

合金牌号	平 均 值			最 高 值			备 注
	σ_b kg/mm ²	δ %	H_B kg/mm ²	σ_b kg/mm ²	δ %	H_B kg/mm ²	
ЛС59-1	34~38	25~30	94	40.5	54	101	低温退火
АЛ-9	30~33	9~11	95	34.5	14	114	T_5 热处理

注：試棒直接从零件上截取。

晶 格 畸 变 对 合 金 性 能 的 影 响

苏联專家 А. И. 薩莫依洛夫

金屬学的基本任务在于創立金屬的統一理論，应用这个理論即可按照規定的性能来确定合金的組元、加工和使用的条件。設計人員向金屬学者要求的是具有各种不同机械性能、电磁性能、热学性能和銹蝕性能的合金。只有当冶金工作者对合金元素的配合、合金机械加工、热处理、純金屬性能以及影响各种性能的因素等具有充分的概念时，才可能在消耗最少的材料、劳动力和時間的条件下創造出所期望的合金。然而由于在金屬学方面还存在着許多未解決的問題，建立新的合金和提高已有合金性能的工作却常常是在摸索中进行，而获得此种或彼种所希望的性能，在某些程度上尚带有偶然性。特别是在含合金元素有时达十种左右的多元合金方面是有这种情况的。例如，長期寻找改善鎳基合金耐热性的途徑表明，其中必須添加鈷。从鎳和鈷的一般机械性能来看，在鎳基合金如尼木鎳克-90合金中加添鈷的問題長期以来是令人不解的和找不到根据的，因为此两种金屬的性能極為相近。仅在不久以前，我們才明确鈷对鎳結晶格子中的原子間結合力有很大的影响，可以提高其特性溫度。

由于逐漸深入到金屬和合金的理論中，并確立了新的事实和規律，金屬学的任务是愈来愈需要研究物質原子結構和它的基本結構——晶格的状态，它們是決定金屬和合金性能最重要的因素。該方面的研究方法，如X射綫結構

分析法、电子显微鏡法、电子衍射法和放射性同位素法的發展，是金屬学發展和更趨完善的必須条件。

根据金屬和合金的結晶特性，決定出两种改变其性能的方法：

1) 改变个别組元的原子-分子特性（例如，加入合金元素或用中子轟击）。

2) 改变結構或相成分来提高已有的原子-分子特性的效能（例如热处理、机械处理和加入合金元素等）。

在每种具体的情况下應該選擇那一种方法，決定于許多因素，但首先是看此种或彼种方法的可能性达到什么程度。

金屬学应用了多种多样的研究方法，来揭開引起金屬和合金性能改变的各种現象的物理-化学实質。累积个别的現象并将其对比，在實踐中檢查个别的結論和假設，将这些結論和假設应用于冶金学家日常的實踐工作中——这就是金屬学由理論走向实践，从試驗室到工厂的一般途徑。在这种辯証过程中，理論的作用在于正确地引导實踐工作，而它最終的目的却是在創造新合金的實踐中获得体现。

X射綫結構分析在金屬学中起着很大的作用，它不仅是理論研究的方法，同时也是实际檢驗各种理論推測甚至生产过程的一种手段。用X射綫結構分析方法在金屬物理和金屬学方面所得到的数据，提供了我們一系列关于在不

同实践活动中所采用的物質的結構資料。这些資料涉及到金屬、合金及其多种多样的化合物的晶格类型、晶格常数、原子半徑、金屬的精細結構、合金的相成分等。同时X射綫結構分析也是研究合金在不同条件下产生的复杂的物理-化学变化或热力学变化的工具。上述資料也涉及到晶格畸变、电子密度分布（决定晶体中的原子間結合力）、性能和結構的各相异性、时效初期相形成的机构，以及一系列其他对于金屬学有重要意义的数据。最后，在再結晶、第一类应力和結構方面，X射綫結構分析也可做为各种生产过程中灵敏性和准确性極高的檢驗方法。

金屬学和金屬物理解决了冶金学上一系列理論和技术問題。現在我們掌握了大量有关金屬和合金的資料、有关影响其性能因素的資料及两种或多种金屬在液体和固体状态下相結構相互比例的資料（溶解度圖）。然而設計人員的要求是如此复杂和多样，金屬学家的面前經常出現新的問題。解决这些問題中又会产生新的、同样重要的問題。正是在这样解决一些問題而又出現一些問題无穷的过程中，体现出恩格斯的偉大的自然辯証法則。

創造高耐热性能合金的任务是現代金屬学和金屬物理范疇內多种研究的对象。当現代航空轉入超音速的时候，要求提高各种航空材料的耐热性，首先是制造發動机的材料。对于航空材料学說来，研究能强化耐热合金的因素就具有特殊的意义。多种研究結果表明，决定合金結構（精細結構）和晶体中原子間結合力的晶格畸变就屬於此种因素。X射綫結構分析对金屬学的帮助極大，解决了一系列对金屬学的形成和發展都具有重大影响的問題。在結構金屬学上（如果可以这样說）的大部分問題，近年来已由苏联的学者們成功地解决了。

晶格畸变的实質是由于种种原因引起金屬或合金內晶体的离子格子不完善而致。不完善現象有两种类型：第二类和第三类畸变（第一类畸变因素实际对金屬性能沒有影响，这里略

而不談），第二类畸变是指部分晶体而言（嵌鑲塊），而第三类畸变是对單独的晶格結点而言（原子或离子）。

任何大小的一个單晶体，实际上只有在概括的条件意义下才是一个共同的系統。它們像一幅用兒童积木組成的圖案，或者像不同颜色的小球——嵌鑲塊組成的圖案。晶体的每一个此种細小部分（嵌鑲塊結構）相互間扭轉了一个不大的角度（几分）。这样的角度足以使X射綫不能用整个的晶体来漫射，而用每一个嵌鑲塊来單独地散射。因此每一个單独的嵌鑲塊有时称做X射綫散射的相干区域。多量嵌鑲塊的总和有时叫做精細結晶結構或亞結構。每一个嵌鑲塊与相邻者大小不同，或形状也不同，因此每当談到金屬的精細結構时，系指單独嵌鑲塊的平均統計尺寸，即表示参与X射綫衍射的晶体体积的平均尺寸。这样，理想的晶体和实际的晶体（即嵌鑲塊晶体）可用圖1的示意圖来表示。在晶体碎化为嵌鑲塊的过程中，由于單独嵌鑲塊相互的作用或其他原因（如方向性扩散），經常产生或大或小的彈性应力。應該指出，在單独嵌鑲塊內的应力（第二类应力）是无次序的，因为其含量一般都等于零。淬化为嵌鑲塊的晶体及第二类应力的总和用“第二类畸变”的概念来表示。

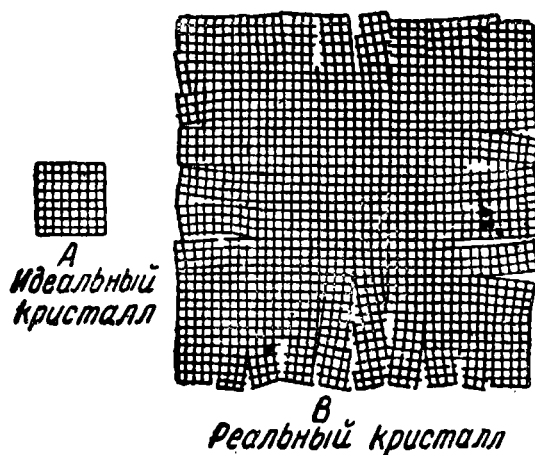


圖1 理想晶体和实际晶体的晶格

第二类畸变是根据X射綫衍射綫的寬度进

行研究，从理論上得出的綫条的寬度关系如下：

$$\beta_D = \frac{\lambda}{D \cos \theta}$$

$$\beta_{\sigma II} = 4\sigma \operatorname{tg} \theta$$

式中：

λ = X 射綫的波長；

D = 嵌鑲塊的綫型尺寸；

σ = 晶格常数的相对改变 ($\sigma = \frac{\Delta a}{a}$)；

θ = 掠射角；

β = 衍射綫的加寬。

利用綫条加寬与掠射角 θ 或者与波長之間不同的关系，可以将此两种效应单独区分出来，并分別計算出 D 及 σ_{II} 。

上述公式詳細的引証，以及演算至获得 D 及 σ_{II} 值，是一項非常复杂的数学过程，因此不可能在本文中講述。

金屬中的第二类畸变在以下各种不同的情况下产生：冷塑性变形、相变、时效等。例如，鋼淬火时，由于面心晶格重排为体心晶格，及体心晶格中进入的炭較普通条件下多得多，故馬丁体的晶格發生極大的畸变。这时同样产生晶体碎化为嵌鑲塊的現象。在庫久莫夫和雷沙克的著作〔1〕中已确定，这里第二类应力值达到 ≈ 160 公斤/公厘²，而 $D \approx 1.5 \sim 2 \cdot 10^{-6}$ 公分。毫无疑问，精細結晶結構的此种改变与淬火鋼的高硬度和低冲击韌性有着直接的关系。同一工作中研究了回火时的第二类畸变。确定出当第二类应力随着回火溫度的升高向逐渐降低时，在 $\sim 350^\circ$ 以下嵌鑲塊的大小实际不变（圖2）。可能消除第二类应力的过程对回火时鋼的塑性增高有影响。特別有趣的是当鋼的嵌鑲塊劇烈增大时，具有所謂的第一类回火脆性。这是因为正巧在此溫度区域内，六方晶系的低温炭化物重新排列为斜方晶系的高温炭化物 Fe_3C 〔2〕。可能，当炭化物和基体共格性受到破坏时（晶格重新排列时）鋼的冲击韌性降低。在任何情况下淬火和回火时，由于精細結構改

变而引起鋼中性能的改变是完全可以肯定的。究竟第二类畸变中那一个因素对金屬强度的影响較大，尚难肯定。这是决定于金屬的本身性能及其弹性等因素。然而大多数作者們認為，两种因素都有影响。

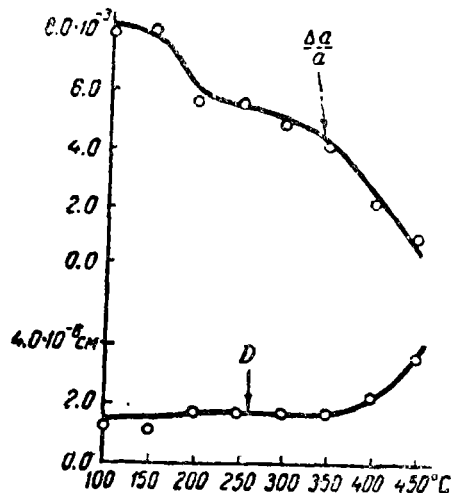


圖2 嵌鑲塊大小及晶格畸变 $\frac{\Delta a}{a}$ 与鋼回火溫度的关系 (Г. В. 庫久莫夫, Л. И. 雷沙克)

为了研究相变过程中，精細結晶結構对合金性能的影响，我們在 Я. С. 烏曼斯基的领导下研究了含鉻7.9%的无炭鉄合金。大家知道，Fe—Cr 系的状态圖具有封閉的 γ —相区（圖3）。合金迅速的冷却时，由于 γ 和 2 相單位体积的改变（所謂的相硬化），产生極大的第二类应力，并使淬火合金的硬度增高。因此我們为該合金所选择的热处理为普通水中淬火及高周波加热水中淬火。結果得到了表中的数据，証明第二类畸变对于鉄鉻合金硬度的影响。这时明确，高周波加热淬火可以获得特別瀾散的结构，如果考虑到金屬在这样高的速度下加热和淬火时（ $500^\circ/\text{秒}$ ）， γ —相的凝聚来不及进行，則上述現象是完全可以理解的。表中的数据表明，在35% 范围内变动的硬度基本上决定于嵌鑲塊結構的大小，而較小程度上决定于第二类应力。这项研究和許多其他研究共同証实了这样的推論，即高周波加热淬火后性能之所以增高决定于極細小的嵌鑲塊結構，以及淬火时增

大的第二类应力。

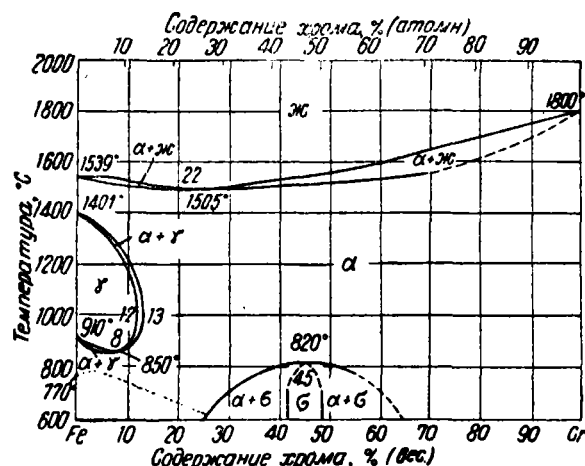


圖3 鐵-碳平衡圖 [B. E. 沃洛維克]

淬火規範	$D \cdot 10^{-6}$ 公分	σ_{II} 公斤/公厘 ²	H_V
普通淬火	5.4	30	358
$V=500^\circ/\text{秒}$ $t=900^\circ$	2.8	42	480
$V=500^\circ/\text{秒}$ $t=1230^\circ$	5.1	37	402

研究高周波加熱淬火時的第二類應力，已用於選擇特殊鋼的淬火規範。

過飽和固溶體相分解時產生的第二類畸變，主要是在〔4、5〕等工作中曾加以研究。然而毫無疑問，許多耐熱合金的彌散硬化時也伴隨著精細結晶結構的改變。現代耐熱性理論不僅在於尋找具有最高原子結合力（即高特性溫度、高激活能）的合金系統，同時也在於使合金得到一定的結構。阻止基體滑移的析出物（強化相）類似於砂粒對於兩個滑動表面的作用，大多數金屬學家認為這是耐熱性的必須條件〔6、7〕。這些析出物應該是高度彌散的，以便對高溫下滑移過程產生足夠的影響。除此之外，析出相的凝聚應極小，也即是應具有高的激活能。如果析出的強化相，與基體具有共格性，並且在足夠高的溫度下還可以保持這個共格性，則可以造成特別大的效應。這就要求強化相與基體具有相同的結晶結構，並具有可能最接近的晶格常數。例如，在ЭИ-437型合金內的 Ni_3Al 、 Ti ……）就是這樣的相，它在鎳

基的固溶體的基體相內析出〔8〕。上述合金中兩個相結構和晶格常數的比例，可以很好地滿足這個要求。

根據我們在六所X射線結構分析組內所得到的數據，某種ЭИ-437型合金的固溶體晶格常數為3.556KX，而其強化相 $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ 的晶格常數為3.586KX，即是說相同結構的兩個相（面心立方）的差別為0.03KX。具有更高耐熱性的另一種同型合金內兩相晶格常數的差別僅0.01KX，這就很好地證明了結構和強化相與固溶體大小比例對合金耐熱性的影響。

因此我們可以看出，耐熱合金的結構很複雜，在極大程度上決定了這些材料的耐熱性，即高溫下蠕變性的尺度。研究這些材料的精細結晶結構和它在加熱和不同持續時間的改變，是試制耐熱合金中一個迫切的問題，解決這個問題是X射線結構分析的重要任務。

上面已指出，耐熱性不僅決定於合金的結構特性和相成分。對合金強化起重大作用，有時甚至起決定作用的是單獨相晶格結點的原子間結合力，因此近年來對研究原子間結合力及其在熔合和熱處理中的改變給予了極大的重視〔9、10、11、12〕。晶格原子間結合力大小可用它的特性溫度 θ 來表示，這個關係是德拜首先用於固體比熱理論中，它決定於下式：

$$\theta = \frac{h\nu_m}{K}$$

式中： h ——普朗克常數

K ——波爾茨曼常數

ν_m ——晶格結點振動的最大頻率。

如果第一級近似地認為結點振動是一個諧振過程，其中

$$F = -fx$$

F ——使晶格結點回復到平衡狀態所需的力

x ——與平衡狀態之間的偏移

f ——結合力系數

這時可以得出〔13〕

$$2\pi\nu_{\max} = \sqrt{f/m}, \quad m \text{——振動結點的質量。}$$

由此得出

$$f = 4\pi^2 V_m^2 m$$

将德拜条件 V_m 值代入, 最后得出

$$f = \frac{4\pi^2 K^2}{h^2} m \theta^2$$

上式表明晶格原子間結合合力及其特性溫度之間的關係。大家知道, 特性溫度包括在強度約溫度因數 e^{-m} 中, 對立方晶格晶體溫度因數的計算方法業已制就 [14]。因此, 研究金屬和合金晶格內的原子間結合合力, 即在於研究一定拍照條件下所獲得 X 射綫衍射綫的強度。

鑒於特性溫度的計算和照像方法都較複雜和專門, 故將在專門的文章內講述。

在近十年來, 由於積極尋找高耐熱性合金的結果, 上述研究方向得了特別大的發展。曾經研究了加入不同添加劑, 經過不同處理的大量合金 [15, 16, 17], 結果就在理論和實踐方面獲得了許許多多有趣的數據。

業已明確, 不但合金成分, 而且熱處理也對原子間結合合力有影響。這些影響可能是有利的, 也可能是有害的。

基本上可以舉出兩種已從特性溫度觀點詳細研究過的金屬, 即鎳和鐵為例 (圖4, 5)。

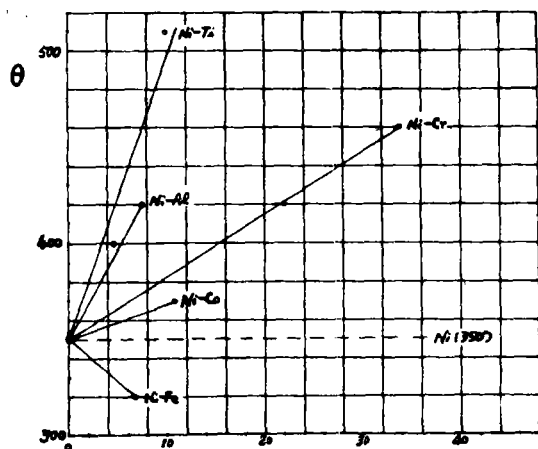


圖4 合金元素對鎳的特性溫度 θ 的影響
(Г. Б. 庫久莫夫, Н. Т. 特拉文) 及 (Б. М. 羅紋斯基, Г. М. 羅維斯基, А. И. 薩莫依洛夫)

從以上圖解可以看出, Ti、Cr、Al 可以提高鎳的特性溫度, Mn、Nb、Mo、Co 可以

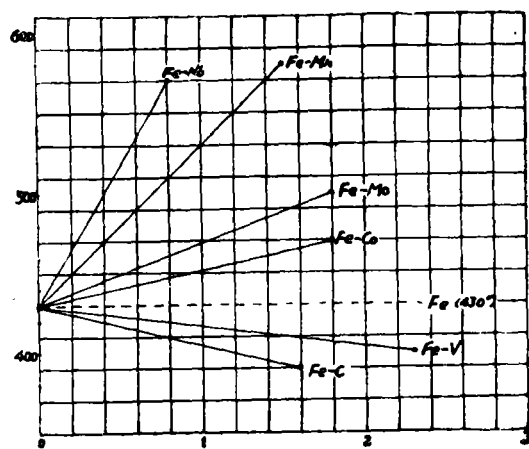


圖5 合金元素對鐵的特性溫度 θ 的影響
(Б. А. 依林娜, Б. К. 克莉茨卡亞) 及 (Г. Б. 庫久莫夫, Б. К. 克莉茨卡亞, Н. М. 羅金)

提高鐵的特性溫度; V 和 C 降低鐵的特性溫度, 而鐵降低鎳的特性溫度。這時在所研究的合金中鎳的特性溫度最大的改變是 54.3%, 而鐵的特性溫度最大的改變是 48.8%。

由於原子間結合合力這樣劇烈地改變, 將這些數據與該合金機械性能數據對比, 以及將理論計算和實際性能聯繫起來是具有很大意義的。我們曾試圖用鎳基合金做這樣的 research, 在工作 [18] 中也試圖用鐵基合金做這樣的 research。然而由於我們是以硬度做為強度指標, 它對結構敏感的因素, 故我們只能得到相對硬度和它與溫度改變的關係。關於合金硬度與特性溫度有關的假設得到很好的証實 (圖6)。這是特性溫度 (即原子間結合合力) 對金屬耐熱性 (即高溫強度) 有影響的直接証明。上述研究中最重要實踐結論之一, 就是鐵對鎳基耐熱合金的耐熱性有不良影響。

[18] 中進行研究的方向稍有不同。曾試圖將特性溫度與某些鐵基合金經過不同溫度回火後的彈性模數對比。這時發現兩者的改變特性極為符合 (圖7)。雖然在一定回火溫度區域內特性溫度增大現象的本身尚未完全明了 (推論為晶格內原子重新排列, 引起短程有序的增加, 即所謂的 K—狀態), 但是在實踐中我們最感興趣的, 即特性溫度與強度之間的關係又獲得一

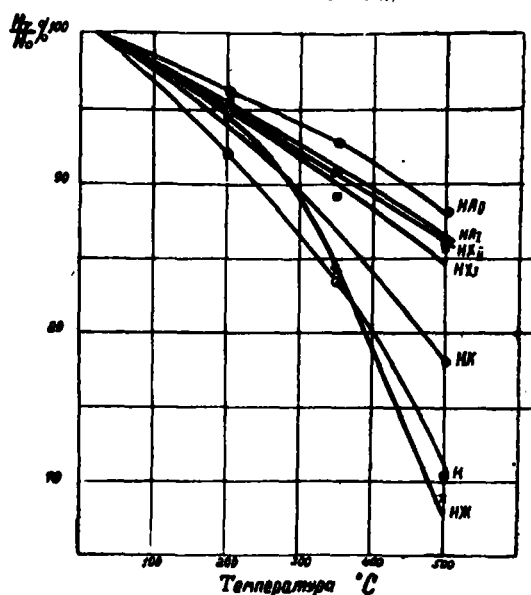


圖6 相对硬度 $\frac{H_T}{H_0}$ 与合金温度的关系

(Б. М. 罗紋斯基, Г. М. 罗維斯金, А. И. 薩莫依洛夫)

HAl—5.9%鋁原子, 余量鎳;
HAlI—12.4%鋁原子, 余量鎳;
HXI—10.5%鉻原子, 余量鎳;
HXII—24.0%鉻原子, 余量鎳;
HK—10.4%鈷原子, 余量鎳;
HKI—6.7%鐵原子, 余量鎳;
H—純鎳。

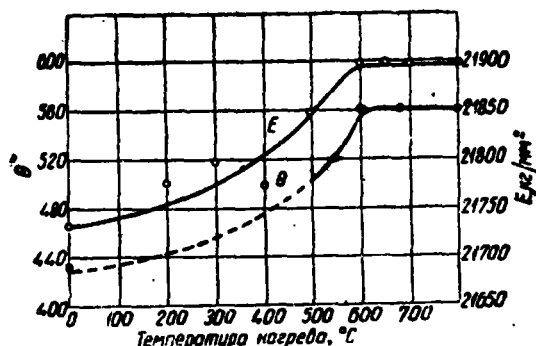


圖7 Fe+8%Cr合金特性溫度 θ 及彈性模數 E 与回火温度的关系。

(Б. А. 依林娜, Б. К. 克莉茨卡婭, Г. В. 庫久莫夫, Ю. А. 阿辛朴揚, Т. И. 斯吉爾瓦茨卡婭)

次光輝的証實。因此, 上述方向研究的結果表明, 有必要再去研究耐热合金的原子間結合力, 以寻求最合适的合金添加剂的成分和处理规范。在这一方面高温机械性能試驗和高温照

像具有特殊的意义, 我們首先采用了这样的尝试。虽然, 这里最高温度仅限于 500° , 然而在这个不大的加热区内金属某些温度性能关系式对于耐热性的研究也极为重要。耐热性表示金属在高温下的强度, 因此, 在高温状态下研究金属所获得之数据, 较室温下获得者有价值得多。金属的室温性能不可以机械地搬到高温区域, 因为其温度关系式可能截然不同。例如, 尼木镍克型耐热合金在室温下的硬度接近于回火钢, 但是在 700° 温度下炭素钢的硬度实际已全部丧失, 而耐热合金这时仍旧有足够的硬度。

在合金中除去特性温度外, 还可以测定第三类畸变。这种畸变或者是冷塑性变形过程的产物, 或者是熔合过程的产物, 它的特点是较稳定的离开晶格结点的平衡位置。如果此种或彼种外力使原子离开平衡状态, 并且该原子在热振动过程中不能回复到原始位置, 这时我们称之为静畸变。这样, 晶体即为一个振动原子系统, 部分原子偏离平衡状态(圖8)。原子的连续热振动与晶体的强度有关, 即与特性温度有关。晶格强度愈大, 则此种热振动愈小。这种振动叫做“第三类动畸变”(u_d)。而原子对理想位置的偏移叫做“第三类静畸变”(u_{cm})。这两种畸变有时统称之为“第三类畸变”。

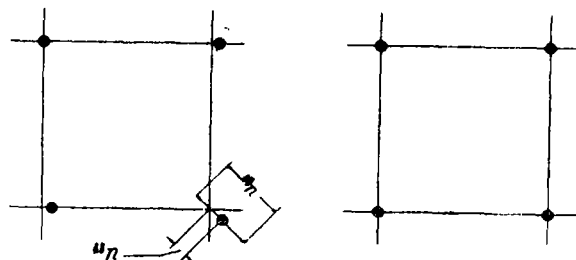


圖8 在晶体理想基本晶胞(A)和实际基本晶胞(B)中原子的位置

静畸变显然不会改变晶格内原子相互作用的力场, 虽然曾经指出当产生静畸变时, 电子密度会发生重新分布[19]。可是静畸变可以从金属结构方向给予强度极大的影响, 对滑移过程发生阻止作用, 像弥散硬化时析出的第二相一样。由此可见, 在一定限度以内, 静畸变在

合金內的增長是有利的〔20〕。

然而也应指出，靜畸变的說來是提高金屬強度，但在一定条件下却是斷裂的根源。如果靜畸变在金屬晶格中引起極大的应力（这是極可能的），則在外部載荷条件下，靜畸变的起伏可能引起裂紋，同时成为金屬脆性斷裂的原因。

工作〔21〕中研究了馬丁体脆性斷裂过程。业已明确，当馬丁体内含炭量增加时，斷裂強度劇烈降低（圖9）。从另一方向看来，已知进入 α -鉄晶格的炭会引起極大的靜畸变〔11〕，而且靜畸变随着含炭量加大而增加〔22〕（圖10）比較圖9和10看出，或許在金屬的脆性斷裂中，靜畸变起着一定的作用。

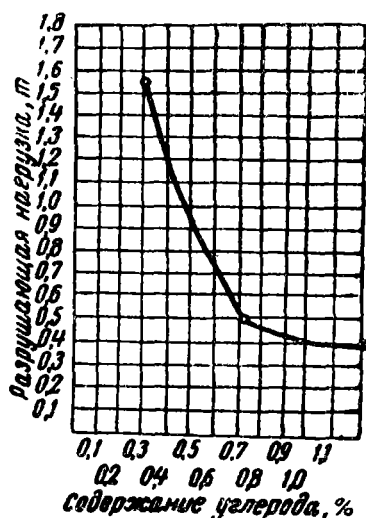


圖9 馬丁体脆性強度與鋼中含炭量的关系
〔С. З. 巴克什頓, С. Т. 格什金〕

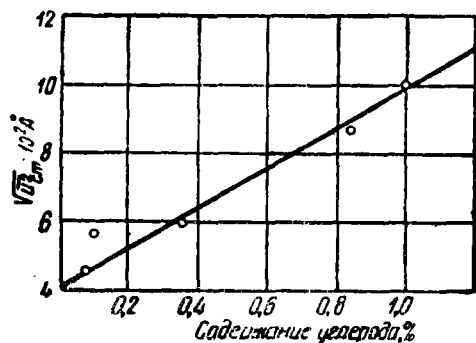


圖10 晶格靜畸变與鋼中含炭量的关系
〔Г. Б. 庫久莫夫, В. К. 克莉茨卡婭, Н. М. 羅金〕

在弥散硬化过程中，晶格靜畸变具有特殊的作用，这时靜畸变集中在析出相和基体結合的局部区域内，在金屬內造成应力特別高的部分。由于析出相的体积以及两相綫膨脹系数不一样，此应力可能改变，耐热合金在高温区域内工作时此种現象产生。到目前为止，耐热合金时效过程的动力学还研究得不够，还需要繼續詳細研究。但是許多用鋁青銅、鋁銅合金等进行的研究，提供了有关弥散硬化特性的共通概念。第二相的产生一般有两种途徑：或者是立刻形成具有自己晶格結構和晶格常数的第二相（高温时效），或者是首先形成中間相，然后再重新排列为稳定状态（低温时效或自然时效）。有时在低温时效时，結構不清楚，实际仅是熔解組元原子的堆积〔23、24〕——特殊的“超結構”，即溶剂和溶解物質的原子層按一定的次序的交錯。根据Ю. А. 巴格良茨基的意見，在时效的这一阶段內Cn—Al合金的強化，是由于时效合金中原子重新排列产生晶格畸变而引起的。

低温时效的特点之一是析出第二相*时，与基体固溶体是共格結合在一起，有时甚至保持着基体固溶体的結構〔7〕。这里的共格結合可能是合金体系趋近于最小的自由能量而引起，因为在沒有扩散的条件下（温度不够高）沒有表面因素的作用。高温时效时，原子活动性（扩散）很高，因此有可能立刻形成稳定的析出相。这里一般沒有析出相和固溶体的共格結合，因为在高温下两相分界面上所产生的应力引起成長的第二相与基体脫离的速度比低温时效大。这点是与高温下彈性極限的降低有关。

从材料的強化观点看来，我們較感兴趣的是低温时效，因为高温时效一般会引起材料的強度降低。对于鋼經常有此种特性。鋼的低温时效（ $\sim 200^\circ$ ）会促使形成与基体共格結合的六方炭化物 Fe_4C 〔2〕，这样使鋼得到最高的

● 严格說来，时效初期析出的“相”这一个術語，仅是一种条件的称呼，因为它不能用相这个字的正确含义来表达。

强度，而提高回火温度至500~600°时，渗炭体全部孤立为单独相，故钢的强度逐渐降低。

低温回火时开始的第二相的析出使单独的原子孤立，这样就在固溶体晶格内引起极大的应力，以致产生显微裂纹。在这一方面铍青铜时效的研究工作〔27、28〕具有极大的兴趣。根据A. M. 叶里斯塔多夫的意见，铍青铜中第二相析出时，晶格畸变发展而形成的极细裂纹引起两度扩散效应。同时还可以观察到时效固溶体碎化为嵌镶块，自然，也有第二类畸变的發展，可能它是该种情况下出现显微裂纹的原因。

合金时效中所發生的上述过程表明参与合金强化各种现象的复杂性和矛盾性，同时也表明必须进一步地加以研究。

有关耐热合金弥散硬化机构的数据，还不足以提供关于其时效动力学不同的概念，但是某些数据已经说明，实践中所采用的耐热合金的时效是一项强化因素，可能是按照低温回火的方式进行〔8〕。由于耐热合金在高温条件下工作，材料对变形的抵抗减弱，故晶格畸变对材料强化和弱化的矛盾作用就表现得突出。

不错，如果耐热合金在高于弥散硬化的温度下工作，则相分界面上应力的增长不仅是由于析出相体积的增大，同时也是由于共格结合相热膨胀系数不同而致。自然，这一个因素发生作用是在较低温度方面，即当合金在比弥散硬化温度低的情况下工作的时候。但是如果在此种情况下，温度的改变是朝向材料抗变形强度增加和原子扩散运动减少方面，则合金在高温区域工作时，上述影响移向相反的方面：金属的抗变形强度降低，而原子扩散运动性增加。

上述应力可以测定，虽然仅是粗略地和定性地。假定两个相在析出时相分界面上的晶格常数(α_0)是相同的，此外还认为两个相的弹性等，不随着温度的增加而改变，即 $E_1 = E_2 = \text{常数}$ ，则所采用物体的线膨胀近似公式为：

$$\alpha = \alpha_0(1 + 2t)$$

两相在自由的（未结合的）状态下的伸长

为：

$$d_{a1} = \alpha_0 \alpha dt$$

$$d_{a2} = \alpha_0 \beta dt$$

α 、 β ——两相的线膨胀系数。

当共格结合时，两相共同伸长到一定的值 at ，这时一相处于压缩状态，而另一相处于拉伸状态。结果两相的晶格常数均为：

$$\delta = \frac{d_{a1} - d_{a2}}{2\alpha_0}$$

此值是每一个相弹性应力的尺度。

$$\sigma = \delta E = \frac{d_{a1} - d_{a2}}{2\alpha_0} E = \frac{\alpha - \beta}{2} E dt$$

如果假设 $E \approx 2.10^4$ ， $dt \approx 10^2$ ， $(\alpha - \beta) \approx 1.10^{-5}$ ，则在两相分界面上的断裂应力可达到 ~ 10 公斤/公厘²。考虑到外加载荷及析出相时，分界面上的应力，可以认为金属内部的这些应力对高温下金属断裂具有决定性的意义。

所以应该指出，强化相不仅要具有与固溶体结构相近似的常数和结构，同时在合金工作温度区域内还应具有相近似的线膨胀系数。在尼木镍克（ЭН-437）型的合金内，采用改变强化相 $U_{i3}(Al, Ti \dots)$ 成分来达到这个要求，线膨胀系数也随着合金中 Al ($\alpha = 23, 8 \cdot 10^{-6}$) 及 Ti ($\alpha = 7.14 \cdot 10^{-6}$) 含量不同而大大改变〔29〕。

根据以上所说还应指出，ЭН-437 合金在 700° 具有良好的性能，而加热至 800~850° 时，即使在极微小的外加载荷下，也会出现形成由金属表面至纵深断裂的倾向（例如，当喷气发动机工作时，在离心力作用下涡轮叶片产生断裂）。也许，集中于合金晶格内部的应力也对这种情况下产生的断裂有影响。

鉴于上述的原因，研究相分解各阶段中弥散硬化过程仍是理论和实践金属学中耐热合金方面最重要的任务之一。正确的选择合金组分，考虑到弥散硬化析出相和基体的结构、晶格常数和性能，以及寻求提高合金中各相晶格强度的途径——可以大大提高已有的合金的耐热性。

最后还应指出，由于耐热合金的粗晶粒关

系, 研究耐热合金 (特别是采用 X 射线结构分析方法) 具有特殊的困难。因此甚至采用金属 X 射线结构分析中有效的粉末法, 在一系列情况下也得不到希望的结果。特别是采用发生拍照衍射现象的时候。使用专门的脉冲记录式 X 射线结构分析和 (УРС-50-И) 可以大大地扩展上述方法研究耐热合金的可能性。所以不能够把耐热合金的 X 射线研究问题看为与该研究所用方法和设备无关。正确地选择 X 射线结构分析的方法及最新设备, 和其他的研究工作范畴中一样, 不仅可以节约时间和研究者的精力, 同时也可以物质结构及其性能的认识方面开辟一条新的、更广阔的道路。

作者衷心地感谢李繼堯教授及張国煥同志, 他們参与了手稿的討論并提出了一系列宝贵的意見。

(郝应其譯)

参考文献

- [1] Г. В. Курдюмов, Л. И. Лысак. Ж. Т. Ф. №9. 1947 г.
- [2] Ю. А. Скаков, И. Н. Черникова А. В. Шаршаткина А. А. Н. 1958. 118. №2
- [3] Л. С. Мороз "Тонкая структура и прочность стали." Металлургиздат. 1957.
- [4] Л. И. Лысак, Л. Г. Хандрос. Вопросы физики металлов и металловедения А Н. СССР. №4. 1953 г.
- [5] Г. В. Курдюмов, В. К. Крицкая, В. А. Ильина, Л. И. Лысак "Известия А Н. СССР." Серия физ. Т. XVII, №3. 1953 г.
- [6] А. А. Бочвар. Металловедение, 1956 г.
- [7] Я. С. Уманский, Б. Н. Финкельштейн, М. Е. Блантер., Н. С. Фастов, С. С. Горелик, С. Т. Кишкин, Физическое металловедение. 1955.
- [8] Ф. Ф. Химушин, Е. Ф. Трусова, М. И. Гаврилюк.
- [9] В. А. Ильина, В. К. Крицкая, Г. В. Курдюмов,

- проблемы физики металлов и металловедения. 1951. №2. ЦНИИЧМ.
- [10] В. К. Крицкая, Г. В. Курдюмов, Т. И. Стеллецкая Д. А. Н. 1954.
- [11] Г. В. Курдюмов, В. К. Крицкая Н. М. Нодия Проблемы металлургии А. Н. СССР. 1953.
- [12] В. А. Ильина, В. К. Крицкая Проблемы физики металлов и металловедения №4 1955 г. ЦНИИЧМ
- [13] Х. А. Путилов. Курс физики. Т. 1. 1954 г.
- [14] Р. Джеймс. Оптические принципы дифракции рентгеновских лучей. 1950 г.
- [15] Г. В. Курдюмов, Н. Т. Травина Проблемы физики металлов и металловедения №4 1955 г. ЦНИИЧМ.
- [16] В. А. Ильина, В. К. Крицкая Проблемы физики металлов и металловедения №4. 1955 г. ЦНИИЧМ
- [17] Я. С. Уманский Д. М. Златоустовский металловедение и обработка металлов №3. 1958 г.
- [18] В. А. Ильина, В. К. Крицкая Г. В. Курдюмов, Ю. А. Осеньян Т. И. Стеллецкая проблемы физики металлов и металловедения №5. 1958 г. ЦНИИЧМ.
- [19] Б. М. Ровинский Ж. Т. Ф. №1. 1952 г.
- [20] В. А. Ильина, Э. З. Каминский В. К. Крицкая, Р. И. Энтин Проблемы физики металлов и металловедения №3. 1952 г. ЦНИИЧМ
- [21] С. З. Бахштейн, С. Т. Кишкин Д. А. Н. 53. 1947.
- [22] В. А. Ильина, В. К. Крицкая Г. В. Курдюмов. Проблемы физики металлов и металловедения №3. 1952. ЦНИИЧМ.
- [23] М. И. Захаров Д. А. Н. 70. 1955 г. 55.
- [24] Ю. А. Багарицкий Д. А. Н. 77. 45. 1951 г. 77, 261. 1951 г.
- [25] Ю. А. Багарицкий. Ж. Т. Ф. 20. 1950 г.
- [26] А. П. Гуляев металловедение. 1951 г.
- [27] А. М. Егистратов известия. АН. Серия. физ. 15. 1951 г.
- [28] С. Д. Финкельштейн Т. Ю. Голодштейн Д. А. Н. 88, 669, 1953 г.
- [29] В. Г. Лифшиц физические свойства металлов II сплавов. 1956 г.

塑性变形对 ЭИ437 合金耐热性能的影响

发动机上的各组合件工作的可靠性和持久性, 在很大程度上取决于零件在制造或使用过程中所产生的塑性变形。

机械加工时, 通常要产生加工硬化, 其特点是具有一定的深度及残余应力, 同时并改变

零件表层的物理机械性能。

表 1 系 ЭИ 437 合金在各种加工规范下, 产生的加工硬化的特点。

研究结果证明, 加工硬化显著地降低 ЭИ 437 合金的高温持久强度和疲劳强度。