度间隔。

流动性随着结晶温度间隔的增大而恶化。此时,初始晶体的尺寸和形状有很大的意义。这个因素决定了在凝固区内可倒出温度的位置。如果初始晶体长成很多分枝的枝晶的形状,那么可倒出温度偏向液相线一边。一旦金属温度稍低于液相线温度,金属就停止流动。处于生长晶体轴线之间的液相的主要部分,只能作局部的移动。铝-硅亚共晶合金以及一些具有很宽的结晶间隔、初始晶体呈树枝状的合金都是这种例子。如果初始晶

体具有致密的形状,并且尺寸不大,那么可倒出温度偏向固相线一边。尽管固相的大部分已经析出,但金属继续流动,因为已析出的初始晶体互相没有联系。可以举出过共晶硅铝明合金,过共晶铸铁等作为例子。具有树枝状晶体的合金,其流动能力比具有致密状初始晶体的合金低,这可以用内摩擦力的急剧增大来解释。根据水力学原理,部分液体在晶体四周成团,因而分叉得厉害的晶体的相互位移增加困难。固相的表面积愈大,粘附在固相上的液体也愈多。这使内摩擦力进一步增大,因而使金属的流动条件恶化。

初始晶体的大小对于熔融金属的粘度也有影响。悬浮体的粘度可以用弥散相(固相及与之相连的液体)的体积和固相体积之比来表示^[39],即:

$$\frac{V_1}{V} = 1 + \frac{3h}{r}, \quad (5)$$

式中 V_1 ——弥散相(固相及与之相连的液体)的体积;

V ——固相的体积;

h ——与固体颗粒相连的液层厚度;

r ——固体颗粒的半径。

因为相连的液层厚度和颗粒的尺寸无关,因而随着颗粒尺寸的减小, V_1 增大。因此,当析出的初始晶体的形态相同,数量相等时,初始晶体愈小,则合金的粘度愈大。

二元钛合金的初始晶体为树枝状。通过对深腐蚀后宏观结构的金相分析,液体余料倒出后留下的硬壳表面的肉眼观察都可以确定这一点。在硬壳的表面经常见到有枝状晶突出的末梢,同时,对于许多合金,枝晶末梢的大小几乎相等。在加于铸造合金中的合金元素的浓度范围内,钛合金相图的起始部分或者是固溶体,或者是有共晶转变的合金。

图5中曲线表示二元钛合金的流动性、充填性和相图的关系。由图可知,结晶间隔的扩大使合金的流动性大大恶化。例如在钛-3%硅合金中,结晶间隔为240°C,该合金

的螺旋线长度为 175 毫米, 约比 BT1J 合金小两倍。与此相反, 接近共晶成分 (7.5% 硅) 的合金, 其流动性却很高, 约比工业纯钛 BT1J 的流动性高 50%。钛-铁合金和钛-铜合金结晶间隔的扩大 (前者在 18% 铁时达 150°C, 后者在 17% 铜时达 440°C) 就是流动性致命地降低的原因。钛和硅、铁、铜的一些合金, 其螺旋线长度为 200 毫米, 太短, 不适于制造薄壁异型铸件。

用窄的和宽的结晶间隔的合金浇出的螺旋线的外观有很大的差别 (图 6)。具有窄结晶间隔的合金, 充填浇道的长度大得多; 浇道截面的上部几乎一直充填到金属液端的最前端。具有宽结晶间隔的合金, 其螺旋线长度

短得多, 而且只在开始区段金属才能完全填满浇道截面。

合金的热物理性能, 首先是结晶热, 对流动性有很大的意义。众所周知, 共晶成分合金——硅铝明合金, 和别的铝-硅合金相比, 流动性极好。正是这些合金具有最高的结晶热 (见图 26)。

在钛-铝合金中, 随着合金元素含量的增加, 结晶热大大提高 (见第四章)。在钛中加入 10% 的铝, 结晶热从 78 卡/克增加到 104 卡/克。因此, 尽管在钛合金中加铝时, 会使结晶间隔扩大, 但合金的流动性仍然得到提高。

在钛合金中, 由于象锰或铬这样一些合

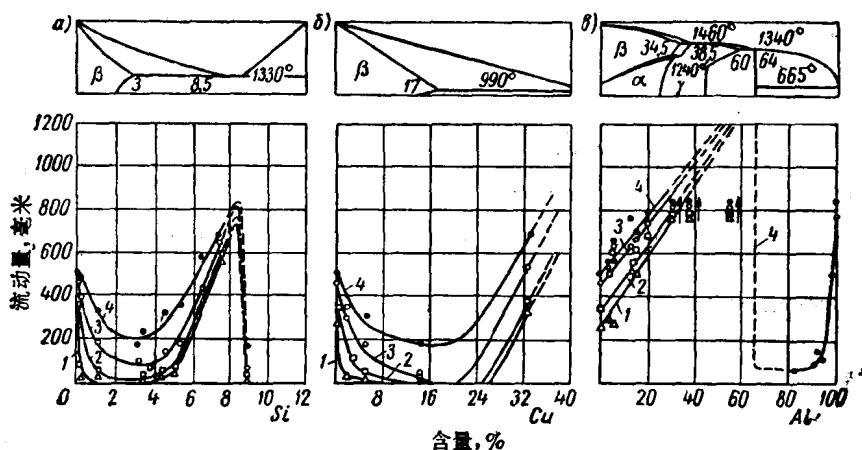


图 5 钛-硅(a), 钛-铜(b), 钛-铝(g), 合金的流动性和充填性
1, 2, 3, 4—螺旋线下缘厚度分别为 0.4; 1; 2 毫米部分的长度; 4—螺旋线总长度



图 6 螺旋线试样的外形
a—窄结晶间隔合金; b—宽结晶间隔合金

金元素的挥发而使金属的热焓减小, 这对流动性产生不利的影响。试验指出, 在凝壳炉熔炼时, 锰的总消耗约为 20~30%。计算表明, 在浇注含 15% 锰的合金时, 温度约下降 150°C。因为流动性大为恶化, 螺旋线的长度才 130 毫米。

图 7 是表示各种元素对钛流动性的影响的综合图。

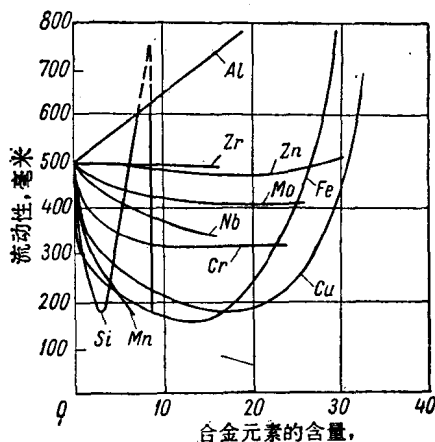


图 7 合金元素对钛流动性的影响

7. 铸型性能的影响

铸型材料对流动性也有很大的影响。表 4 是作者和 Э. Я. 库康宁 (Куконин) 得到的 BT11 合金流动性的数据, 合金浇注在由不同的耐火材料制成的铸型中。

由表可知, 在石墨型中, 流动性最大。

铸型在浇注前的预热, 若预热温度采用在生产钛异型铸件时用的温度范围, 则流动

表 4 BT11 合金在各种耐火材料铸型中的流动性

铸型材料	电炉刚玉	镁砂	石墨
螺旋线长度, 毫米	270	370	470

表 5 浇注前石墨型的预热温度对 BT11 合金流动性的影响

铸型预热温度 °C	20	210	400
螺旋线长度, 毫米	410	420	445

性增加得不大 (表 5)。

列于表 4 和表 5 中的钛的流动性数据略有差异, 这是因为在表 4 的试验中, 螺旋线试样铸型是用比较致密的 APB 石墨制成的, 而表 5 的数据是用普通电极石墨制成的铸型中得到的。

8. 金属熔化和浇注条件的影响

改善金属和合金流动性的最有效办法是提高浇注温度。在生产黑色金属和有色金属铸件, 特别是要求得到薄壁大尺寸铸件时, 经常采用这种办法。

电弧凝壳炉熔炼的特点是液态金属温度的提高受到很大的限制。为了提高熔融金属的温度, 从而改善流动性, 就必须采用一切手段。因为在现有的大多数熔炼设备中, 凝壳炉熔炼都具有不固定的热规范, 因此使熔化速度加快的各种措施以及在金属熔化时增大输入功率都将使温度升高。经常采用的办法是在熔炼前将电极和凝壳预热。在小容量炉子中, 预热时间并不长, 例如, 在坩埚容量为 15 公斤的 ДВП-15 炉子中, 加热超过 3 分钟后, 熔化速度几乎不再变化。

根据图 8 的数据, 可以判断输入功率增大时, 浇注金属温度的升高。功率的增大主要是依靠增加电流, 因为此时电压增加不大。

试验时, 温度是用彩色高温计 «Цветопир-1» 测量的, 用它可以达到最高的测量精度^[68]。在三个位置上测量温度: 切断电弧后立即在熔池的液面上测量; 金属从坩埚中浇注时在液流表面上测量; 金属浇注后立即在凝壳的表面上测量。最后一项测量用来确定测量结果的精度, 因为在除去金属后, 在凝壳表面上的温度为一常数并等于结晶温度。测量表明, 由于记录曲线的记录误差和解释上的误差所引起的均方根误差为 $\pm 20^{\circ}\text{C}$ 。