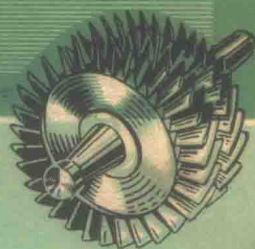


动力机器制造用热强铬钢

A. Ф. 西拉耶夫

[苏联] Г. И. 费多尔佐夫-卢季科夫 著

M. Ф. 舍舍涅夫



中国工业出版社

本书介绍了动力机器制造用热强铬钢的化学成分、组织和性能。讨论了非奥氏体热强钢合金化的基本规律以及其它热强理论问题；对所述钢种的全部热加工过程提出了一些工艺建议。

本书可供从事于动力装置设计、制造和运转工作的工程技术人员阅读。对金属学科人员以及高等院校有关专业的大学生亦有裨益。

本书序言及第一、二、六、七、十一章由М. Ф. 舍舍涅夫写成；第八、九、十章由Г. П. 费多尔佐夫-卢季科夫写成；第三、四、五章由А. Ф. 西拉耶夫写成。

А. Ф. Силаев Г. П. Федорцов-лутиков

М. Ф. Шешенев

ХРОМИСТЫЕ

ЖАРОПРОЧНЫЕ СТАЛИ

ДЛЯ

ЭНЕРГОМАШИНОСТРОЕНИЯ

МЕТАЛЛУРГИЗДАТ

* * *

动力机器制造用热强铬钢

陈蕴博 张立民 译

*
冶金工业部科学技术情报产品标准研究所书刊编辑室编辑 (北京灯市口71号)

中国工业出版社出版 (北京修门内路西10号)

北京市书刊出版业营业许可证出字第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·各地新华书店经售

*
开本 $850 \times 1168 \frac{1}{32}$ ·印张 $5 \frac{1}{2}$ ·字数122,000

1965年12月北京第一版·1965年12月北京第一次印刷

印数0001—2500·定价(科五) 0.80元

*
统一书号: 15165·4248 (冶金-656)

序 言

动力装置参数的提高预示着金属工作的条件更为繁重。在 $550\sim 600^{\circ}\text{C}$ 温度范围内工作的汽轮机零件和蒸汽导管，直到最近也还仍然用高合金奥氏体钢来制作。这类钢的主要缺点是：成本高，含有大量的稀缺的合金元素（镍、钴、钼等）；导热性差，以及比珠光体钢为高的线膨胀系数，这就引起这类钢的零件在制造和运转上的困难；在热状态和冷状态下加工困难。

众所周知^[1]，奥氏体钢具有极高的形变抗力。因此高合金铬镍奥氏体钢通常都铸成较小的钢锭，或者在大功率的锻造设备上形变，以免可能产生内部裂纹。奥氏体钢在切削机床上不易加工，所以要求特殊的切削方法。

近几年来已创制成功一系列可以用热处理方法改善性能的非奥氏体钢，这些钢保持着珠光体钢的主要优点，具有较高的热强性。这些钢用不同的合金元素合金化，其成分中铬的含量与其它合金元素相比，在大多数情况下都是最高的。依铬含量的不同可以将这类钢划分为两种基本类型：含铬 $1\sim 3\%$ 的珠光体钢属于第一类型，含铬 12% 的马氏体或半铁素体（铁素体-马氏体）钢属于第二类型。珠光体钢比起第二类型钢来不仅更为便宜，而且具有更佳的工艺性，但它的抗氧化性和热强性较差，这就缩小了这种钢的使用范围。铬不锈钢还有一个优点，即高的内耗^[2]。

由于创制了新的珠光体钢和半铁素体钢，就使得甚至在超高参数（ 585°C ，255大气压）蒸汽电站的动力设备上也不再采用奥氏体钢。用以 12% 铬为基的半铁素体钢，特别是用珠光体钢来代替奥氏体钢，能提供巨大的经济效益。计算表明，奥氏体钢的铸件、锻件和轧材平均要比珠光体钢的铸件、锻件和轧材相应地贵9倍、4倍和 $2\sim 3$ 倍。此外，奥氏体钢零件的机械加工需要很多

IV

的时间和劳动。在制造15万千瓦的汽轮机时，由于将奥氏体钢换成珠光体钢，结果节约了将近60万卢布〔3〕。

采用新牌号的以12%铬为基的半铁素体钢，同样可以获得很大的经济效益。属于这个类型的ЛЖ-5钢，在600~610°C时具有高的热强性能，并且能成功地代替ЛЖ-1奥氏体钢来制造工作温度为580~600°C的汽轮机蒸汽导管的铸件。同时，ЛЖ-5钢完全不含钴，只含相当少量的镍（以占炉料的1%代替占炉料的15%）和铜。

每吨钢液可节约1200多卢布。此外，还应考虑到铬钢的优良工艺性以及制造铸件时的高合格率，这些也都具有较大的经济效益。我们知道，在一个机组的蒸汽管上要用大约6~10吨铸件，因此，由于用ЛЖ-5钢代替奥氏体钢的结果，在一个机组上就可节约不少于一万卢布的资金。

新牌号的铬钢，作为在600~610°C工作的汽轮机和燃气轮机叶片材料也成功地排挤着奥氏体钢。较好铬钢的热强性接近于工作温度为550~650°C的ЭИ-403奥氏体钢的性能。

目前已知有很多牌号的非奥氏体热强钢，但在工业生产中它们并不是在相同程度上全被掌握。本书只阐述几种在锅炉汽轮机制造业中已采用或在生产中经过试验并对于制造大功率动力装置的部件有前途的钢号。

目 录

序 言

第一篇 热强理论的某些问题及非奥氏 体钢合金化的基本原理

第一章 关于在蠕变条件下范性形变和断裂机制的现代概念	1
1 范性形变机制	2
2 金属的断裂	5
第二章 合金化的基本原理	7

第二篇 在540~580℃工作的珠光体铬钢

第三章 合金元素对珠光体钢热强性的影响	11
第四章 珠光体钢铸件的生产工艺	26
1 钢的冶炼	26
2 铸件的获得	30
3 热处理	32
4 焊接及缺陷的焊补	34
第五章 蒸汽参数为540~580℃的汽轮机铸件和蒸汽管配件 用珠光体钢	35

第三篇 在565~600℃工作的12%铬钢

第六章 合金元素对12%铬钢的组织、相的成分和性能的影响	56
1 合金元素对钢的组织 and 机械性能的影响	58
2 合金元素对钢的热强性的影响	68
3 在高温长期时效的条件下合金元素对钢的热脆性倾向的影响	82
4 钢在合金化时相的成分的变化	87

VI

5	合金元素对热稳定性的影响	93
6	杂质及微量添加物对钢的性能的影响	99
第七章	12%铬钢的生产工艺过程	104
1	钢的冶炼过程特点	104
2	钢的浇注	105
3	铸件的造型和质量	109
4	锻件生产	111
5	大型铸、锻件的热处理	112
6	焊接	115
第八章	铸件用铬钢	116
第九章	汽轮机和燃气轮机的大型转子用钢	126
第十章	汽轮机叶片用钢	153
第十一章	用强化元素合金化的12%铬钢生产管件所取得的 一些成果	162
参考文献		169

第一篇 热强理論的某些問題及 非奧氏体鋼合金化的基本原理

第一章 关于在蠕变条件下 范性形变和断裂机制的现代概念

随着汽輪机蒸汽参数的不断提高以及燃气輪机和噴气发动机的发展，創制具有能在高溫下长期工作性能的合金，成为金属学和冶金学的极为重要的問題之一。因此，在最近十年中热强性問題的研究有了很大的进展。完成了各种鋼和合金的蠕变、弛豫和持久强度方面的許多研究工作。在一定程度上研究了蠕变中各过程的物理实质和机构，这些过程引起金属初始性能的显著改变。

根据已进行的工作建立了热强理論的基础，它們显著地減輕和加速了对具有較高性能的新热强材料的研究。在这方面苏联学者有很大貢獻。这里不准备闡明所有的热强理論問題，我們建議讀者去參閱專門的书刊[4]。这里只是簡要地闡述一下在蠕变条件下范性形变机构和断裂过程的現代概念。

蠕变是指金属随時間而累积起来的范性形变。蠕变抗力是材料热强性的重要計算指标。通常是用蠕变速度（而很少是用累积的总变形）作为判断蠕变的标准。蠕变速度是在蠕变的第二阶段中确定的，此时的蠕变速度是一个比較恒定的数值。

蠕变极限是以应力来表示的，在該应力作用下蠕变以 $V_n = 1 \cdot 10^{-5} \%$ /小时的速度进行。蠕变极限通常是在 $\lg \sigma - \lg V_n$ （ σ ——应力， V_n ——蠕变速度）的图上以外推法（或內插法）来确定的。同时，通过在形变-時間座标中不同应力下的初期蠕变曲綫而直接計算出来的蠕变速度所对应的各点，在对数座标中必須是足够严格地分布在一条直綫上。否則，即使是通常的主觀

因素也会显著地影响测定的结果，其误差可达 50%。

金属的持久强度是以在给定应力下断裂所需的时间来确定的。在对数座标 $\lg \sigma - \lg \tau$ (τ ——断裂所需时间，小时) 中用直线外推法测定持久强度极限。该持久强度极限称为条件持久强度极限。确定正确的持久强度极限是极为困难的，因为所有的外推法都是不可靠的。这是由于缺少一个描述相对伸长-时间座标中蠕变曲线以及所有可能在蠕变时起作用的物理因素的准确的数学公式。例如，试样在应力作用下长期时效时产生的组织改变，可使断裂特征由穿晶断裂变为沿晶断裂。

引起金属沿晶断裂的应力值主要决定于晶界强度。晶界强度可以因质点的弥散析出和聚集以及扩散速度的变化（由于固溶体成分的改变）等原因而改变。如果在对数座标 $\lg \sigma - \lg \tau$ 中的持久强度直线上出现一个（有时为两个）的转折点，则热强性就要降低。很多钢 100,000 小时和更长时间的直接试验确证，在这样长的时间里直线关系通常是保持不住的。但是由于没有其它更准确的方法，而不得不采用直线外推法，并建议，最后一个试验点距离外推的持久强度极限点不得超过一个数量级（沿时间座标）。由于在设计中是以计算应力不超过持久强度极限的 0.6 为准，所以直线外推法被认为是允许的。

目前提出了一系列的假说来解释在蠕变时观察到的现象。这些假说是以对蠕变时范性形变机构的一定认识为根据的。

1 范性形变机制

已知的范性形变机制可分为两类：切变过程和范性形变过程，它们是由于晶粒、晶块和晶界的相对移动而引起的。

切变过程中范性形变是通过晶粒（晶体）的一部分相对另一部分的移动而实现的。这种机制是研究得最为充分的。已确定了各种不同金属和合金的滑移面和滑移方向。目前对这个过程的细节是用位错移动的概念来解释的，因此往往把它叫做位错机制。位错理论的出发点可归结如下[5, 6]：

1. 与理想晶体不同, 实际晶体中可能存在一些特殊的点阵缺陷, 这些缺陷叫做位错。

2. 可动性是位错的基本性质之一。可以设想, 在晶体内存在一些平面和方向, 位错在很小的切变应力作用下便能沿着这些平面和方向发生移动, 这种移动导致范性形变。用位错的存在和运动可以解释晶体的低切变强度和滑移现象。

孪生是切变过程的第二种机制。它实际上同样也是由于切变而引起的范性形变。在这种情况下, 切变是在限制着滑移可能性的特殊条件下发生的。片层化的机制同样可以属于切变过程这一类。它与孪生不同之点在于: 一片相对另一片的迴轉角不是常数, 并与形变程度有关。

随着热强材料工作温度的提高, 扩散和自扩散的意义愈来愈大。关于由金属扩散或自扩散而引起范性形变的机构, 目前还没有一般公认的概念。不过实现这个过程有两条途径是可能的: 在第一种情况下最大切应力面上的原子以置换空位的方式发生移动, 并且在已移动的原子所离开的节点上形成新的空位; 在第二种情况下原子嵌入弹性形变的晶格内。当载荷去除以后, 被移动的原子不是立刻落到新的位置上, 因此就出现了残余形变。该残余形变随时间的增加而逐渐减小, 这就导致无论是在常温还是高温下都能观察到的弹性后效。

金属预先的范性形变使原子由平衡位置移动到这样一种能量状态上, 即当温度高于再结晶温度时该能量状态使原子易于移动。当扩散过程决定着形变速度时, 即当温度足够高, 工作期限比较长时, 处于与原子移动过程有关的介稳状态的金属应当具有较低的蠕变抗力。

扩散范性是通过 A.A. 鲍奇瓦尔 (Бочвар) 所首先描述的溶解-沉淀机制而提出的^[7]。

这个机制建立在物质通过溶液而迁移 (由于切变) 的原则上, 其主要特点是: 它是在两相界面上进行的, 并且引起相间的移动, 而切变过程则是单独地发生在每个相的整个体积之内。必

須指出，非晶扩散过程虽然也可能主要是在表面层传播，但也如同切变过程一样，它只是单独地涉及每一个相。溶解-沉淀机制只能在两相或更复杂的合金中遇到。还应当注意，只有当物质的扩散迁移（在相互作用的界面上）是向着具有粗晶粒结构和晶粒尺寸达到某一临界值的那些相中进行时，它才能促成范性形变^[8]。

国外的刊物中十分注意位错-扩散机制。它反映出切变过程和扩散过程的规律性。范性形变被看作是位错（切变机制）和围绕着位错的原子“云”（扩散机制）的共同移动。当形变的速度超过“云”的扩散速度时，位错与周围原子保持着的联系便能引起物理-化学特性的补充强化。因为在这种情况下，位错还应“携带着”由溶解于基体点阵中的原子构成的“云”。如果位错移动的速度小于组成“云”的原子的扩散速度，则“云”的存在就不应当影响到为了实现范性形变所需要的力。

当研究范性形变机制的第三种类型（包括周边过程）时，首先需要谈到通过晶粒相对移动和转动而引起的范性形变过程。通过晶粒移动而产生的形变，可以用十分之几到百分之几的数值来表征。在现代的动力装置上，金属在蠕变时就发生这样一个数量级的范性形变。这种范性形变机制的确立，有助于深入研究小范性形变的物理本质。

除了上述的机制以外，属于这个类型的还有镶嵌块的旋转和所谓的多边化机制。多边化机制是晶粒破碎成相当数量的小块的过程，每个小块各有其取向。范性形变是通过在原始晶粒内小块的相对移动而实现的，同时没有滑移带形成。显然，多边化机制在不同金属中是不同的，它取决于形变的条件。该过程的实质是：由于切变使晶粒碎化成小块，随后这些小块规整化^[9]。多边化受剧烈发展的扩散过程的制约，并且多半是在温度不低于800~900°C时在 α -铁内才可能出现。

最后须要指出，几乎所描述过的一切蠕变机制都已通过试验而得到证实。蠕变时位错-扩散机制和片层化机制尚欠充分地证实。目前很难评价范性形变的这个或那个机制在蠕变时所起的作用。

用，因为对它的研究是在温度、应力和形变速度等参数都很广的范围内进行的。不过可以指出，当蠕变的应力和速度较大时，切变过程可能是最为现实的。当蠕变的应力不甚大和蠕变速度较小时 ($10^{-4}\%$ /小时或更小)，扩散范性则是最主要的。

2 金属的断裂

在热强性问题中，持久强度的意义并不比蠕变的意义小。蠕变断裂（持久强度）过程的机制研究得还不够充分，并且在这个问题上还没有一致的见解。在所提出的假说中，有很多还没有得到试验的证实。

目前大多数的研究者认为，蠕变条件下金属断裂的主要机制是裂纹的形成和发展，它们使金属由于断面缩小和应力集中而削弱。试验确定，在许多合金中，形成裂纹的过程是在蠕变第二阶段开始的时候。然而，金属处于蠕变条件下一个比较不长的时间内就会引起高温运转时持久强度的降低。可见裂纹的形成早在第一阶段就已开始，只是由于目前的研究方法还不完善，不能发现已经存在的裂纹中心而已。

关于裂纹形成和发展的原因，有以下两种观点：1. 由于晶粒相对移动时在晶界上产生的应力集中；2. 由于点阵空位沿晶界的累积，并结合成一个拉长了的空位群。

蠕变的第Ⅰ和第Ⅱ阶段中具有晶间范性是毫无疑问的。在总形变量中晶间范性部分随着作用力的降低而增加。在小应力蠕变的条件下，晶间范性可能起决定性作用。C. 齐涅尔 (Zener) 曾研究过在晶粒结合处由于应力集中而形成裂纹的机制^[10]。根据这个理论，当晶粒移动时，在三个晶粒的结合处会由于沿晶界的切应力弛豫而产生应力集中，该应力集中引起静伸长。当晶粒结合处的应力等于断裂强度时就形成了裂纹中心。在晶粒内部形成裂纹时，沿滑移线上的应力集中起着类似的作用。按齐涅尔的计算，当晶粒尺寸约为 0.1 毫米时，则三个晶粒的结合处的应力集中可达 10^3 公斤/毫米²。作为这个理论的证明可以指出，通常

是在三个晶粒的结合处观察到有裂纹产生，这些裂纹导致了断裂。按照齐涅尔和其他作者的理論，蠕变（晶粒間的）速度較大时，試样应当較快地断裂。但是这一点并不是在所有情况下都能观察到。

形变和断裂过程中点陣空位起决定性作用假說的拥护者們，在他們的著作中闡明了蠕变时裂纹产生和发展机制的更深刻的物理概念〔11~13〕。他們利用物理概念和力学因素（应力集中）来解释蠕变时的断裂机制。

众所周知，裂纹在一种情况下是发生在晶界上，而在另一种情况下則发生在晶粒内部。依据空位理論可以用如下的方式来解释这种現象。只有当蠕变速度比較小以及到达断裂所需的时间相当长时，蠕变过程中才能出現沿晶断裂。在这种情况下形变主要是由于晶間范性累积起来的。因之，空位的形成和集聚以及最終形成裂纹都应沿晶界发生。在晶界上析出細小弥散的第二相也会促使位錯在繞过障碍时相交，这就引起空位的强烈形成并促使晶界上形成裂纹。穿晶断裂（在晶粒内部）是由于当应力大时蠕变速度高造成的。在这种情况下，总形变量中的晶間范性部分減少了，而在晶粒内部发展着的机制却具有很大的作用，此时，滑移綫在空位形成和集聚方面起着与晶界相同的作用。

按照空位假說，断裂过程虽然也决定于蠕变速度（空位形成的程度），但可用扩散速度和空位集聚成群的能力而加以控制。因此，剧烈进行的扩散过程不仅会引起蠕变速度的增加，并且也加速了金属在蠕变条件下工作时的断裂。

現有的关于軟化和断裂机制的知識，使之有可能更深入地了解在試驗时和在高溫条件下工作时热强材料中发生的很多过程，也有可能更好地研究合金元素影响的机制以及更正确地去寻求新的热强材料。但是，由于在每一个具体情况下很难评价这个或那个范性形变机制的作用，所以完全有必要用直接进行蠕变和持久强度試驗的方法来研究合金元素对热强性的影响（參閱第三章和第四章）。

第二章 合金化的基本原理

如果鋼的合金化能保證鋼的性能发生所期望的重要变化，同时又是經濟的，那么，这种合金化方案則是合理的。在热强鋼中，合金化首先应当是提高鋼在高溫时在載荷作用下长期抵抗范性形变和断裂的能力。但是并非一切具有高热强性的鋼都适合于高溫长期工作。在工作过程中，高的蠕变抗力經常伴随有大的脆化倾向。这两个互相矛盾的性能（高溫长期工作条件下的范性形变抗力和范性）綜合的結果，主要是决定于化学成分和热处理規程在多大程度上保證了固溶体的强度和鋼的組織的稳定性。

高溫长期工作的非奥氏体鋼，在热处理后具有由固溶体（鉄素体）和第二相（碳化物或金属間化合物）所构成的組織。作为改善这种鋼的蠕变抗力和持久强度的手段，合金化的效果首先决定于合金元素强化固溶体（鉄素体）的能力。鉬是最有效的元素。鎢对鉄素体的热强性也有很大的影响。鎢像鉬一样能很好地溶入鉄素体中。鎢的原子半径大，它使晶格产生强烈的畸变。用鎢合金化增强了鉄素体的結合力。

除提高鉄素体的强度外，合金化还应阻止扩散过程并促进鉄素体稳定化。溫度高于 500°C 时，以 α -鉄为基的固溶体的热强性低于以 γ -鉄为基的固溶体，这是因为在它們当中发生的扩散过程具有不同的强度。因之，非奥氏体鋼应当用能显著阻止該鋼中扩散的元素来合金化。

扩散过程的强度主要取决于原子鍵的大小和特性。根据元素影响鉄素体結合力的数据，可以认为：当用鉬、鉬和鉻合金化时，鉄素体中扩散过程的强度会显著降低。

第二相（过剩相）在提高鋼的热强性方面也具有重大的意义。該相的性质和几何特点不仅取决于化学成分，同时也取决于热

处理。应当向鋼内加入一些除强化固溶体外还能促使形成热稳定的細小弥散的碳化物或金属間化合物的元素。这些第二相阻碍着范性形变时滑移过程的发展，使合金元素在固溶体和碳化物之間重新分配的扩散过程困难起来，从而使鋼得到强化。

金属的原子半径愈大，則它形成碳化物的机率也愈大。当原子半径相等时（例如鎢和鉬），由于后者的电离电位較小，因之它在鋼中形成碳化物就比鎢更“活跃”一些。当由鉻过渡到鈮和鈦时，原子半径增加，并且元素与鉄的电离电位差減小，因之鈦是較鈮和鉻更强的形成碳化物的元素。

碳化物的稳定性取决于其晶格中的原子鍵强度。然而它可能由于不同金属溶解于其中而有所改变（其中包括非碳化物形成元素），也可能由于和这些金属形成置换固溶体而有所改变。根据多年研究的結果，可以将形成碳化物的元素按照它們在鋼中形成的碳化物的稳定性逐漸增大的次序作如下排列：Fe、Cr、Mo、W、V、Ta、Nb、Hf、Zr、Ti [14]。

在 12% 鉻鋼中，随着其成分的复杂化，金属間相具有愈来愈大的实际意义。由于在所有这些相中多半是金属鍵，所以可以认为随着金属原子半径差别的增大，金属間相的稳定性提高 [15]。

与化合物 $MgZr_2$ 的晶体结构是同晶形的元素 A 和 B 的金属間化合物，其化学成分可用分子式 AB_2 表示。它属于所謂的拉維斯 (Laves) 相。这种化合物具有由两种元素的原子紧密排列的六方晶格，元素的原子半径平均相差 20%，因之 r_A/r_B 通常是在 1.08~1.34 范圍内。拉維斯相的晶胞是由 4 个具有較大原子半径的元素 A 的原子以及 8 个具有較小原子半径的元素 B 的原子所組成的。在鉄基合金中，已知有一系列二元的金属間化合物即属于上述类型 (WFe_2 , $MoFe_2$ 等等)。

拉維斯相也可能是三元的金属間化合物，它們也具有同样的晶格，例如 $Ta(V, Ni)_2$ 。

研究含鎢量較多的 12% 鉻鋼时，我們成功地发现了成分更为复杂的拉維斯相类型的金属間化合物，它們可以用分子式

$W_{25}Mo_7(Fe_{25}Cr_7)_2$ 来表示〔16、17〕。用 Mo4%和Ti 2.5%合金化的鉻鋼中，同样也发现有多元的拉維斯相。該相的成分相当于分子式 $(Ti_2Mo_9) \times (Fe_{50}Cr_5Si_5)$ 〔18〕。时效过程中析出的且聚集极慢的拉維斯金屬間相 WFe_2 ，均匀地分布在自由鉄素体的整个体积内，保证了显著提高半鉄素体鉻鋼在 $550 \sim 630^\circ C$ 范围内的热强性。

加入到非奥氏体热强鋼中的合金元素应当符合如下基本要求：

1. 不形成易熔共晶体，不产生低熔点氧化物。
2. 能溶入鉄素体中，促使得得到多組元固溶体，加强鉄素体晶格中的原子鍵，从而阻止与再結晶及弥散相聚集有关的扩散过程。
3. 提高（或至少不降低）固溶体的再結晶溫度及再結晶溫度与熔点溫度的比值 $\left(\frac{T_{再結晶}}{T_{熔点}} \right)$ 。保证鉄素体在长期使用中的稳定性。

4. 由固溶体中析出时，能形成具有較大原子鍵强度的細小弥散状的强化相（碳化物、氰化物、金屬間化合物）。

很多的研究結果指出，成分中除了常存元素外还加入大量合金元素的鋼，具有最高的热强性能〔19~21〕。H.T. 古德佐夫（Гудцов）多次指出，合金元素綜合的影响并不等于成分中单个元素影响的总和。此外，合金元素的作用在很大的程度上决定于該元素在固溶体和第二相之間的分配。

多組元合金化对固溶体热强性有极为有效和良好的影响。这是因为固溶体中种类不同的化学鍵增加了，这些附加鍵的总强度以及晶格的畸变程度增加了，合金长期处于高溫条件下的应力状态的稳定性也增加了〔19、22〕。多組元合金化时最好这样来組合合金元素，即使一些元素具有較溶剂原子为大的原子半径、而另一些則較小。这样的合金化使固溶体中产生化学鍵急剧弱化的区域的可能性减少了，同时鋼也获得了較高的热强性。

多組元合金化时，除了固溶体有最大程度的强化以外，还很容易得到在化学成分上、晶体結構上以及比容上都显著地不同于基体固溶体的第二相，这同样也显著地提高范性形变抗力。多組元合金化最广泛地应用于奥氏体鋼。然而，目前在創制鉄素体鋼的时候也愈来愈倾向于利用綜合合金化。3%的鉻-鉬-鎢-鈮珠光体鋼以及含 12% 鉻的新不銹热强鋼 ЭИ756、ЭИ757 等（參看第六章）即为例証。

第二篇 在 $540\sim 580^{\circ}\text{C}$ 工作的 珠光体鉻鋼

第三章 合金元素对珠光体 鋼热强性的影响

价格低廉的鉻-鉬-釩低合金珠光体鋼系用于制造蒸汽参数为 $540\sim 565^{\circ}\text{C}$ 工作的現代动力机組的零件。最近 5~8 年来，苏联研究人員們創制了几种能滿足現代动力机器制造工业要求的珠光体耐热鋼。目前用于制造在 $540\sim 565^{\circ}\text{C}$ 溫度下工作的汽輪机鑄件和鍛件的鋼种及化学成分列于表 1。

长期使用，上述鋼种的热强性能取决于原始組織及其稳定性。所以总希望耐热鋼的組織接近于平衡状态。

利用热处理或热-机械处理以及合金化来阻止基本的范性形变行为的产生，亦即阻止位錯运动，从而可以提高金属和合金的蠕变抗力。在进行热处理、特别是热-机械处理时，由于增加了晶体相邻区域的不同趋向性，因而使位錯在显微或超显微晶粒边界上的运动变得困难。当高温热-机械处理的速度能保証制止再结晶过程时，則在范性形变以后的冷却阶段，可以将晶体中发展着的多边化亚結構固定下来。設法得到晶粒相邻区域之間不同趋向性很大的細晶粒組織，是提高热强性的有效途径之一。然而采用热处理、热-机械处理及其它加工方法，虽然由于晶体結構的破坏而提高了热强性，但却不能保証在很长時間使用时有显著的优点。对于鑄件而言，上述方法的使用受到鑄造工艺条件（热-机械处理）及尺寸因素（热处理）的限制。

借助于适当的合金化可以提高鑄件金属的热强性，因为此时規則的点陣結構达到足够稳定的破坏，且其破坏区域并不在显微