



圖20 薄板上具有局部偏歪時，進行敲正情形。

(8) 校正區域內有鑽孔或刻槽時，需要特別注意，輕微地嘗試着來進行。

(9) 橫截面不規則的零件，如HP1253型材，當薄板處朝下，加壓校正時，由於拉伸應力集中在面積很小的薄板外緣上，較易破裂，需要注意。

(10) 熱校正後的零件，當溫度還很高時，應放在木鋸末槽中緩冷；如果放在導熱很快的鐵質平台上冷卻，較易恢復其原有的偏歪。

6. 校正或彎曲後的檢驗

(1) 允許在校正後，零件上有工具的痕迹，其形狀象斑點，深度不大於0.1公厘，並具有均勻的過渡和光澤。在這情況下，允許均勻地刮削和打磨零件。

(2) 檢查零件校正是否合格，是用手緊壓零件與平台或檢驗模相鄰接的任何部位，然後用千分墊測量其餘各部位。

(3) 經過校正或彎曲的零件，必須於陽

極化以前，進行螢光檢查。

(4) 經過加熱校正的零件，於陽極化以前，應該逐件檢查硬度；但由於我們使用油槽加熱，並且嚴格控制了加熱溫度，因而沒有貫徹硬度檢查，僅當有疑問時，由車間檢驗室提出抽驗。

7. 安全問題

由於B 95 T的材料，强度高而塑性低，工人將零件加壓力進行校正時，應嚴加注意，不應將人身或頭部過於靠近零件，提防零件萬一折斷時，崩出傷人。

熱校正時，工人應戴綫手套，以防燙傷。

此外，對於校正所用的設備，應按專門的安全操作規程來操作；油槽應按消防隊所頒布的條例來管理。

IV 簡短的結束語

B 95既是一種新型的合金，書本、雜誌以及工廠現有的資料，對於它的敘述是不多的，並且我們從事於這種合金的工作，時間還很短，因此企圖做一比較具體而詳盡的敘述，自然不容易。本文主要是根據現有蘇聯資料，結合着生產工作中所領會到的，作一概括性的工藝性質的敘述。自然，其中還有一些主觀看法，未必一定對，提請大家指正。

金屬耐熱性能的某些理論問題

蘇聯專家 Л.Н. 格吉茲揚

I 緒論

由於噴氣航空技術的發展引起了对新的高耐熱合金的研究和採用，以便製造高溫工作的燃氣渦輪發動機的各种零件。

凡在應力及高溫同時作用下，能長時間抗蠕變及抗破壞的金屬材料，均稱之為耐熱鋼或耐熱合金。

關於建立耐熱合金的理論根據是一個特別有興趣的問題。

某些關於耐熱強度的理論數據在 M. Л. 貝恩施德因所著的書[1]內有所記載。根據蘇聯學者，科學院士 Г. В. 庫爾爵莫夫，H. T. 古德楚夫及 A. A. 包次瓦爾等的科學研究成果，其中指出，在建立耐熱材料方面應該遵循關於固體強度與塑性以及塑性變形過程的一般概念。同

时必须考虑零件高温工作的条件对塑性变形过程所产生的某些特性，即由原子热振动所决定的内力补充于外力之上。因此必须研究塑性变形的机理，这是了解强度实质的基本问题之一。

II 建立耐热合金的途径

科学院士A. A. 包次瓦尔在阐述关于建立符合某种要求性能的合金时，指出了下列一些建立耐热合金的基本理论根据[2]：

1. 在基本金属晶格的基础上，用合金化的方法，在固熔体的范围内加以强化。

2. 将多相合金进行淬火，使之成为过饱和的单一固熔体，并随之进行强化回火，以获得高度弥散的混合相，

3. 在合金内加入当结晶时能形成固体新相的元素，这种新相最好是沿基本相的晶界分布，呈网状，或者是分布在基本金属枝晶之间，呈骨架状。

借淬火与回火获得的，缓慢凝结，由弥散混合相组成的复杂合金为温度等于0.3~0.6熔点时的最良耐热材料，而铸造的合金或经烧结的，由不均匀混合物（如果这种混合物在试验温度下不改变组织且不含易熔组成物的话）组成的合金则是温度等于0.6~0.7熔点下的较强的材料。

超显微不均匀组织的形成引起合金强度的提高。

在变形耐热合金内，由于弥散硬化热处理所形成的超显微组织是介稳定的，当加热时，这种超显微相转变为稳定状态，并使合金软化。

耐热合金强化相在规定的温度及应力下的稳定性，借阻碍扩散过程的方法达到之。因此可以把耐热强度看成一种扩散现象。由于所有使合金软化的组织转变，包括再结晶，扩散现象，直接与原子间的结合力有关，因此原子间的结合强度是决定耐热强度的主要因素。

原子的活动能力随着温度的升高而加强，

而金属的强度则随之而降低，因为原子间的结合变弱了。

熔化温度是理论耐热强度的准尺。但是，实际耐热强度是根据合金的组织状态及该状态的稳定程度而确定的。在大约等于0.3~0.5熔点的温度下，发生扩散过程及因扩散引起的组织还原与再结晶，各相间的互相溶解和一相从另一相内析出等现象。这些现象引起个别相在形状与尺寸上的变化，发生凝结和球化。由于原子的移动还使组织的歪曲位发生位移。超显微空隙集中起来形成显微间隙，这种显微空隙便成为破裂的起原。

过应力部位的塑性变形可能引起这些部位应力的弛缓（重新分布），从而减缓了裂纹发展的过程。

由原子间结合力大小所决定的理论强度实际上只有很小部分被利用，这就引起了实际结晶体结构的不均匀性。在这些结晶体内，原子间的结合不是同时而是逐渐破裂的。每当这种时候，强度仅由少量同时破裂的结合力所决定。理论强度的利用程度主要是决定于合金的实际组织，而组织是由化学成分，合金的获得方法以及合金在以后的机械加工及热处理决定的。

实际的耐热强度由合金的组织状态及这种状态的稳定程度决定。在等于熔化温度一定比值的温度下，所有的金属与合金都处于原子活动的相同状态下。因而使合金失去了在实际上相同的一部分强度。为了确定加入合金内的某种元素是否对提高耐热强度有帮助，在强化时，必须用弥散析出的方法研究该元素对回火曲线行程的影响。

如果有第二个相析出，呈单一的结晶体（片状体，全面体）或呈球化体，则这个元素不阻碍基本相的移动，因而不能强化金属。

第二相的散出物呈网状或骨架状，这对达到最高温度下的耐热强度来说是最有利的形状。铸造合金具有这种组织，即含有固体难熔相的，呈网状及骨架状的枝晶析出物。但是，

鑄造的多相合金在低溫時，其強度及塑性降低，而脆性則提高。

III 組織及強度

C. T. 基斯金[3]指出，在研究合金化，熱處理及塑性變形等問題時，重要的是要知道合金內的元素是如何分布的沿晶界分布或是分布在晶粒內部，其中那些元素及有多少形成固溶體，以及那些元素溶入碳化物相內，凡能溶入固溶體內的元素可以提高原子間的結合強度，改變晶粒及嵌晶結構的組織，造成晶格的歪曲，提高再結晶溫度以及減緩擴散過程。

但是，靠在固溶體範圍內進行合金化而提高耐熱強度水平的程度是不大的，耐熱強度水平的顯著提高靠形成金屬間化合物及碳化物以達到之。

利用特別的合金化可以大大地影響晶界區域的組織及其變化過程。我們知道用硼將鋼加以合金化的方法。硼就是沿着晶界分布的，並在冷卻時阻止奧氏體的轉變。已經肯定，一部分合金元素是優先地分布在合金枝晶及晶粒的邊界上的（如鉬及鈮在鎳基合金內），而另一部分合金元素則主要是使枝晶軸及晶粒內部強化（如鎢在鎳基合金內），這一點可用示踪原子的方法研究合金內元素的分布情況加以証實。

耐熱合金的組織應符合下列三個主要要求：

（1）結構的多相性。強化相要特別的細小（小於顯微尺寸），與合金的基體緊密結合。

（2）固溶體（基體）及強化相的穩定性，用特別合金化的方法達到之，即提高原子間的結合強度及擴散能力，從而使擴散過程減慢。

（3）晶界的強度。晶界的蠕變往往借晶界上形成不連續的強化相細網加以阻止之，有這種網狀物存在還使晶界上的裂紋發展發生困難。

根據下列一些物理常數的變化判斷原子間結合強度的變化。

（1）升華即蒸化的能力（計算結晶體原子所必須的）。

（2）晶格內的原子振幅，隨溫度升高所發生的變化。

（3）熔化溫度。

（4）原子間的最近距離。

（5）擴散及自擴散的活動能力以及再結晶的活動能力。

為了得到對原子間結合強度的全面概念，不能局限於某一個性能的測定。而應進行綜合性的研究，這種才能對原子間的結合能力有一個比較清楚的概念。

強度的理論不僅應以原子間的結合強度為根據，而且應反應材料組織與機械性能之間的關係。

實際強度根據下列一些數據決定之：

（1）彈性模數。

（2）開始滑移應力（屈服極限）。

（3）塑性區域的強化模數（冷卻硬化）。

（4）抗剪強度。

（5）抗裂強度。

除彈性模數外，其他均是與組織有關的一些性能。

可以指出下列一些決定金屬與合金實際強度的組織因素：

（1）原子的結構及尺寸；

（2）晶格的結構及單個晶胞的尺寸；

（3）晶粒（單晶體）的結構——枝晶組織及其他由結晶條件的雜質存在所引起的不均勻結構，嵌晶組織；

（4）多晶體的結構——晶粒的尺寸，形狀及方向，相的數量，形狀，及互相排列情況以及在複雜合金晶粒內部某些相質的存在；

（5）晶界的結構——特種相質，雜質（包括氧化物，氣體），空隙，當合金元素的部位及晶格的歪曲等；

（6）各種不同相的結晶體之間的邊界結構——連續接觸點或空隙的存在，過渡組織的存在。

当形成金屬溶体时的强化大小实际上决定于原子的尺寸及晶格的类型。

在多相合金内进行强化的作用主要与所謂强化質点的尺寸及数量有关，这些强化質点就是化学化合物，固溶体或其他过渡性質的組成物。

在高温持久試驗时，金屬及合金的强度决定于晶界組織的性質，因为在这种情形下，在靜負荷的作用下，破裂往往是沿着晶界發生的。而在室溫下，破裂則一般在晶粒内部發生。

IV 合金化的理論根据

A. 相变圖

为了全面地研究和正确地确定耐热合金的化学成分，必須首先繪制状态圖，或准确地說，合金所含主要元素的相变圖。

但是，我們知道，只有一个相变圖还不能得到耐热强度的概念。因为耐热强度是与扩散过程有关的，而相变圖不能表示出变化的速度。相变圖是判断相变的性質及相的稳定程度所必需的。

繪制相变圖往往是件困难而麻煩的事情，因为首先須研究出比較簡單的合金系統来。此外，多元素对合金系統的复杂化，往往要根本改变在組成上比較复杂的合金的性能，这些問題主要是由科学院的一些研究所进行研究，而其他研究所及工厂的中心試驗室大都只将合金的化学成分加以复杂化，以研究个别元素对某个合金系統的影响。

B. 个别元素对合金耐热性質的影响：

加入合金內的元素可以分成两个基本元素組及一个中間元素組，前二組元素組成：

1. 基体（固溶体），——鉄，鉻，鎳，鈷，錳等均屬之。

2. 强化相——鋁，鈦，碳，硼及氮等屬之。

屬于中間元素組的有下列一些元素：在以碳化物强化的合金內有鉬，鎢，钒，鉍，鈮，在以金屬間化合物强化的合金內有鈦及鋁。

基本的固溶体虽然可能沒有足够高的耐热性質，但其所起的作用不是鈍性的，而是極其活性的。因为基体在很大的程度上决定合金强化及軟化过程的速度。

經許多研究得出，为了获得耐热合金，必須遵循下列一些基础：

（1）合金的基体应由足够难熔的元素組成；

（2）合金內应加入能提高基本固溶体再結晶开始溫度的元素，以便互相形成或与基体的組成部分形成剩余相；

（3）剩余相应像基体一样，具有足够的扩散慣性及在高温下的稳定性，能緩慢溶解和凝結。

許多研究工作者曾經研究过某些元素对鎳基合金軟化溫度的影响，并得出了这样的結論，强化鎳基合金固溶体的合金元素，从所研究的一些元素中以鋁，鈦，鉬，鎢，鈮及鉻等为最强烈。所有这些元素，在多相合金內，当其含量达到一定的濃度时，不但能形成复杂的碳化物，而且形成金屬間化合物。

我們知道，上述元素中，鉬及鈦能細化晶粒；鉬，鈮及鈦有助于再結晶开始溫度的提高。

用鋁及鈦同时加入鎳固溶体内时，能引起金屬間化合物的强化，形成相 $Ni_3(Ti, Al)$ 。

根据上述情况，在制造耐热合金时，一般采用下列一些合金元素：

（1）能提高再結晶溫度的元素（鋁，鈦，鉬，鎢，鈮，鉻）。

（2）能形成耐高温的强化相〔碳化物—— $Cr_{23}C_6$ ； $VC-V_4C_3$ 〕及金屬間化合物〔 $Ni_3(Al, Ti)$ 等〕的元素。

（3）能清潔及封閉晶界的元素（硼，鈾，鈣等）。

往往采用增加合金內的合金元素数量的办法。

多元素合金的优点在于这些合金比起限制合金元素数量的合金来，在适当的强化下，其

原子間的結合强度可能大一些，而原子的活动力則較小。

关于多元素合金化作用的理論基础在科学院士Г. B. 庫尔爵莫夫所著的書內闡述得很清楚，即用多元素加以合金化时，原子在晶格內的移动發生困难，从而阻碍了能引起合金軟化的扩散过程。

V 强化与軟化

耐热强度的研究可归納成为对下列三种主要現象机理的研究：

(1) 合金的强化，也就是研究提高合金耐热性能的原因；

(2) 合金的軟化，也就是研究合金或零件在工作条件下耐热性能降低的原因，并研究阻止軟化过程的方法。

(3) 合金的破坏——对破坏的性質进行研究，从而有可能弄清耐热强度的实質以及某合金的缺点，并研究防止过早破坏合金表面及晶界的方法如采用表面保护層（鍍鎳，渗鋁及塗層）。

破坏可能有两种类型：即撕裂与断裂脆性的与塑性的，沿晶界产生的与从晶粒内部产生的。高溫下破裂，具有裂紋的發生及發展的过程，在大部分的情况下，是沿晶界进行的，因为晶界是最弱的部位。

如果零件的破裂与振动有关，也就是由于疲劳而發生的話，則这种破裂一般从晶粒的内部产生。

A. 合金强化的机理：

一般都認為，合金的强化与渗入基本金屬晶格內“异”原子所引起的变化有关。“异”原子与形成該晶格的原子在体积上有显著的差別。这是指对固溶体而言，但对多相合金來說，仅部分相适合。

C. T. 基斯金[3]認為，对高强合金來說，某种相質（碳化物，金屬間化合物等）对塑性变形的阻碍作用应为强化的基本机理。这个理論是以合金的超显微不均匀質点及滑移区域的封

閉作用为基础，通过建立多相組織及改变閉封因素所得出来的。

可以認為，合金的强化是用下列一些方法达到的：

(1) 多相性——建立高度弥散的混合相，然后进行热处理；

(2) 析出能强化及封閉滑移面与晶界的碳化物及金屬間化合物。

(3) 将能歪曲基体晶格及增加原子間結合强度的合金元素加入固溶体内以增加固溶体的强度及稳定性。

B. 軟化的机理：

C. T. 基斯金^②指出：

(1) 随着試驗溫度的升高，开始显出强化相的凝結或溶解現象。在某些情况下，还發生合金的再結晶，結果使抗蠕高及抗破坏的性能降低了。随着溫度的升高，原子的热振幅增大，而結晶体内原子間的結合則变弱。

(2) 分布在晶界上的各种易熔雜質（鉛，鋇，銻，硫等）在高溫下，特別能促使裂紋的發展。这种效应与雷宾节尔效应相似。这些雜質中有一些雜質，具有表面活性，能减小晶界的表面能量，并能降低金屬对阻止裂紋發展及抗撕裂的强度。

(3) 弗林克利关于扩散的“多孔”理論。在一系列因素的影响下形成原子“孔洞”的觀念是这种理論的基础。用这种理論可以解釋原子扩散的活动能力随接近熔化溫度的程度而發生变化的現象。原子扩散的活动能力可漸漸地引起蠕变或脆性破坏，而这些变化又同时与合金晶粒界的結構及化学成分的变化有关。

科学院士A. A. 包次瓦尔[2]指出，“蠕变”金屬的逐漸延伸将引起显微空隙及显微裂紋的显出，同时引起在这些显微裂紋附近的应力集中橫切面的縮小，最后引起断裂。变形的局限性以及小的延伸率（尽管溫度升高照例能提高瞬时試驗的塑性）是蠕变破坏的特征。

應該指出，在含有复杂强化相的合金內，
(下轉第32頁)

低机械性能。可以預料到，当 $TiAl_3$ 化合物落到晶界上时，便会降低合金的强度与韌性。

Al-Mg-Zn合金 当 Mg 及 Zn 的总和与比例固定的时候，曾对含 Mg6.5~7.5% 及 Zn 2.5~3.5% 的 Al 基合金进行过研究。

在試驗砂型鑄造和人工时效的試样时，所获得的机械性能根据規範的不同，其变化范围如下： $\sigma_b = 37.5 \sim 45$ 公斤/公厘²， $\sigma_{0.2} = 27 \sim 35$ 公斤/公厘² 及 $\delta = 1.5 \sim 8\%$ 。

Al-Mg-Zn 合金的鑄造性能及耐蝕性与 LM 10 合金区别不大。

Al-Si-Mg合金 LM8、LM9 及 LM16 合金同时进行研究，因为它们都具有相同的性能。

LM9 合金良于装模，但使用有困难，必須进行修改处理，且易于形成收縮裂紋。LM9 合金的加工性較 LM8 合金差些，LM8 及 LM 16 合金的熔煉工艺过程与 LM10 及 LM11 合金相比，較为簡單。LM8 及LM16合金同样能很好地用砂型及金屬模型澆注，不产生热裂紋，气体吸取很少，对澆注温度化学成分及晶粒大小的变化不敏感。当鑄造强度及耐蝕性卓越的零件时，建議最好采用 LM8-WP 合金代替一般所采用的 LM10-W 合金。

美国最近两年研究了 355 及 356 合金。355

合金与 LM16 合金实际上相同；356 合金的含 Si 量較 LM8 稍高 (6.5~7.5%)。如果 356 合金的含 Mg 量低于 0.2% 时，用鈉进行修改处理仍不能提高其强度。

鑄件自然时效 24 小时随后又采用人工时效，将会降低强度而增加相对延伸率。淬火后人工时效将迅速使强度及硬度增加而减少相对延伸率。

稍一改变化学成分，便能大大改善 355 及 356 合金的机械性能。試驗証明，当 Fe 含量从 0.6% 降低到 0.2% 时，就会使相对延伸率增加一倍，同时也曾經断定，当 Fe 含量低时，增加 Mg 含量便可提高合金在規定相对延伸率下的强度。

下面是美国 42B 合金所具有的机械性能：

	砂型澆注时	金屬模型澆注时
σ_b , 公斤/公厘 ²	31	34
$\sigma_{0.2}$, 公斤/公厘 ²	25	31
δ , %	5	6

42B 合金的化学成分未公布，只知道它是含有 Na 及 Be 的 Al-Mg-Si 合金，此种合金的流动性較 356 合金的流动性为高。

鉄浪譯自苏联快报“鑄造生产” 58, №21

(上接第17頁)

軟化过程是进行得緩慢的，因为在这种情形下，新相質点的建立和長大必須有各种不同的原子同时向一个部位移动。

最后應該指出，新耐热合金研究工作者的任务應該是研究如何有效地阻止合金的軟化。为了得到大的阻止合金軟化的抗力，必須用能够阻碍相界上扩散过程的，紧封閉晶界及滑移面的，歪曲晶格并使之复杂化的以及阻碍原子移动与塑性变形的一些元素起进行强化。

此外，还必須研究能够弄清金屬及合金耐热强度实質的新方法，以及判定决定零件高溫工作能力的最合适的技术要求。

参考文献

1. М. Л. Бернштейн. Стали и сплавы для работы при высоких температурах. Государственное наугны-техническое издательство литературы по черной и тветной металлургии москва 1957 г. 7—18頁
2. А. А. Бочвар, Металловедение, Металлургиядат, 1957 г. 287—297頁
3. Я. С. Уманский, Б. Н. Финкельштейн, М. Е. Блантер, С. Т. Кишкин, Н. С. Фастов, С. С. Горелик. Металлургиядат, Москва, 1955.

Физические основы металловедения, 第X章
652—704頁

曾少潛譯