

[苏] A. C. 季霍诺夫·著



金属与合金的超塑性效应

科学出版社

75.213
354

金属与合金的超塑性效应

〔苏〕A. C. 季霍诺夫 著

刘春林 译

蔡安源 校

科学出版社

1979.8 736

内 容 简 介

本书从金属材料变形能力的物理-化学理论角度研究了金属与合金超塑性效应的理论与实际应用的问题。

书中总结了利用各种不同的物理方法对超塑性现象进行实验研究的结果。探讨了各种有前途的实现超塑性效应的途径。分析了超塑性材料的优缺点以及业已提出来的加工此类材料的一些方法。

本书可供广大的冶金与机械制造业工程技术人员以及金属学、压力加工、金属物理等领域的专业工作者阅读。

А. С. ТИХОНОВ

ЭФФЕКТ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

ИЗДАТЕЛЬСТВО «НАУКА», МОСКВА, 1978

金属与合金的超塑性效应

〔苏〕А. С. 季霍诺夫 著

刘春林 译

蔡安源 校

责任编辑 陈德义

科学出版社出版

北京朝阳门内大街 137 号

中国科学院印刷厂印刷

新华书店北京发行所发行 各地新华书店经售

*

1983 年 4 月第 一 版 开本：287×1092 1/32

1983 年 4 月第一次印刷 印张：5 1/8

印数：0001—5,600 字数：111,000

统一书号：15031·482

本社书号：3008·15-2

定价：0.82 元

序

现代科学技术的发展,要求创造出具有优异的机械性能、特殊性能和工艺性能的金属材料。战后年代发展高强度和热强结构材料的经验表明,材料的使用性能越优异,通常就越难对它进行压力加工、铸造、焊接和切削等。因此,各种不同的金属材料(纯金属、多相合金和粉末冶金材料)的超塑性状态这一现象,为从根本上解决有锭冶金、粉末冶金和机器制造业中一系列最重要的工艺课题开辟了广阔的前景。这也就是工程技术人员和科学工作者在材料学发展的现阶段高度重视超塑性现象的原因。但是,尽管这一现象本身在本世纪30~40年代即已被皮尔逊(C. E. Pearson)和鲍奇瓦尔(A. A. Бочвар)所发现并首先研究过,对于它的详细研究和它在技术中的广泛应用,却只是在最近十年来才开始的。

本书作者对这一课题进行科学研究的基础,是对以高度过饱和晶格缺陷为特征的具有弥散碎块结构的金属合金,根据其各相的物理-化学相互作用和应力状态的特点,从组织与热力学方面分析此类合金塑性变形时变形强化与恢复过程的动力学平衡条件。

本书由三个主要部分组成。第一部分总结各种金属材料的超塑性效应的早期实验研究的结果,并引述这一领域里新的研究资料。

第二部分研究超塑性效应的一些最迫切的理论问题。在这一部分对以前提出的有关这一现象的各种假说进行了有评论的分析;从金属材料变形能力的物理-化学理论出发,讨论

了在各种不同类型转变时控制超塑性效应的塑性变形机理；对一系列主要的超塑性理论问题给出了解答。

本书的第三部分讨论了在金属材料各种加工过程中实际利用超塑性效应的一些最有前途的方向。除了利用这种现象的现有方法(主要是金属的压力加工方法)外，也从原理上探讨了新的实际利用超塑性的途径。

教授、技术科学博士

М. X. 绍尔绍罗夫 (Шоршоров)

引 言

采用超塑性金属材料，是提高不同的技术领域里各种加工过程效能的一个有前途的途径。超塑性现象无论从科学和实用的观点看都是重要的，这导致在苏联和其它国家对这一现象展开了最广泛的实验与理论研究；如今在计有百余种合金中观察到了高塑性的效应。对这些材料的超塑性效应通常循着两个主要的方向进行研究：一类工作是研究这一令人最感兴趣的现象的机理，另一类工作的主要目的是探求这一现象的实际应用途径。

但是，尽管在理论和实验上对超塑性效应进行了相当广泛的研究，当前有关这一现象的本质和动力以及关于它的实际应用途径都没有统一的见解。在《金属中的超细晶粒》^[1]一书中，以及格拉勃斯基^[2]和凯贝舍夫^[3]的专著里都未充分讨论这些问题。然而，由于金属与合金变形能力物理-化学理论的发展，现在已经能够对有关超塑性的一些最迫切和最重要的理论与实际问题作出一系列的总结。

本书的主要目的是总结对超塑性现象本质的实验研究成果，并讨论这一问题的现状和对一系列的超塑性理论课题提出解答，此外还从原理上探讨了这一现象在各种金属加工过程中新的实际利用途径。

对不同作者的著作中已有的实验与理论研究结果所作的分析表明，当前在金属材料超塑性的领域里，有相当多的根本性问题尚未解决。其中，对超塑性多晶体组织特点的研究就不充分；对有关此类材料变形强化与恢复过程的强烈程度，以

及材料显现超塑性时原子扩散迁移率的问题，尚无一致的意见；就应力状态对于超塑性现象主要参数和超塑性集晶结合体破坏特性的影响，也未进行过系统的分析。还应该指出，关于这一效应的主要原因和动力，以及在不同类型的系统中显现超塑性时的传质机理，当前也没有统一的意见。除此之外，现有的在实际中应用超塑性效应的方法，还仅局限于现代金属加工的一个相当窄的领域里，即局限于对于这类材料的压力加工。

这样便决定了本书下列的主要研究方向：

1) 研究超塑性多晶体的组织特点，即研究超塑性效应与相间(晶间)表面幅度的相互联系，以及显现超塑性效应时组织的形成和晶格缺陷的密度；

2) 研究超塑性材料变形与破坏过程的表征性特点；

3) 确定在各种类型的相变下显现超塑性效应的主要规律；

4) 对超塑性现象的原因与动力作出理论的总结，以及解决显现超塑性时传质机理的问题；

5) 有评价地分析现有的为了实际目的利用超塑性效应的方法和超塑性材料的优缺点；

6) 考虑超塑性效应的组织特点、性能特点和显现条件，探讨在各种金属加工过程中利用超塑性效应的新途径。

这就是本书致力要解决的问题。

目 录

序	iii
引言	v
第一章 关于金属与合金超塑性的实验资料	1
§ 1. 前期研究结果的综述	1
§ 2. 超塑性材料中的空穴浓度与位错密度	8
§ 3. 织构的形成	13
§ 4. 外电子发射	16
§ 5. 应力状态方案的影响, 超塑性材料的破坏	19
§ 6. 内耗	24
§ 7. 超塑性材料的变形强化与恢复	28
§ 8. 关于超塑性金属与合金的激活状态	38
第二章 超塑性现象的理论问题	47
§ 1. 关于超塑性本性的理论资料综述	47
§ 2. 超塑性均匀变形的原因	61
§ 3. 应力状态方案的影响, 最佳的变形速度	65
§ 4. 超塑性温度的确定	72
§ 5. 组织弥散度的作用; 超塑性所需晶粒尺寸的确定 (“组织” 超塑性)	78
§ 6. 超塑性效应显现时流变应力降低的原因	82
§ 7. 控制超塑性效应的塑性变形机理	85
第三章 超塑性效应的实际利用	95
§ 1. 关于超塑性材料加工与利用的一般状况, 超塑性材料的 优缺点	95
§ 2. 金属材料的固态接合	110

§ 3. 耐磨合金的研制	116
§ 4. 结构钢与合金的强化	118
§ 5. 铸造合金使用性能的提高	128
§ 6. 纤维复合材料的制取	130
§ 7. 超塑性今后的实际利用途径	142
结语	145
参考文献	146

第一章 关于金属与合金超塑性的 实验资料

§1. 前期研究结果的综述

距今五十余年前，就已经发表了关于超细晶粒金属合金或处在固态相变温度附近的金属与合金性状特异的第一批资料^[4-9]。但是只是在 1945 年，才开始对金属与合金在一定条件下塑性指标急剧提高和变形抗力急剧降低的原因进行了认真的科学研究，这一年通过对 Zn-Al 系共析体的研究，苏联研究人员鲍奇瓦尔和斯维捷尔斯卡娅^[10]发现了合金在趋近共析浓度（22 重量% Al）时热硬度指标急剧地降低，并对这一现象做了详细的描述。是他们在技术文献里引进了目前已普遍使用的术语“超塑性”。

目前，这一术语是用在当金属或合金处于一定的组织条件和变形温度-速度条件下，就其本身的物理性质和流变性状来说与非晶态材料相似的时候。这表现在下述这样一些特性标志上：

- 1) 变形抗力特性急剧下降；
- 2) 塑性指标急剧升高；
- 3) 拉伸试验中，试样上不存在变形局部化区域；
- 4) 在超塑性条件下变形时，观察到流变应力 σ 对变形速度 $\dot{\epsilon}$ 的改变有着非常高的敏感性，当 $T = \text{常数}$ 时，这由变形速度关系方程式中的系数 m 来表征：

$$\sigma = k \dot{\epsilon}^m \quad (1)$$

$$m = \frac{\lg(\sigma_1/\sigma_2)}{\lg(\dot{\epsilon}_1/\dot{\epsilon}_2)} \quad (2)$$

式中 $\sigma_{1,2}$ 是 $\dot{\epsilon}_1$ 与 $\dot{\epsilon}_2$ 变形速度下相应的变形抗力指标。对于一般的金属与合金, $m \leq 0.3$; 对于超塑性材料, $m > 0.3$, 而通常等于 $0.5 \sim 0.7$ (在某些情况下, m 值接近于 1)。

总结超塑性领域里各项研究的结果, 可以就超塑性效应的显现提出如下的基本规律。

金属材料的超塑性至少有三种主要的类型, 它们是: 金属与合金在无固态相变情况下由超细晶粒组织所决定的组织超塑性; 固态扩散(多晶)相变温度域内金属与合金的超塑性(此类超塑性, 通常与原有母体晶粒的尺寸关系不大, 它在等温的条件下, 以及在相变温度 T_0 附近热循环的条件下均可观察到); 无扩散(马氏体)转变温度域内金属与合金的异常高塑性。还发表了一些资料是关于在第二类相变时, 即在居里点金属与合金的塑性有异常的提高, 但是由于有关这个问题的资料不够充分, 本书将不讨论这种类型的超塑性。

无论纯金属还是以纯金属为基的合金, 都是显现超塑性的客体。显现此种效应的材料的相当完整的明细表, 早先业已列于专著 [11] 里。现在计有一百五十多种金属材料显现超塑性效应。例如, 对于纯 Pb, Al, Cu, Be, 铸铁, 各种钢和以 Al, Ti, Zn, Fe, Ni 为基的各种合金以及其它材料, 其中包括经热处理的金属材料, 都有了关于它们的超塑性的资料 [12~28 及其它]。

当变形速度(拉伸试验) $\dot{\epsilon}$ 等于 $10^{-4} \sim 10^{-3}$ 秒 $^{-1}$ 时, 金属与合金的组织超塑性通常在 $(0.6 \sim 0.85) T_r$ 的温度区间里观察到。第二类(扩散相变)超塑性的特点是效应显现的温度区间非常窄 ($10 \sim 20$ 度), 其位置与向单相状态转变的温度 T_0 甚为接近; 在这种情况下超塑性温度 T_{sp} 一般等于 $(0.9 \sim$

0.98) T_0 , 变形速度的量级为 10^{-3} 秒 $^{-1}$. 马氏体转变时的异常高塑性, 是在与完成二分之一转变(50 重量%奥氏体和 50 重量%马氏体)相应的温度下观察到的, 在这种情况下, 变形速度一般比前两类超塑性稍高(约为 10^{-2} 秒 $^{-1}$)^[11].

通常在两种组织类型的合金中观察到组织超塑性: 在一种情况下, 组织是机械性能大致相同的独立相的混合体(I 类型); 在另一种情况下, 一个相为母相, 由它析出较为弥散和强固的第二相(II 类型).

由不同研究人员对超塑性材料所完成的广泛研究表明, 金属与合金的组织超塑性在多晶体中晶粒尺寸为 10 微米或更小的情况下观察到. 单个晶粒的尺寸越小, 此效应的发展程度就越大. 在很大的程度上这一条件也适用于第二和第三类超塑性情况下的第二相: 第二相的晶粒越细小, 该材料显现的超塑性指标越高. 发展这一效应的另一个必需的条件, 是较强的第二相应具有足够大的含量(不小于 3~5 重量%). 最后, 第三个显现前两类超塑性效应的组织条件, 是希望晶粒呈球状. 例如共析工具钢 V8 的超塑性, 只是当其组织是以细粒状的珠光体为特征时才观察到; 若将其组织处理成片状珠光体, 超塑性的性能将完全消失^[29]. 进行过的组织研究还表明, 超塑性材料在最佳条件下变形时, 晶粒的生长较为微弱^[30]. 从下述列举的一些特性可以得到有关上述组织因素如何影响超塑性效应显现的某些认识(见下页表).

可以看出, 超塑性的显现在下列的情况下最完全, 即: 第二相晶粒的等轴性、在强化相(这取决于它的晶体结构和原子间键的强度)中, 尤其是在软相中原子扩散迁移率的增大、第二相总含量的增大, 以及第二相与软相强度比 σ_2/σ_1 的减小. 在某些情况下, 一些因素的影响和另一些因素的影响叠加, 例如 Fe-Cr-Al 系合金和第二相晶粒同样呈等轴形状的 Ni-Mo

	Ni-Cr 系	Ni-Mo 系	Fe-Cr-Al 系	Al-Si 系
超塑性合金成分, 重量%	49Cr	33Mo	40Cr, 3Al	12Si
软相	Cr 溶于 Ni 中的面心立方固溶体	Mo 溶于 Ni 中的面心立方固溶体	Cr 和 Al 溶于 Fe 中的体心立方固溶体	Si 溶于 Al 中的面心立方固溶体
强化相	Ni 溶于 Cr 中的体心立方固溶体	斜方 δ 相 (Ni Mo)	正方 σ 相 + 碳化物 (Fe, Cr) ₂₃ C ₆	Si (金刚石结构)
数量, 重量%	20~30	7~10	5~7	11~12
形状 σ_2/σ_1	近于等轴 1.5~2.5	等轴 3~4	等轴 2.5~3.5	针状 4.5~5.5
$\delta_{最大}$	400	140	200~220	110

系合金, 尽管前者的 σ_2/σ_1 值比后者大和第二相的含量较少, 但是由于 Cr 和 Al 溶于 Fe 里的体心立方固溶体中原子的迁移率比 Mo 溶于 Ni 里的面心立方固溶体中的高得多, 故 Fe-Cr-Al 系合金显示了较高的塑性。由于 Al-Si 系共晶合金第二相 (Si) 的晶粒呈针状结构, 所以尽管它的第二相的量较多, 但它的塑性要比 Ni-Mo 系合金差得多。

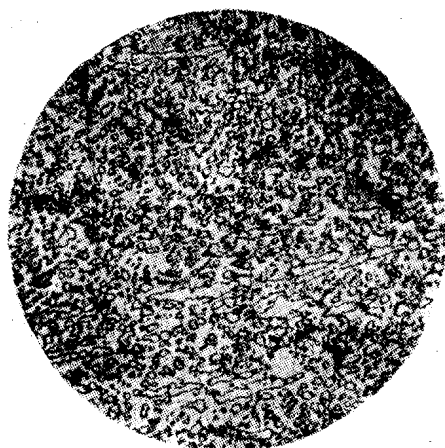


图1 Ni + 49 重量% Cr 合金从 1000°C 淬火后的显微组织 (组织超塑性), 放大 500 倍

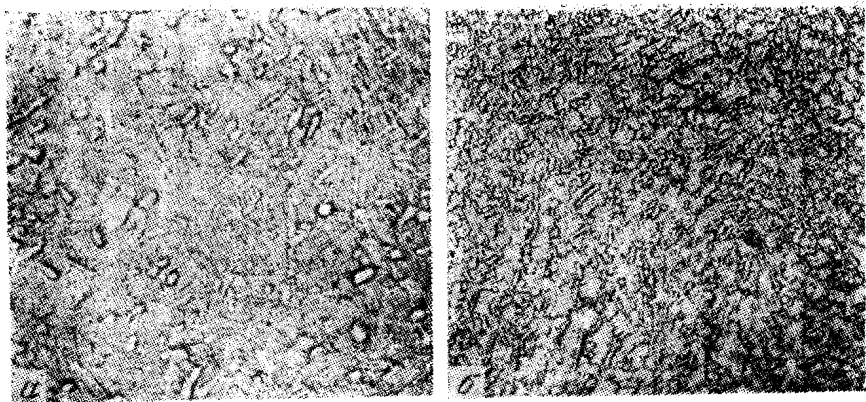


图2 BT-6(a) 和 BT-14(b) 合金在超塑性温度下变形后的显微组织(扩散相变超塑性), 放大 500 倍

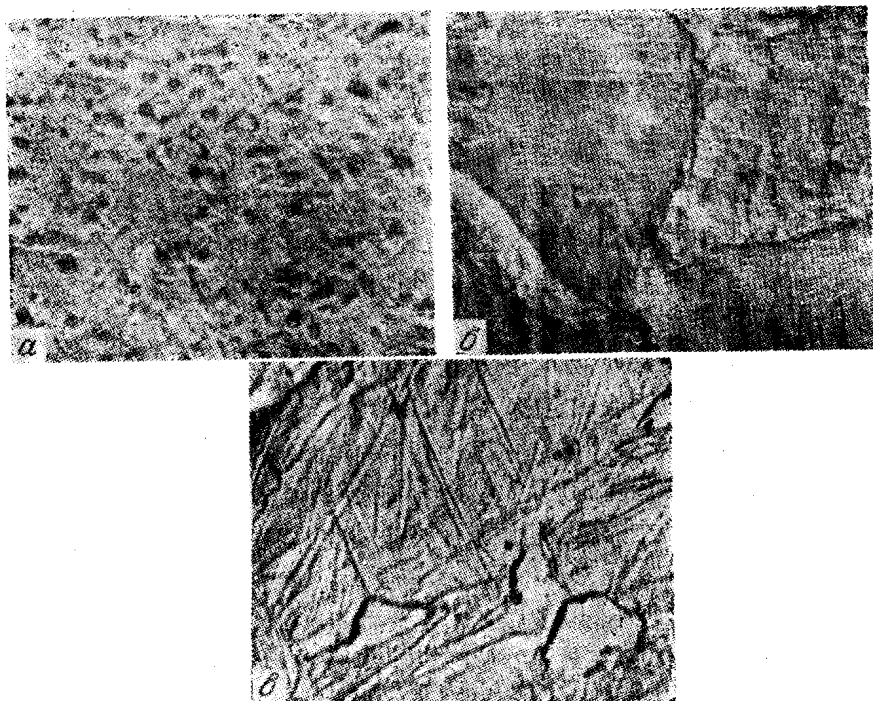


图3 BT-6(a, b)和 BT-14(a) 合金的组织
a——透射式电子显微照片, 放大 700 倍; b, a——电子显微照片, 放大 14000 倍; b, a——由铬沉积的碳膜复型。合金在(相变)超塑性规范下变形, 水中淬火

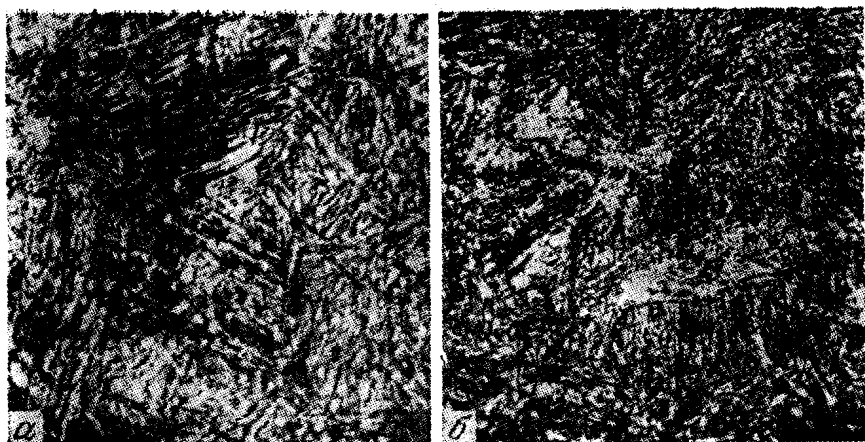


图4 40X钢从860℃到水中淬火(a)和在250℃变形后(b)
(马氏体转变高塑性)的典型组织,放大600倍

二元或更复杂合金的超塑性域,位于状态图(或其准二元剖面)上相应于含有足够多的(参阅上述)第二相的温度和浓度处.因此,组织超塑性最经常发现于共晶或共析成分的合金中^[11].文献[31]还指出,在其它条件相同的情况下(相同的变形温度-速度条件),相间表面(或对于纯金属为晶间表面)的扩展越充分,超塑性效应的显现程度就越高.比如对Ni + 49重量% Cr的合金确定出,在 $T = T_{sp} = 1000^{\circ}\text{C}$ 和 $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_{sp} = 1.4 \times 10^{-3} \text{秒}^{-1}$ (拉伸试验)的情况下,当相间表面扩展因数 s (s 为比相间表面)从 60 毫米²/毫米³ 增加到 325 毫米²/毫米³ 时,导致合金的屈服极限从 8 公斤/毫米² 降低到 2 公斤/毫米²,伸长率从 $\delta = 70\%$ 增加到 $\delta = 260\%$. 作为例子,图 1~4 表示出了显现不同类型的超塑性效应时材料的典型组织,这些典型组织表明,在最佳的变形条件下,相间表面的扩展非常大.

Ni + 33 重量% Mo 合金的塑性与温度关系曲线(图 5)可

以当作一个直观的例子,说明为了显现超塑性效应需要有扩展的相间表面的必要性.此项研究的重要结果,是当变形温度超过 1100°C 时此合金的塑性指标急剧地降低,与此同时伴随着从两相的 $(\alpha+\delta)$ 域向 Mo 溶于 Ni 中的单相固溶体域转变.

Ni + 33 重量% Mo 合金塑性与温度关系的这一特点表明,在某些情况下,保持显现超塑性所需的“显微组织”前提,其所起的作用可以胜过象试验温度这样重要的塑性变形因素.

由格拉布斯基和埃丁顿对 Al + 33 重量% Cu 合金所完成的测热学研究表明^[32],在超塑性域内相间边界上存在着与变形速度有关的平衡状态.这些资料说明在显微组织无明显改变的情况下,在合金的相间表面上进行的过程具有决定性的意义.

对于超塑性系统中原子扩散迁移率进行的研究^[33]表明,在最大限度显现超塑性的温度 ($950^{\circ}\sim 1050^{\circ}\text{C}$) 下, Ni + 49 重量% Cr 和 Ni + 33 重量% Mo 合金的有效扩散系数 D_e 与按照阿列谟斯方程式确定的 D_e 理论值有明显的偏差(峰值),并且对于 Ni + 49 重量% Cr 合金,这一偏差达到 D_e 值的一个量级.在另一方面,根据对这两种合金在各种温度下的金相学研究,正是在 $950^{\circ}\sim 1050^{\circ}\text{C}$ 这一温度区间里,它们的组织是以最扩展的相间表面为特征.

总结以上所讨论的资料表明,在各种金属系统里,相间或

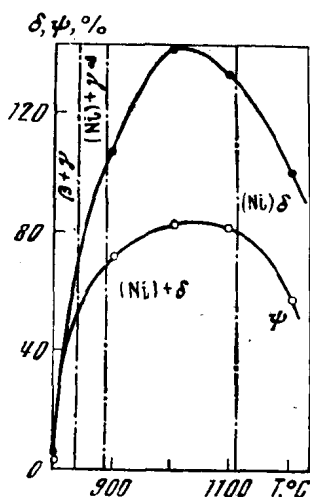


图5 Ni + 33 重量% Mo 合金的塑性与温度关系,点划线代表相域的边界

晶间边界对超塑性效应的显现有决定性的作用。

§ 2. 超塑性材料中的空穴浓度与位错密度

显现超塑性现象时点型与线型缺陷的真实浓度，是对此种现象进行实验研究领域比较重要的问题之一。比如，超塑性多晶体的一个表征性的组织特点，就是非常严重地过饱和空穴(与热平衡状态比较)^[34, 35]。

对于显现超塑性效应时过饱和空穴的程度，我们曾以镍为对象利用电阻法进行过定量的估算。为此目的，利用 ИМАШ-5С-65 型试验机对处在两种不同状态：能量饱和状态(利用预冷轧达到的结果， $d \approx 8 \times 10^{-4}$ 厘米， $\rho \approx 5.6 \times 10^1$ 厘米⁻²)和退火状态($d \approx 10^{-2}$ 厘米， $\rho \approx 10^8$ 厘米⁻²)下的镍试样进行了变形，变形程度为100%，变形速度为 $\dot{\epsilon}_p \sim 10^{-3}$ /秒，变形温度为 $T_p = 820^\circ\text{C}$ 。镍的退火在 10^{-5} 毫米水银柱的真空中进行，退火温度 820°C ，时间为三小时。对工作部分尺寸为 $3 \times 3 \times 60$ 毫米的平试样采用了变形前快速加热(在 $3 \sim 4$ 秒内)；变形后利用淬火把组织毫不迟缓地固定了下来。这样就有可能来评定在相同的温度-速度，但不同的组织状态下变形时所研究材料中的空穴浓度。

对电阻 ρ 进行的测定表明，当变形在超塑性状态下进行并随后淬火时， $\rho = 7.6 \times 10^2$ 微欧·厘米，而当变形在退火状态下进行并随后淬火时， $\rho = 58$ 微欧·厘米。

由于淬火温度相对说来并不高，而拉伸又是在这一温度下相当高的变形率($\epsilon = 100\%$)的情况下进行的，所以可以认为，是变形的空穴对在上述状态下变形后镍的电阻增大作出了主要的贡献。大家知道，1%的多余空穴造成的电阻值增加为 $1 \sim 1.5$ 微欧·厘米，因此可以认为，超塑性条件下的