

鍋爐制造用鋼

M · B · 普里丹采夫 K · A · 蘭斯卡雅著

.73

中 国 工 业 出 版 社

鍋 炉 制 造 用 鋼

M. B. 普里丹采夫 K. A. 兰斯卡雅著

郭 鴻 运 譯

本书討論鋼由于高温和高应力的长期作用而产生的組織上和性能上的变化，以及碳、合金元素、杂质和組織因素对珠光体和奥氏体耐热鍋炉鋼的性能的影响；論述蠕变、耐热强度的理論問題和这些鋼的合金化原理。此外，书中还列出了供作鍋炉设备和其他用途的珠光体和奥氏体耐热鋼在500—700℃长期工作条件下的性能数据。

本书供高等院校和科学研究机关的科学工作者以及生产和采用耐热鋼的工程师和設計人員閱讀。

М. В. Приданцев К. А. Ланская

СТАЛИ

ДЛЯ КОТЛОСТРОЕНИЯ

МЕТАЛЛУРГИЗДАТ МОСКВА—1959.

鍋 炉 制 造 用 鋼

郭鴻遠譯

冶金工业部科学技术情报产品标准研究所书刊編輯室編輯（北京灯市口71号）

中国工业出版社出版（北京修德廟前街10号）

（北京市书刊出版事业許可證出字第110号）

中国工业出版社第三印刷厂印刷

新华书店北京发行所发行·各地新华书店經售

开本850×1168¹/₃₂·印张8¹⁵/₁₆·字数235,000

1963年12月北京第一版·1963年12月北京第一次印刷

印数0001—1,400·定价（10-7）1.50元

統一书号：15165·2423（冶金-408）

序 言

由于蒸汽鍋炉設備、蒸汽渦輪机、燃气渦輪机以及其他許多零件在高溫高应力下长期工作的机組和机器的发展，耐热鋼的应用得到了不断的扩大。

若要提高动力設備的工作溫度和工作压力，就必须研究和生产耐热性和热稳定性均較現在所应用的鋼为高的鋼种。

当溫度升高时，鋼的强度下降，原子的运动和扩散过程加速，結果鋼的組織发生了变化，工作介质对鋼的腐蝕作用也加剧了。这一切就导致一个結果，即必须应用更高的合金鋼，这种鋼的性能要足以保証在高溫下工作时其主要的表征鋼的耐热性和热稳定性的物理化学常数不变。

由于在高溫下长期工作的鋼的組織的变化会引起鋼的性能发生变化，所以关于这种鋼的組織稳定性問題具有很大的意义。最重要的是要了解固溶体和碳化物相的成分是如何随時間而变化的，这种鋼的組織、耐热性能、长时断裂范性以及冲击韌性等等又是如何变化的。

在研究鋼在长期工作的条件下所产生的蠕变过程时，我們首先感到兴趣的是提高耐热强度，亦即提高溫度和应力的可能性和方法，在此提高的溫度和应力下鋼不产生即使是很微小的允許变形。此外，蠕变的实质和蠕变的机理也使我們感到极大的兴趣。

本书作者试图利用多年以来在这一研究領域中所积累的实验研究結果以及近年来发表的文献資料，对鍋炉設備用耐热鋼的現有知識加以全面的探討和总结。

本书特別注意研究的是鋼的組織稳定性問題和零件在工作条件下产生的組織变化問題。詳細討論了元素和組織因素对鋼的性能的影响、耐热强度和蠕变理論問題以及耐热鍋炉鋼的性能等。

作者希望，本书能对研究、生产和使用珠光体和奥氏体鍋炉

鋼的科学技术工作者和設計師們有所裨益，且能在工作中給予实际帮助。

讀者若对本书的选材和內容提出批評与指正者，作者将不胜感激。

最后，作者謹向中央黑色冶金科学研究所的同人、科学工作者Р.М.基烈也娃(Киреева)以及实验員Р.А.拉依赫里逊(Райхельсон)和Л.М.馬克西莫娃(Максимова)表示謝意，感謝他們参与了鍋炉鋼的研究工作，其結果在本书第七章中有所叙述。

目 录

序言

概論	(1)
第一章 金属和合金的蠕变及持久强度	(4)
第二章 鋼由于长期加热而产生的組織不穩定性和性能的变化	(20)
1. 珠光体的球化和碳化物相的聚集	(20)
2. 石墨化	(25)
3. 时效和新相的形成	(26)
4. 热脆性	(35)
5. 合金元素在固溶体和碳化物相之間的再分布	(39)
6. 鉄和鋼中的扩散和自扩散	(49)
第三章 鍋炉設備用鋼的腐蝕穩定性	(58)
1. 气体腐蝕	(59)
2. 晶間腐蝕	(69)
第四章 合金元素对热力設備用耐热鋼性能的影响	(72)
1. 碳的影响	(72)
2. 銘的影响	(77)
3. 鉬的影响	(79)
4. 鎢的影响	(81)
5. 釩的影响	(85)
6. 鈦的影响	(89)
7. 鈮的影响	(101)
8. 鋯的影响	(124)
9. 杂质和稀土元素及其他元素加入物的影响	(126)
第五章 組織因素对蠕变和持久强度的影响	(138)
1. 組織对珠光体鋼耐热强度的影响	(138)
2. 晶粒度的影响	(154)
第六章 蠕变、耐热强度理論及鍋炉鋼的合金化原理問題	(161)

1. 現有有关范性变形和蠕变机理的認識	(161)
2. 关于耐热强度和蠕变机理的某些理論問題	(178)
3. 鍋炉鋼合金化的基本原理	(192)
第七章 鍋炉制造用耐热鋼	(196)
1. 珠光体低合金鋼	(196)
2. 奥氏体鋼	(252)

概 論

蒸汽热力設備是在蒸汽的压力和溫度都极高的条件下工作的。由于这种設備的生产已被掌握，找寻能够滿足日益提高的要求的耐热鋼的問題便具有决定性的意义。在这里主要的問題是材料的机械强度和化学强度，特别是当这些材料在高温下长期使用时的机械强度和化学强度。

如所周知，金属在高温下长期工作时产生蠕变現象，范性和韌性下降，原始組織发生改变，产生腐蝕以及其他的特殊現象和过程。这些性质的变化在大多数情况下都将导致金属在上述条件下的使用性能的某种程度的下降。因此，研究金属在高温下随時間所产生的过程以及闡明这些过程对金属性质改变所产生的影响，对于提高高温設備（包括鍋炉設備）的使用可靠性具有十分重大的意义。

构成蠕变現象的事实是：当超过每种鋼或合金所特有的一定溫度时，此金属即失去其弹性，并且开始“蠕变”，亦即在不超过屈服极限的应力下金属产生愈来愈大的残余变形；此处屈服极限系指在该溫度下作短时拉伸試驗时的屈服极限。根据应力与溫度的不同，蠕变可以中止，可以以对机件的工作來說完全允許的低速和不变的速度持續，也可以以能够导致破坏的速度持續。在作高温設備的設計和計算时應該用蠕变极限和持久强度作为强度的标准。确定鋼在整个使用期間产生的极限允許变形，乃是借以正确地决定应力的重要鑑定之一，在此应力和給定的高温条件下鋼能正常工作。只有在对試样作长期試驗（直到試样断裂）时，才可确定这一特性。

大家知道，在高温下作长期試驗时金属的范性变形能力远較在同样溫度下作普通的短时試驗时金属的范性变形能力为低。

同时，試驗時間愈长，溫度愈高，則在作持久强度試驗（直至断裂）时鋼产生的残余变形也愈小。

除上述現象外，在高溫下長期使用的鋼的組織也會發生變化。鍋爐鋼在高溫下長期工作將引起合金元素在固溶體和碳化物相之間作重新分布，結果固溶體發生變化，主要是固溶體中合金元素發生貧化；或者引起碳化物相聚集和碳化物相在某些鋼的晶粒間界上集中。

在珠光體鋼中最常遇到的組織不穩定的形式是珠光體的球墨化。然而珠光體鋼組織不穩定性帶來的最嚴重和最危險的後果乃是碳化物 Fe_3C 分解並析出石墨狀的自由碳。

在奧氏體鋼中最常遇到的組織不穩定的形式是弥散硬化、 σ -相的形成和聚集。

像機械強度一樣，高溫下金屬的化學強度也是一個非常重要的因素。蒸汽熱力設備中工作介質對金屬的作用引起不同速度的腐蝕；當溫度升高和操作時間加長時這種腐蝕作用將加劇。管件內表面氧化皮或積垢的產生，會提高管壁溫度，同時還可能是產生所謂氫腐蝕的根源。

鍋爐在濃度不斷增高的鹼的作用下工作（在鍋爐用水中鹼的濃度不大，但久而久之，鹼的濃度因水的蒸發也會提高）時，在金屬的應力集中處將產生一種特殊的腐蝕——腐蝕脆性或稱鹼脆性。

蒸汽熱力設備中除工作介質對金屬產生直接的化學作用外，由於電解液中電解偶的產生尚可能出現電化腐蝕。某些未用鈦和鈮穩定的奧氏體鋼中的晶間腐蝕即可作為電化腐蝕的例子。

奧氏體鋼中除晶間腐蝕外，還會產生由於奧氏體鋼較小的導熱性能和很大的線膨脹系數而引起的腐蝕疲勞或稱應力腐蝕。交變熱應力的存在，以及介質的作用，將使金屬中出現帶有疲勞特性的裂縫，產生此種裂縫的原因可認為是：在交替加熱和冷卻時產生的溫度應力以及腐蝕介質的影響。管件表面上或焊接金屬中形成的應力集中可能使這種裂縫擴大。

焊接接頭中很大的應力可能引起強烈的腐蝕，特別是在應力集中區內。

根據上述鋼和合金在高溫下的行為的特點，對用作鍋爐的耐

热鋼，其中包括制造像蒸汽过热器和蒸汽管这种重要机件的鋼，提出了一系列的要求。这种鋼应当具有：

1) 足够的高温强度；用作高温强度标准的是蠕变极限或持久强度极限；

2) 足够高的长时断裂时的范性变形能力；

3) 最小的时效倾向和热脆性倾向；

4) 在高温蒸汽和气体介质作用下足够的腐蚀稳定性。

同时金属的工艺性能也具有很大的意义。金属应当具有：

1) 高度的热态范性和冷态范性，以便于制造和在弯管机上冷弯管件；

2) 各种工业焊接（接触焊、电弧焊和气焊）的良好可焊性。

由上述对制造蒸汽鍋炉管件的耐热鋼的要求可知，生产这种耐热鋼将由于蒸汽参数的提高而很困难，主要是因为必須把耐热性能和良好的工艺性能结合起来。

这种困难在于：提高耐热性和热稳定性不可避免地要增加鋼中的合金元素的含量，而合金元素的增加則必导致工艺性能（可焊性和范性）的恶化，同时使热处理复杂化。

例如，高压鍋炉所用的珠光体鋼15M、15XM、12MX，其工艺性能良好，但没有足够高的耐热强度。在国外，耐热性更高的珠光体鋼2.25%Cr-Mo、0.5%Cr-Mo-V和2%Cr-Mo-V-Si得到了广泛的应用。

在苏联以及其他国家，鍋炉设备的过热蒸汽管和蒸汽管都是用下列类型的奥氏体耐热鍋炉鋼制成的：18-10和（含Ti的）18-12、18-11和（含Nb的）16-13、（含2%Mo和1%Nb的）16-16、（含2%Mo和W的）14-14和22-18。

現今各国用来制造鍋炉设备管件的珠光体鋼和奥氏体鋼的化学成分及性质示于表48和49中，并将在本书第七章中詳加討論。

第一章

金属和合金的蠕变及持久强度

蠕变乃是在高温下金属因受到一定的固定载荷的作用而产生缓慢的、不断的范性变形的一种特性。

在“延伸率-时间”坐标中蠕变过程的理想曲线如图1所示。

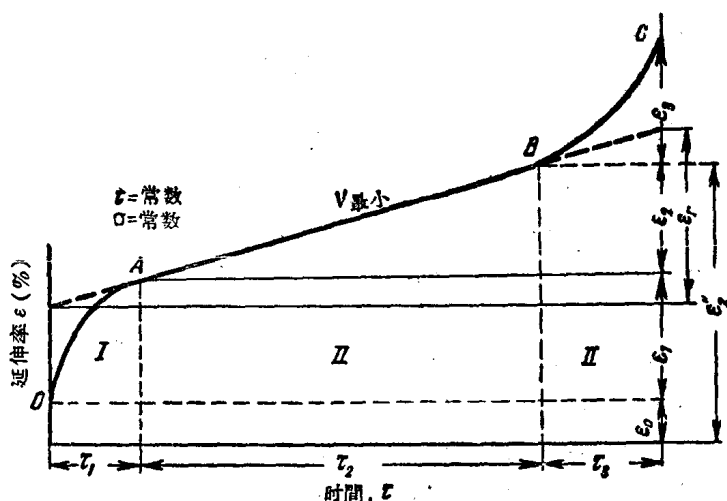


图1 理想蠕变曲线

蠕变通常可分为三个阶段：在第一阶段（ OA 部分）中蠕变的速度很大，但此速度是逐渐降低的。随着时间的延长第一阶段以不稳定的蠕变速度进入第二阶段（ AB 部分），这时蠕变速度对该应力和温度来说是不变的而且是极小的。

AB 部分上的蠕变速度和应力 σ 有关：

$$V_{\min} = A\sigma^n, \quad (1)$$

式中 A 和 n ——对该温度和材料不变的系数。

由此，对数坐标系中蠕变速度和应力的关系可用一直线表示。

某些研究人员认为，恒速蠕变的速度和应力用其他方程表示时则更精确一些，即：

$$V = Ae^{p\sigma}, \quad (2)$$

式中 A 和 p ——常数。在这种情况下将试验的点子绘在半对数坐标中。

蠕变第三阶段 (BC 部分) 的特点是蠕变速度的上升，最后导致试样的断裂。

断裂时间 τ 与作用的应力 σ 有关：

$$\tau = B\sigma^{-n}, \quad (3)$$

$$\tau = Ae^{-q\sigma}, \quad (4)$$

式中 A, B, n, q ——对该温度和该材料不变的系数。断裂时间和应力之间的关系在对数坐标或半对数坐标中可用一直线表示。

这三个阶段中每个阶段的长短首先决定于温度和应力。图 2 表示温度不变时应力值的影响；图 3 则表示应力不变时温度对蠕变速度的影响。

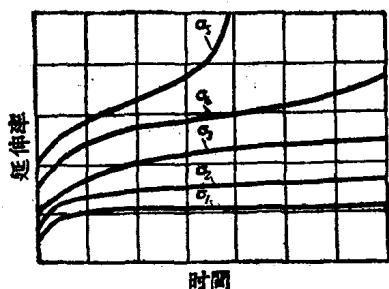


图 2 温度不变时不同应力
($\sigma_1 < \sigma_2 < \sigma_3 < \sigma_4 < \sigma_5$)
下的蠕变曲线

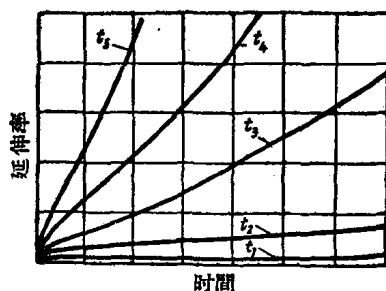


图 3 应力不变时不同温度
($t_1 < t_2 < t_3 < t_4 < t_5$)
下的蠕变曲线

由曲线可知，应力的减小或温度的下降均能使恒速蠕变阶段延长而推迟试样断裂前的第三阶段的到来。若所加之应力不变而

試驗溫度上升，則会引起范性变形的急剧增大，亦即加快了在开始变形相同的条件下每个阶段的蠕变速度。当溫度不变而应力加大时，开始变形和蠕变速度都将有所增加。除溫度和应力外，影响蠕变过程的尚有鋼的試驗時間或是零件的使用期。由于試驗時間的增长而引起的后果和由于溫度升高或应力的增大而引起的后果并无不同，也就是說当試驗時間大大加长时，由于鋼的組織发生了变化，蠕变速度的增加也就更加可能了，对組織不太稳定的鋼來說尤其如此。

对鍋爐鋼作試驗时，在大多数情况下恒速蠕变阶段前必須进行极长时期（~1000小时或更多）的試驗，而恒速蠕变阶段的試驗時間是数千甚至数万小时。由于进行长期蠕变試驗的困难，通常把試驗時間限制在3000—10000小时之間，以后就用外推法将得到的数据推換成規定的零件使用期。在这种情况下，試驗溫度愈高，則試驗時間也需要愈长。

除了这三个主要因素——溫度、应力和時間——以外，蠕变速度同样也决定于一系列与鋼的組織和性质以及試驗方法有关的其他因素。

評定高溫下鋼的强度的标准是条件蠕变极限或条件持久强度极限。

条件蠕变极限 $\sigma_{\text{н}}$ 系指产生在該溫度下曲綫某一部分上的一定的范性变形速度的应力，或引起在整个使用期間內产生一定总变形的应力。

根据实际需要和鍋爐設備的使用時間，通常选取在100000小时内引起总变形为1%的应力为条件蠕变极限，即相对变形（或蠕变速度）为 $10^{-5}\%$ /小时。

对鍋爐設備的一些零件如过热蒸汽管或蒸汽管，蠕变速度可以稍高一些，但必須保証这些零件在使用期間不致破坏。这主要决定于恒速蠕变阶段的长短以及在长期使用过程中鋼保持足够的范性性能。

受长期載荷作用而产生断裂的材料的强度称之为持久强度。

条件持久强度极限 $\sigma_{\text{持久强度}}$ 系指在给定温度下在一定时间内如在10000或100000小时内引起断裂的应力。强度极限 (σ_b) 值和屈服极限 (σ_s) 值可以作为而且已经被用作强度的标准, 但必须是在工作温度的某一范围以下, 即必须低于金属产生蠕变的温度。

有人曾试图寻找蠕变强度和在室温与工作温度下进行短时试验时强度特性之间的关系, 但均未获致任何结果。如所周知, 许多具有很高的强度极限和屈服极限的钢, 其蠕变极限却不是很高的, 因此这种钢不能用来制造在高温高应力下长期工作的零件。例如某些低合金钢, 其短时强度值很高, 但在作长时试验时由于扩散过程的产生而表现了很低的持久强度。

根据强度极限 (σ_b) 值和屈服极限 (σ_s) 值可判断金属在短时升温时的性能; 根据延伸率 (δ) 和收缩率 (ψ) 可决定温度范围和评定进行某些工序 (如弯曲) 的可能性。此外, 机械性能也是一个表征金属质量和热处理合理性的极重要的指标。在所有的ГОСТ 以及专门的技术条件中均需注明这些指标。除可根据上述机械性能的绝对值外, 尚可据强度极限和延伸率的比 ($\sigma_b : \delta$) 以及屈服极限和强度极限的比 ($\sigma_s : \sigma_b$) 来评定金属质量。然而这种比值本身并不提供有关金属工艺性能和质量的概念。

如上所述, 决定着条件蠕变极限的总变形的大小是根据该种钢在使用条件下的范性而确定的。

为能正确地确定钢在给定的高温条件下能够工作的应力, 必须知道一个很重要的特性: 在该零件使用期间钢的极限允许变形。确定这一特性, 只有在进行很长时间的试验 (直至试样断裂) 时才属可能。大家知道, 在长期试验的条件下金属的范性变形能力远较在通常的短时试验时金属的范性变形能力为低。

业已确定: 许多钢和合金在长期处于高温应力状态时, 其残余伸长量和断裂时的断面收缩率均将减小。某一些钢, 如含0.5%Mo的钢, 上述性能的下降极为严重。因此可能产生这种危险: 在根据一定的使用期 (如100000小时) 确定蠕变极限时, 由

于蠕变而产生的允许变形如大于1%，就可能超过这种钢在设计使用期未滿之前的最大范性因而使破坏提前。但是许多钢在长期处于高温应力状态的条件下，并未发现其相对延伸率有很大的降低。

因此，许多研究工作者用很长的使用期间对延伸率和收缩率进行外推的尝试均未获致结果。

史密斯 (G. Smith)、杜里斯 (E. Dulis) [1] 和豪史顿 (E. Houston) 提出的方法即可作为这种尝试的例子。这种方法的原理是用在较短期间 (τ) 内由试验决定的变形平均值 ($\delta : \tau$ 和 $\psi : \tau$) 往一定的使用期进行外推：

$$K_{\delta} = \delta : \tau, \quad (5)$$

$$K_{\psi} = \psi : \tau. \quad (6)$$

这种外推法的基础是下列业已确定的关系：

$$\sigma = A \cdot K_{\delta}^n, \quad (7)$$

$$\sigma = B \cdot K_{\psi}^m, \quad (8)$$

式中 σ ——时间 τ 内的断裂应力； A 、 B 、 n 、 m ——常数，决定于温度和金属。在对数坐标系中这种关系可用直线表示，这就使我们有可能在图表上应用外推法。

对18-8钢 (304型) 的试验数据进行外推的例子如图4所示。

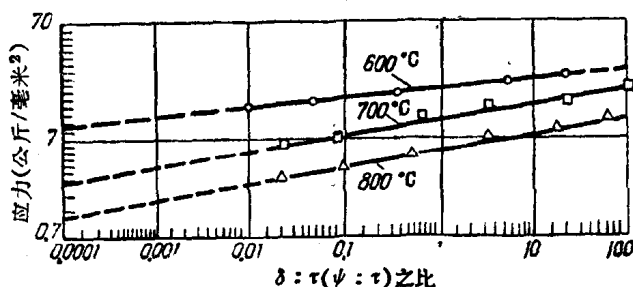


图4 “蠕变应力- $\delta : \tau$ (或 $\psi : \tau$)” 的对数坐标图 [1]

这种方法的缺点在于：用作比值的残余变形 (δ 或 ψ) 是由断裂时间较短的试验数据决定的，而实际上试验时间远较这个时间为长。此外，比值 K_{δ} 或 K_{ψ} 也仅能符合残余延伸率或残余收缩

率的某些数值。例如, $K_s = 0.001$ 即相当于1000小时内残余延伸率为1% (这说明此时要产生脆性断裂) 或10000小时内残余延伸率为10% (韧性断裂)。

評定鋼和合金范性的最常見的方法是根据它們在破坏时的范性变形 (δ 和 ψ), 然而这样的評定是不够的, 因为 δ 值和 ψ 值中包括了蠕变的第三阶段, 而在选用鋼材时这一点是絕對不允許的。因此近年来苏联学者們提出了其他的評定方法。

И.А. 奥金格 (Одинг) 和 В.С. 伊万諾娃 (Иванова) [2] 提出了所謂“总范性” ε_r 的簡化計算法 (图 1)。

在給定的应力下这个数 ε_r 等于蠕变速度乘以使用期 $\tau_{\text{使用}}$:

$$\varepsilon_r = V_{\min} \cdot \tau_{\text{使用}} \quad (9)$$

А.М. 包尔茲迪卡 (Борздыка) [3] 认为, 为了得到关于金属或合金的长时范性的完全概念, 必須考虑到与“延伸率-時間”坐标中 (參看图 1) 曲綫上表征蠕变过程由第二阶段过渡到第三阶段的轉折点 B 相对应的延伸率 ε_2'' 。这个过渡的时间首先决定着未来金属的断裂。对珠光体鋼和某些奥氏体鋼, 延伸率 ε_2'' 的絕對值通常为 5%, 有时某些低范性合金的 ε_2'' 等于 0.5—1%。除延伸率 ε_2'' 外还应考虑到三个阶段中每一阶段的时间 (τ_1 、 τ_2 、 τ_3), 特别是第一阶段和第二阶段的时间之和。作者认为, 第三阶段开始前的时间 $\tau_1 + \tau_2 = \tau''$ 与断裂前的整个时间 $\tau_1 + \tau_2 + \tau_3 = \tau_D$ 的

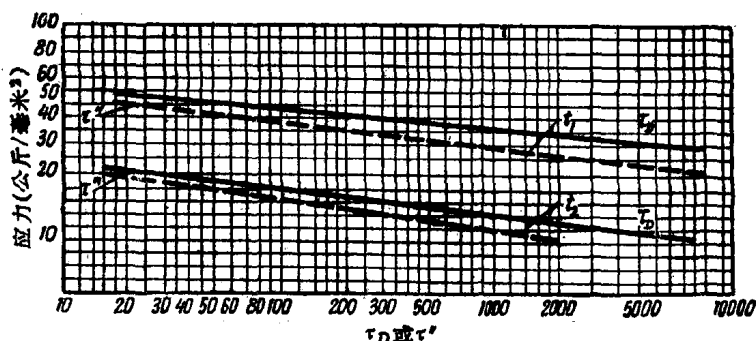


图 5 “应力—断裂时间 τ_D (或第三阶段开始的时间 τ'')” 的对数坐标图, $t_1 < t_2 < t_3$ ”

比值也能补充地表征长时范性。

如同在对数坐标中根据方程 $\tau = B\sigma^{-n}$ ，用給定的使用期对断裂应力进行外推一样，A.M. 包尔兹迪卡认为也可用外推法求出第三阶段开始前的 ε_2^* 值。

为此目的可利用方程

$$\varepsilon_2^* = \varepsilon_0 + \varepsilon_1 + \varepsilon_2 = \varepsilon_0 + \varepsilon_1 + v_{\min} \cdot \tau_2. \quad (10)$$

延伸率 ε_0 与 ε_1 ，和 $V_{\min}$ 一样，是根据初期蠕变曲线确定的。蠕变第二阶段的时间 τ_2 是由方程 $\tau_2 = \tau'_{\text{外推}} - \tau_1$ 算出的，式中的 $\tau'_{\text{外推}}$ 为根据图 5 用外推法求出的蠕变第三阶段前的时间， τ_1 为第一阶段的实际时间。

按照 A.M. 包尔兹迪卡的意見，仅在某些情况下“总范性”才在数值上近似于延伸率 ε_2^* ，其誤差范围为 $\pm 30\%$ 。有时这个誤差可能更大。业經发现：总范性能够超过延伸率 ε_2^* ，甚至超过残余延伸率 δ 。

Л.П. 尼基齐娜 (Никитина) [5] 也坚持这样的意見：“总范性”并不能表现出蠕变过程的物理实质，把金属的允許使用期和断裂时间看成一回事在原則上是錯誤的，最后，在评价总范性时必须考虑到預变形 ε_0 的值，因为在作长期試驗（亦即在低应力下）时 ε_0 常常是很大的。

Л.П. 尼基齐娜提出了以下关于金属在蠕变时的范性标准問題的观点：在确定蠕变极限时即应直接考虑到耐热材料的范性。作者认为下述情况会更便于这一点，即現在已經能够确定材料在蠕变第二阶段的范性，并且能够近似地评价出蠕变第一阶段在給定的使用期中的“比值”（удельная величина）。这样就有可能在确定蠕变极限时考虑到材料的范性性能 σ_ε ，这在质和量上均有别于通常的条件蠕变极限 $\sigma_{\text{蠕变}}$ 。Л.П. 尼基齐娜把在設計使用期內，在工作溫度下引起的零件在蠕变第一、二阶段中总的結構允許变形的应力称为蠕变极限 σ_ε 。这样，在考虑到零件給定使用期中的結構允許变形（ $\varepsilon_{\text{結構}}$ ）和金属本身的允許变形 ε_2 时，蠕变极限（ ε_ε ）應該滿足以下条件：