

塑性动力学的宏观与微观问题

J.D. Campbell

目 录

提 要

1. 引 言

2. 塑性变形理论

a. 宏观的途径

b. 微观的途径

3. 波传播

4. 试验方法

a. 低应变率 (10^{-4} — 10^{-1}s^{-1})

b. 中应变率 (10^{-1} — 10^2s^{-1})

c. 高应变率 (10^2 — 10^4s^{-1})

5. 试验结果

a. 屈服点现象

b. 应变率和温度对流动应力的影响

c. 应变率历史效应

d. 极高应变率下的性能

6. 应 用

a. 金属成型

b. 结构力学

c. 裂纹传播

7. 讨论和结论

参考文献

提要 简述了基于两种不同看法的塑性变形的理论处理,即:把材料看作连续介质,或把材料看作由位错运动引起塑性流动的晶体。然后讨论了应变率无关材料中和应变率相关材料中应力波传播的理论和试验工作。

描述了研究应变率效应的现有试验方法,并给出了在涉及约八个数量级的应变率下试验的各种金属和合金的结果。这些结果用几个较重要的应变率控制机制作了

讨论。

最后,注意了对应变率相关力学性能具有意义的几个重要实际问题,并提出了需要进一步研究的有关领域。

1. 引言

对高应变率下塑性变形的金属和合金的力学性能,近二十年来已作了广泛的研究。该课题之所以使人感兴趣,既是由于广泛范围的实际问题需要有关材料受动态应变时的性质方面的知识,也是由于应变率效应在区分和阐明塑性流动的各种微观机制中,现在已无疑是个关键性因素。高速变形的研究在三个主要领域取得了进展:试验方法上的进步,在宏观水平和微观水平两方面都已有可能作材料动态响应的测试;位错理论的发展,提供了应变率控制的变形过程的模型;宏观塑性理论的推广,包括了波传播和应变率效应。

然而,流动的微观机制的研究,与能够用来求解有关高速应变的许多重要工程问题的宏观本构关系研究之间,不论是理论上还是实验研究上,都还存在着相当大的空白。本述评的目的是简要总结塑性动力学研究的理论基础,描述现有的试验方法,相当详细地讨论对各种金属和合金所得的结果,讨论依据位错理论对这些结果所作的解释,以及指出解决涉及高速变形的实际问题时必须进一步工作的若干领域。

2. 塑性变形理论

a. 宏观途径

在宏观途径中,材料作为均匀连续介质来处理,其性能用联系应力、应变及它们的时间导数的本构关系来描述。在一级近似中,很多金属和合金在中等应变率下可作为应变率无关材料来处理,因而可应用经典塑性理论。按此理论,直到应力 σ_{ij} 满足屈服准则 $f(\sigma_{ij})=k$ 才发生塑性流动,这里 k 是材料常数;随后的塑性变形由流动法则^[1]控制,即认为塑性应变率 $\dot{\epsilon}_{ij}^p$ 由

$$\dot{\epsilon}_{ij}^p = \lambda \partial f / \partial \sigma_{ij} \quad (1)$$

给出,这里 λ 是标量比例系数。原则上应当有可能从单晶体的性能(如由Schmid定律^[2]所描述的)来决定多晶材料的函数 f 。然而,即使可能,这样的计算仍会产生十分复杂的函数,因此最好是用较简单的经验函数,比如相当于Tresca屈服准则或von Mises屈服准则那样的一些函数。这些函数都遵守材料是各向同性的假定,并遵守塑性流动与应力的静水力分量无关的实验事实^[3]。von Mises准则具有用连续函数 f 描述的数学上的优点,而Tresca准则对应于分段线性函数,该函数需要有比方程(1)更为一般的流动法则。

按von Mises屈服准则, $f(\sigma_{ij}) = (\frac{1}{2} s_{ij} s_{ij})^{\frac{1}{2}}$,这里 s_{ij} 是偏应力张量并利用了求和规定。这样,式(1)变成

$$\dot{\epsilon}_{ij}^p = \sqrt{3} \lambda s_{ij} / 2 \sigma_{eff} \quad (2)$$

这里 $\sigma_{\text{eff}} = \left(\frac{3}{2} s_{ij} s_{ij} \right)^{\frac{1}{2}}$ 是有效应力。

流动法则 (1) 可由最大塑性阻力原理导出, 此原理认为, 对任一给定的塑性应变率, 实际应力所作的塑性功率, 等于 (或大于) 在屈服条件时或低于屈服条件时的任何其他应力所作的塑性功率。此原理则可以从 Drucker 的假定^[4]或由考虑各种结晶滑移系统上对应的临界分解切应力所作的功^[5]来导出。

为了解释加工硬化、温度效应和应变率效应, 已对经典理论提出了种种推广^[6-8]。这样, 参数 k 可取为塑性应变历史和温度的函数。包含应变率效应的一个途径, 是假定在任何给定温度下, 对于任意小应变率下的变形, 都存在极限应力-应变关系¹⁾, 而对于有限应变率下的变形, 所加应力超过此极限值, 超过的量则依赖于塑性应变率。这一“超应力假设”是 Sokolovsky^[9]和 Malvern^[10]分别对非加工硬化材料和加工硬化材料提出的; 其向三维应力状态的推广已由 Perzyna^[8]作了讨论。

Bodner^[11]对可定义“静态”应力-应变关系的假定提出了批评。他指出, 即使在低应变率下, 大多数材料表现出流动应力对应变率的某种依赖性, 而这种依赖性位错理论所预料到的 (见 2b 节)。对式 (2) 平方, 给出

$$\lambda = \left(2 \dot{\epsilon}_{ij}^p \dot{\epsilon}_{ij}^p \right)^{\frac{1}{2}} = \sqrt{3} \dot{\epsilon}^p_{\text{eff}} \quad (3)$$

此处 $\dot{\epsilon}^p_{\text{eff}}$ 是有效拉伸塑性应变率。于是式 (2) 可写作

$$\dot{\epsilon}_{ij}^p = \frac{3}{2} \frac{s_{ij}}{\sigma_{\text{eff}}} \dot{\epsilon}^p_{\text{eff}} \quad (4)$$

Bodner 的假设是: $\dot{\epsilon}^p_{\text{eff}}$ 是 σ_{eff} 的函数, 因此对任何给定的应力 σ_{ij} , 式 (4) 决定了塑性应变率。更一般地, 可取 $\dot{\epsilon}^p_{\text{eff}}$ 依赖于应变历史和 σ_{eff} , 因此可计及加工硬化。在这种表述中, “静态”应力-应变关系 (如果存在) 由 $\dot{\epsilon}^p_{\text{eff}} = 0$ 给出。

目前, 关于复合应力和应变历史下应变率相关材料性能的可用的实验数据, 其数量还不足以确定上述类型和其他可能类型的本构关系的有效性。

b. 微观途径

现已完全确定, 金属和合金中塑性变形的机制是位错运动引起的滑移。Rice^[12]对单晶或多晶集合体已给出宏观塑性应变率与各种滑移面上的剪切应变率或位错速度间的一般关系。如果材料是弹性各向同性的和均均的, 此关系化为

$$\dot{\epsilon}_{ij}^p = \frac{1}{V} \int_0^L \frac{1}{2} (n_i b_j + n_j b_i) v dl \quad (5)$$

此处 n_i 和 b_i 分别是垂直于滑移面的单位矢量和位错的 Burgers 矢量, v 是位错段 dl 的速度, L 是体积 V 中位错的总长。对简单拉伸载荷, 式 (5) 通常简化为 Orowan 方程^[13]:

$$\dot{\epsilon}^p = \phi b \rho \bar{v} \quad (6)$$

1) 有时称为“静态”或“准静态”应力-应变关系。——译者

此处 ρ 是(可动)位错密度 L/V , \bar{v} 是 v 的适当的平均值, ϕ 是1量级的数值位向系数。

为要使用式(5)或(6), 必须知道位错密度和速度依赖于作用应力和以往应变历史的方式。Johnston and Gilman^[14], Stem and Low^[15]以及其他一些人的实验表明, 对于低位错密度的晶体, 位错速度随作用应力 σ 极快地增加。这一依赖关系曾用经验关系

$$v \propto \sigma^n \quad (7)$$

和

$$v \propto \exp(-D/\sigma) \quad (8)$$

来表达, 此处 n 和 D 是实验确定的常数。另一方面, 由Vreeland及其同事们^[16]得到的结果曾对几种金属指出位错速度对应力的近似的线性依赖关系。Li^[17]曾考察了内应力场对速度-应力依赖关系的影响; 如果作用应力略大于内应力幅值, 速度-应力依赖关系就大大增加。

已发现总位错密度随塑性应变近似地线性增加^[18], 但不可能确定总位错密度中有多大比例参与了塑性流动。因此, 在用式(6)推导宏观本构关系时存在着根本性的困难。更复杂的情况是位错结构一般依赖于应变历史^[19]。Gilman^[18]对位错增殖率和交互作用作了某些假定, 并忽略应变历史效应, 导出了下列形式的关系:

$$\dot{\epsilon}^p \propto (\rho_0 + C\epsilon^p) \exp[-(D + H\epsilon^p)/\sigma] \quad (9)$$

式中 $(\rho_0 + C\epsilon^p)$ 是总位错密度, $\exp(-D/\sigma)$ 正比于平均位错速度, 因子 $\exp(-H\epsilon^p/\sigma)$ 表示可动位错百分数。

对于给定的应力-时间历史, 可将式(9)积分而得到作为时间函数的塑性应变。然而, 在大多数试验中, 应力是不受控制的, 而是对试件和试验机施加一总变形。在这种情况下, 塑性应变由下式给出:

$$\epsilon^p = \epsilon - J\sigma \quad (10)$$

此处 ϵ 是时间 t 时对应于所施加变形的名义应变, J 是包括试验机和试件在内的那个系统的总弹性柔度。对任何给定的施加变形-时间历史, 联立解式(9)和式(10), 就给出作为时间函数的 ϵ^p 和 σ 。不同的工作者^[14, 20, 21]曾以此方法对类似于式(9)和(10)的方程中的一系列参数值的范围计算了应力应变曲线 (σ, ϵ^p) 。这些曲线表明, 在某些条件下试件有一上屈服点, 即在该点有 $d\sigma/d\epsilon = 0$, $d^2\sigma/d\epsilon^2 < 0$ 的点。由式(10)可见, 如果 $\dot{\epsilon}^p > \dot{\epsilon}$, 并且此条件在变量 σ , ϵ^p 的某个范围内满足, 则有 $d\sigma/d\epsilon < 0$ 和 $d\sigma/d\epsilon^p < 0$; 因此, 如果式(9)和(10)的解给出此范围内的 (σ, ϵ^p) 值, 则 (σ, ϵ^p) 曲线的相应部分将具有负斜率。然而, 这样一个条件本质上是不稳定的, 因为当应力减小时, 塑性应变的任何一点儿的不均匀性, 都将导致在一个区域中增加变形而在其他各区域中卸载。

非均匀屈服和Lüder带形成的问题曾由Hahn^[20]和Campbell and Cooper^[22]讨论过; 后者指明, 如果平均位错速度只是应力的函数, 并且可动位错密度只是塑性应变的函数, 则在拉伸试验中, 只要

$$\frac{d}{d\varepsilon^p} \left[\ln \left(\rho \frac{d\rho}{d\varepsilon^p} \right) \right] > E \frac{d}{d\sigma} (\ln \bar{v}) \quad (11)$$

此处 E 是杨氏模量,位错密度梯度(或塑性应变梯度)的值就将随时间而指数地增加。使用式(9)中的函数,并对小塑性应变忽略 He^p 项,条件(11)给出

$$\sigma > \left[DE \left(\varepsilon^p + \frac{\rho_0}{C} \right) \right]^{\frac{1}{2}} \quad (12)$$

不等式(11)和(12)规定了 (σ, ε^p) 平面对应于非均匀塑性流动的区域而不考虑试验机的柔度;反之,应用于式(9)和(10)的条件 $d\sigma/d\varepsilon = 0$ 则给出依赖于柔度 J 的关系。在对应于固定负荷试验机, $J = \infty$ 的极限情况下,从式(9)和(10)不能导出屈服点条件。

式(8)和(9)在各种问题,包括Lüder带传播、蠕变和冲击试验中的应用,曾由Gilman^[18]讨论过,看来此途径能够描述,至少能够定性地描述多晶体在一系列情况下的塑性影响。

3. 波 传 播

如早已指明的,在低应变率和中等应变率下很多金属材料的力学性能与应变率只有很微弱的依赖关系。然而,在冲击条件下,其力学性能却常常是,或总是与应变率有很强的依赖关系。因而,冲击试验是动态性能研究中极其重要的技术。

试件受冲击时,必须考虑惯性应力,即在解释结果时必须考虑到材料中的波传播。最早的杆中塑性波传播理论^[23-26]是建立在应变率无关的应力-应变关系 $\sigma = F(\varepsilon)$ 的基础上的。此应力应变关系与运动方程和连续方程相组合,给出波速为

$$c = \left[\frac{1}{\rho} \frac{dF}{d\varepsilon} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (13)$$

此处 ρ 是材料密度。

于是,在塑性应变增加时,波速从弹性波速值 $(E/\rho)^{\frac{1}{2}}$ 迅速降低¹⁾。对于单向波可得

$$\sigma = \rho \int_0^\varepsilon c^2 d\varepsilon = \rho \int_0^u c du \quad (14)$$

此处 u 是质点速度。

在实验中测出作为应变的函数或质点速度的函数的波速,就可用式(14)来确定函数 $F(\varepsilon)$ 。此方法曾被Bell^[27], Rakhmatulin^[28], Malvern^[29]以及其他人所采用。可以指出,即使材料的动态性能与低应变率下的性能不同,只要前者实际上可用一个单一的“动态”应力-应变关系来表征,这方法还是可用的。然而,在采用不同形式的本构关系的理论研究^[30]中业已表明,作为确定控制材料性能的本构关系类型的方法,此技术是不可靠的。

1) 这里已假定 $d^2F/d\varepsilon^2 < 0$; 否则,如果 $d^2F/d\varepsilon^2 > 0$,随塑性应变增加,波速将增大,于是将形成冲击波。——译者

应变率无关理论已用于各种问题,包括圆柱体或圆盘中的径向剪切波传播,球面波,以及弦和膜中的变形等^[28,31,32]。

式(13)预示,如果对材料预加应力到产生应变 ϵ_0 ,再对材料施加一微小的应力增量,则波的增量将以速度 $[F'(\epsilon_0)/\rho]^{1/2}$ 传播。这种类型的试验已有好几个工作者做过^[33-36],结果表明,波阵面的速度实质上是弹性波速 $(E/\rho)^{1/2}$ 。Craggs^[37]曾批评用一维理论来处理杆中波的增量问题,而De Vault^[38]的近似分析表明,忽略径向惯性将低估波速的值。为了避免这种复杂情况,有人研究了薄壁圆筒中剪切波增量的传播^[39-41],发现对许多金属和合金来说,在这种类型的载荷下,简单理论是精确的,波阵面以近似等于弹性剪切波的速度传播。这样,看来控制动态性能的本构关系原则上是应变率相关的,虽然,如上面所指出的,在某些情况下用应变率无关的“动态”应力-应变关系来作为近似可能是适当的。

研究金属中应变率效应的另一个重要技术是平板冲击试验。在此试验中材料受一维应变,并可产生很高强度的冲击波。人们发现,在这些条件下形成一弹性前驱波,后随一塑性冲击波,后者的波速依赖于冲击速度。在足够高的冲击速度下,此波速可达到或超过弹性波速,因而传播一个单一的冲击波。人们发现,弹性前驱波(如果存在的话)的波幅,要比相应于“静态”弹性极限的值大很多^[42,43]。此波幅随着波的传播而减小,这一衰减与类似于式(9)的表达式所给出的塑性应变率有关^[44]。

在更一般的应力状态下塑性波的传播还未广泛地研究。Cristescu^[45]和Clifton^[46]发展了受拉伸和扭转复合载荷的薄壁管中的塑性波理论。管子在静扭下受纵向冲击的试验^[47,48]表明,应变率无关性能的假定不适于解释所观察到的性能。

由上述结果显见,为了适当地描述塑性波的传播,一般需要用应变率相关的本构关系。特别是,象Malvern^[10]所提出的塑性应变率是应力和应变的函数这样的本构关系,意味着波增量以弹性波速传播,这与实验相一致。一个稍微更一般的系统是^[32,49]

$$\frac{\partial \epsilon^p}{\partial t} = \Phi(\sigma, \epsilon) \frac{\partial \sigma}{\partial t} + \Psi(\sigma, \epsilon) \quad (15)$$

式中函数 $\Phi(\sigma, \epsilon)$ 控制瞬态塑性流动,函数 $\Psi(\sigma, \epsilon)$ 控制非瞬态流动。虽然似乎没有理论根据去假设金属材料的瞬态响应是不同于弹性的,但可能在某些情况下,非弹性变形部分可发生得足够快而看作是瞬态的。按式(15),波增量以速度 $c_0(1 + E\Phi)^{-1/2}$ 传播,此处 c_0 是弹性波速。薄壁圆筒受扭矩增量的试验表明,对铝来说 Φ 基本上为零,而对铜来说 Φ 随塑性应变而增加,但总比弹性柔度小^[41]。

然而,一般说来,波传播试验似乎并不适于确定基本材料性能,因为这样的试验除在试件边界上外,并未直接测出应力。因此,必须根据波速、质点速度或应变的测量,用一个假设的一般形式的本构关系来推导出应力。尽管这一过程将给出所假设形式的最合适的关系,但由它本身并不能证明基本假设是否有效。例如Ripperger and Watson^[30]的计算表明,对于几种不同形式的本构关系(既有应变率相关的又有应变率无关的),在所给定应变

大小下的波速在单向波中基本上是恒值。因此,给定材料出现波速与应变相关的这样一个事实,并不表明该材料对应变率的敏感性。鉴于从波传播测量来推导本构关系过程中的这一基本困难,所以关于材料动态性能方面的大多数实验工作,都是在可以忽略波效应的短试件上进行的。

4. 试验方法

a. 低应变率 (10^{-4} — 10^{-1} s $^{-1}$)

在此范围内,可使用常规的螺杆传动试验机或液压试验机,它们附有频率响应为10Hz量级的描笔式记录器。如2b节中指出的,如果控制总变形,则试件性能部分地受试验机柔度的控制,而为了保持例如近似的恒应变率,此柔度必须很低(硬试验机)。通过利用反馈控制,所施加的变形可相应于直接测量试件载荷或变形的传感器的输出而自动变化。闭回路控制也能做到在试验中把任意的应力-时间或应变-时间历史加到试件上。试验中应变率突然变化的技术已广泛用于研究“准静态”范围(10^{-4} — 10^{-2} s $^{-1}$)内的应变率效应。

b. 中应变率 (10^{-1} — 10^2 s $^{-1}$)

在这些应变率下,必须使用蓄能系统在试验中向试件供给能量,这是因为所需的瞬时功率变得太高而引起麻烦。例如,体积为 10^{-6} m 3 的拉伸试件在 10^3 MNm $^{-2}$ 的应力和 10^2 s $^{-1}$ 的变率下变形,需要100kW的功率。最初的蓄能试验机使用运动质量(摆锤、落重或旋转飞轮)的动能^[50—52]。一般用这种方法在试验开始阶段会由冲击产生大的瞬变振荡,这使得屈服点和低应变性能不能精确记录。利用特制的凸轮把旋转飞轮连接到试件上可避免此缺点^[53—56]。后来的试验机则使用压缩气体或液体的势能。在其初期形式中,此方法用于软试验机(即作用应力几乎与试件变形无关的试验机)以研究软钢的延迟屈服^[57,58]。后来,通过控制流体流量研制出了较硬的试验机^[59—62]。

为了在 10^2 s $^{-1}$ 应变率下可胜任载荷和变形的测量,需要10kHz量级的频率响应,因此几乎总是使用示波器记录。

c. 高应变率 (10^2 — 10^4 s $^{-1}$)

在这些应变率下,试验机或载荷测量装置中的振动和波效应通常变得太大以致不能忽略,因而必须把试验装置设计成能够考虑到和估计到这些效应。Hopkinson^[63]用弹性长杆中的压缩波作为计算爆炸引起的瞬变压力的手段,Kolsky^[64]将此技术改为既是加载又是测量圆盘形试件中载荷和变形的手段。通常称这种方法为分离式Hopkinson杆法。它使用一个把试件夹在两弹性长杆中的装置,一脉冲波或阶跃波沿一根弹性杆传向试件,此波一部分透射通过试件传入第二根杆(或称记录杆),透射波的波幅用作试件载荷的量度。再通过记录第一杆中的入射波和反射波,并利用弹性杆中波传播的基本理论,就能推算出试件两个边界上的质点速度,因此就能确定试件的平均应变率,这种方法被采用以来已用于压缩^[19,60,65—73],拉伸^[74—77],简单剪切^[78—82]和扭转^[83—85]等各种形式。

Hopkinson压杆的用途和局限性已由Davies^[86]作了检验,分离式Hopkinson杆法则由好些作者作了讨论^[64,68,69,73,77,87—89]。纵波的利用引入了一个基本缺陷,因为纵

波对于不比杆径大的波长显示值得注意的几何弥散；这样，波阵面很陡的脉冲便不能借助于这些纵波来传播或测量。在分离式Hopkinson杆法的压缩试验中，一个更复杂的情况来自试件在变形时的径向膨胀。此膨胀通过两种方式影响试件中的应力：首先是通过引起作用在试件-杆界面上的摩擦剪切应力，其次是通过引入试件中的惯性体力。其中第一种效应可通过润滑试件表面使之减到最小，但第二种效应却限制我们去求得精确的应变率。近似的分析表明^[73,90]，由于径向惯性，在恒应变率试验中，测量的轴向应力超过真实的单轴流动应力，超过的量按应变率的平方增加。在两个特殊情况下发现误差达到：在 $2.2 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ 的应变率下为0.05%，在 $2.5 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$ 应变率下为17.5%。

用分离式Hopkinson杆法作拉伸试验也发生类似的问题，而且试件与杆连接处的应力集中还不可避免。在压缩和拉伸这两种试验中，当应变增大时，由于试件膨胀或颈缩，试件内的应变分布都变得愈来愈不均匀。

压缩型和拉伸型分离式Hopkinson杆法遇到的大多数困难和局限性，可利用扭转型分离式Hopkinson杆法排除。在扭转情况下，杆中弹性波对于一次波型的传播不存在弥散，而高次波型的影响则非常小^[91]。径向惯性效应和应变的几何不均匀性也避免了，因而有可能在很大的应变和应变率下做试验。已达到约 $5 \mu\text{s}$ 的上升时间^[85,92]，看来 10^5 s^{-1} 量级的应变率应是可达到的。

另外两种完全不同的方法也曾用来研究材料在高应变率下的性能。这两种方法都避免在试件中或应变施加装置中形成显著的应力波，在第一种方法中^[93,94]，试件做成薄圆环的形式，用爆炸法或电磁法把径向运动传给它。如果冲击在很短时间内发生，之后试件自由运动，则环向应力将直接由圆环的径向减速度给出。然而，可获得的精度实际上是极受限制的，因为减速度的测量包含着对实测的位移-时间轨迹的两次微分；此外，至少在试验的相当大的一部分时间内施加的径向力很可能继续存在，而它的测量却是很困难的。试验的一个优点是避免了试件中的应力集中，这使它有可能十分适合于研究屈服点现象。高应变下的性能尚不能进行研究，因为就象常规拉伸试验一样，这时产生了颈缩和断裂。最大应变率曾达到^[95]大约 $2 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ ，但应变率在试验过程中迅速下降。

第二种可供选择的方法基于测量材料连续通过变形区时变形所需的力，因而系统处于定常状态中。这种类型的变形发生在很多实际的金属成型过程中，例如辊轧，挤压，机加工等。原则上其中任何一种成型过程都可以用来确定应变率对材料性能的影响。这种方法最初用在带轧试验中^[96]，获得了直到 200 s^{-1} 的应变率。后来的工作^[97-99]采用正交机加工，应变率曾达到 $2.8 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$ 。采用定常状态过程，其优点是作用力基本上是恒值，因而容易测量。但是，穿过变形区时应变和应变率迅速变化，因而必须精确地测量材料在此区中的流动。此方法遇到的困难是，所测得的力只给出平均应力值，因此不能从测量结果导出完全的应力-应变曲线；此外，由于大应变，在材料中发生相当大的温升，这必须用独立的方法测定。尽管有这些复杂情况，仍然证明了可以做到把机加工试验得到的结果与用别的方法在较低应变率下得到的结果联系起来^[99]。

5. 试验结果

a. 屈服点现象

某些金属和合金特别是普通碳素钢的突然屈服，一百多年来一直是实践中和实验中感兴趣的问题。加载速率对钢的屈服应力有重大影响这个事实，从 J. Hopkinson^[100]和 B. Hopkinson^[101]的经典实验以来便是众所周知的。这些实验表明^[24]，钢丝在拉伸冲击下，经得住比“静态”屈服应力大50%的应力约100 μ s的时间而没有明显的屈服。这一结果意味着，在恒应力试验中在宏观屈服发生之前存在一段有限的“延迟时间”。这种“延迟屈服”现象，首先由 Clark and Wood^[57,102,103]系统地作了研究；许多工作者作了进一步研究，包括温度、应力历史和晶粒大小等的影响^[22,58,104—109]。

图1和图2示出退火低碳钢在恒作用应力 σ 下屈服延迟时间 t_d 的试验结果。这些结果与把屈服看作热激活过程推导出的下式相符：

$$t_d = (A/d^3)(\sigma/\sigma_0)^{-W/(kT)} \quad (16)$$

此处 A 、 σ_0 和 W 是常数， d 是平均晶粒直径， k 是 Boltzmann 常数， T 是绝对温度^[58,109]。常数 σ_0 代表没有热激活的情况下发生屈服的应力，而 W 是激活能 U 的应力相关性的量度：

$$W = -dU/(d \ln \sigma) \quad (17)$$

式(16)只在应力 σ 明显大于静态上屈服应力时应用，而在静态上屈服应力下，屈服变得实际上与时间无关。最早对延迟屈服的解释是基于 Cottrell and Bilby^[105,110,111]的位错解锁理论(unlocking theory)。然而，后来的工作^[112]表明，在完全退火的钢中，位错被填隙原子(interstitial atom)锚得如此牢固，以致解锁并不控制屈服。现在认为，屈服是由于位错的快速增殖造成的^[14,20]，如果满足式(11)，这将导致越来越不均匀的塑性流动，并在有限时间后集成Luder带^[22]。解释晶粒大小的影响，是假设只有在含有足够可动位错的晶粒达到一个临界百分数时，才会发生屈服^[109]。

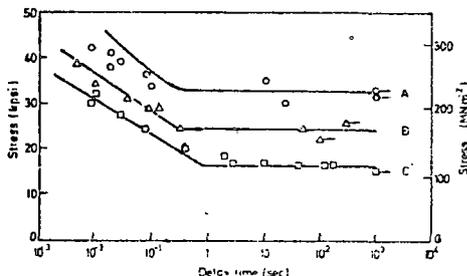


图1 低碳钢的屈服延迟时间^[109]
平均晶粒直径：A 28 μ m, B 64 μ m,
C 109 μ m

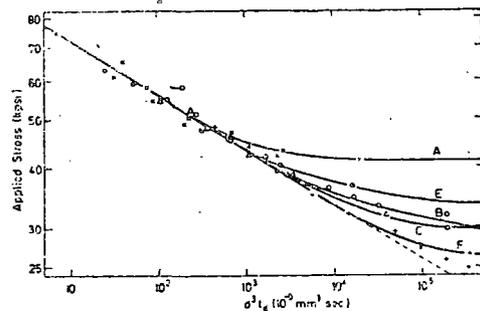


图2 低碳钢的屈服延迟时间^[58]
平均晶粒直径：A 17.8 μ m,
B 45 μ m, C 36 μ m, E 22.2 μ m,
F 54 μ m

也考虑了延迟时间 t_d 和恒应力率试验中引起屈服所需的时间 t_y 两者间的关系^[22],按照一种建议的动态屈服准则,如果两类试验中屈服在相同的应力下发生,则屈服时间由下式相联系:

$$t_d/t_y \approx 1 + W/kT \quad (18)$$

图3表示在用式(16)估计到晶粒大小的差别后,与式(18)很一致的结果。

大多数延迟屈服试验是用中等应变率试验机完成的。在这种试验中,延迟时间可低至几个毫秒。然而,用Hopkinson杆法^[113]的试验已表明,延迟时间继续随应力的增大而下降,直至小于 $10\mu s$ (图4)。在约 $20\mu s$ 后达到屈服的拉伸试验中也记录到很高的屈服应力^[114]。

所有上述工作都与铁及铁的低合金有关。然而,其他很多金属和合金却显示不同类型的屈服点现象^[115],特别是曾发现在预应变、卸载、再加载之后常常观察到屈服点。在低应变率下,屈服应力降很小,但曾发现,在高纯度多晶体铜中,在重复冲击下屈服应力降可变得非常大^[116]。这种效应可认为是卸载时位错被点缺陷钉住而可动位错密度降低所造成的。看来在足够低的可动位错密度下或高应变率下,大多数或所有金属都可望出现屈服降。

b. 应变率和温度对流动应力的影响

现有大量数据已由Lindholm and Bessey^[117]作了评述,广泛试验过的材料包括铝和几种商品铝合金,铅,铜,铁和铁合金,钛合金以及铍。数据包括从 10^{-5} 到约 $10^3 s^{-1}$ 的应变率,在相当大的应变率范围内,许多面心立方金属和合金的对数应变率敏感度 $\lambda = (\partial\sigma / \partial \log \dot{\epsilon}^p)_{\sigma, T}$ 是常数。图5—12是铝^[56, 69, 118, 119],铜和铅^[69]的结果。这些图示出恒真应变和恒温下塑性应变率对流动应力的影响,它们是根据不同工作者所得的结果汇集的^[117]。在某些情况下,在低应变率下观察到应变率无关的性能;然而,一般发现 λ 值随应变的增加或随温度的增加而增大,这和Seeger的热激活流动的交截模型相符^[120, 121]。按照此模型,应变率控制机制是热助的位错交截,而激活能 U 可表为

$$U = U_0 - (\tau - \tau_d)V \quad (19)$$

此处 U_0 是相应于交截过程的总能量, τ 是作用剪切应力, τ_d 是内长程应力的量度, V 是激活

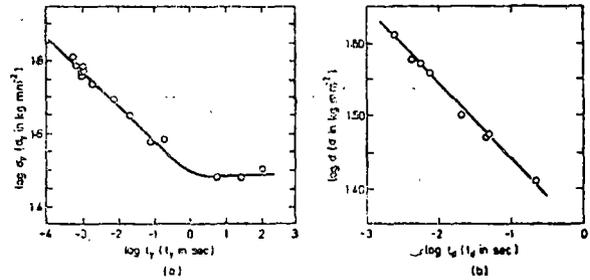


图3 低碳钢的动态屈服^[22]

- (a) 恒应力率拉伸试验中的上屈服应力 σ_y 对屈服时间 t_y 。平均晶粒直径 $16.4\mu m$
- (b) 恒应力压缩试验中作用应力 σ 对延迟时间 t_d 。平均晶粒直径 $20.5\mu m$

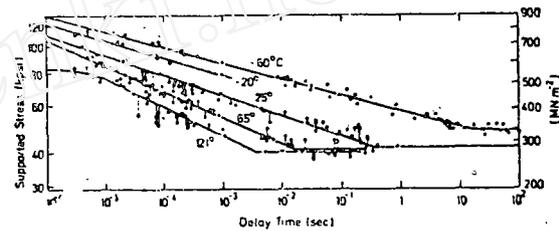


图4 软钢在不同温度下的屈服延迟时间^[113]
平均晶粒直径 $40\mu m$

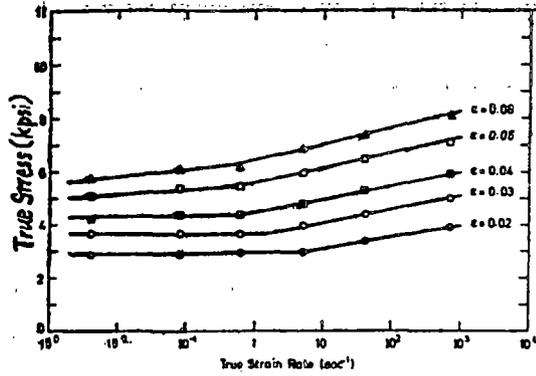


图5 高纯铝的流动应力对应变和应变率的依赖关系(117,119)

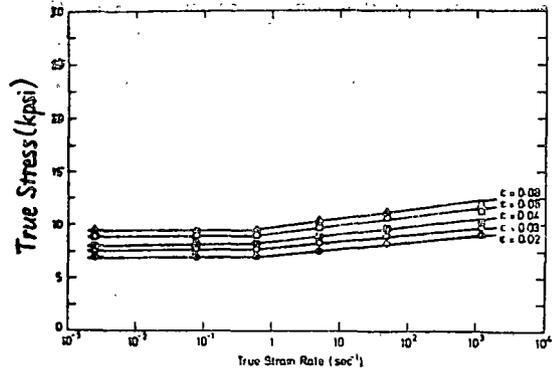


图6 1060-O 铝的流动应力对应变和应变率的依赖关系(117,119)

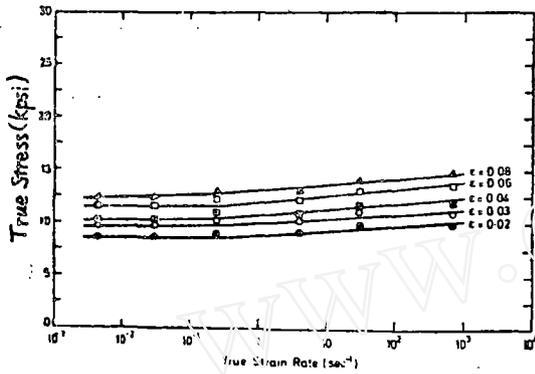


图7 1100-O 铝的流动应力对应变和应变率的依赖关系(117,119)

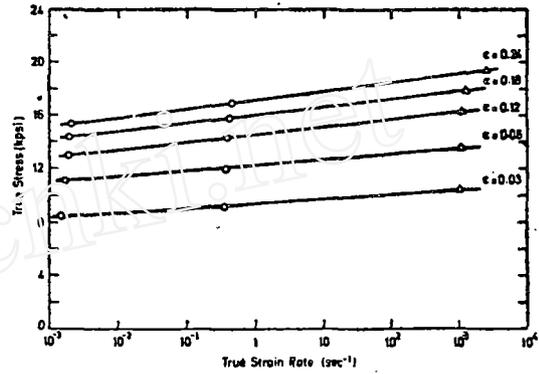


图8 1100-O 铝的流动应力对应变和应变率的依赖关系(69,117)

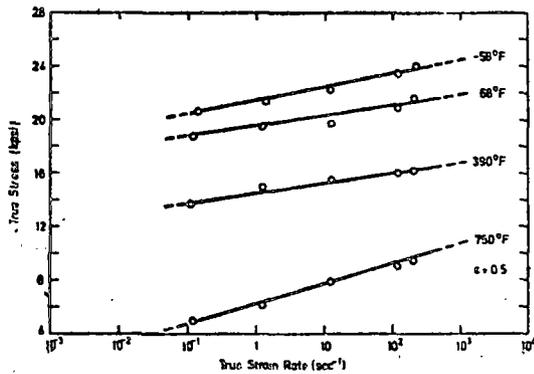


图9 1100-O 铝的流动应力对温度和应变率的依赖关系(56,117)

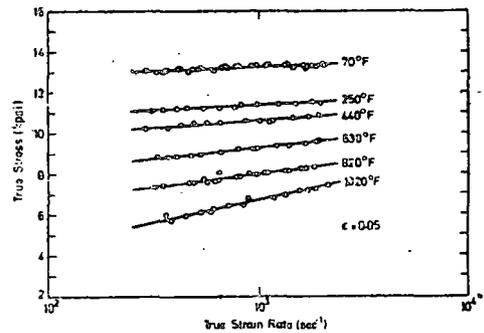


图10 1100-F 铝的流动应力对温度和应变率的依赖关系(117,118)

体积。\$V\$ 由 Burgers 矢量 \$b\$ 和激活面积（即交截过程中位错扫过的面积）\$A\$ 的乘积给出。在给定的交截地点，激活频率为

$$\nu = \nu_0 \exp(-U/kT) \quad (20)$$

此处 \$\nu_0\$ 是试图频率，于是，塑性剪应变率由式

$$\dot{\gamma}^p = \dot{\gamma}_0 \exp(-U/kT) \quad (21)$$

给出，此处 \$\dot{\gamma}_0\$ 同 \$\nu_0\$、每一交截后扫过的面积及交截处的密度成正比。把式(19)代入式(21)，给出

$$\tau = \tau_A + \frac{U_0}{V} + \frac{kT}{V} \ln \frac{\dot{\gamma}^p}{\dot{\gamma}_0} \quad (22)$$

取拉伸屈服应力为临界分解剪切应力 \$\tau\$ 的 \$m\$ 倍，式(22)可写为

$$\sigma = \sigma_A + \frac{mU_0}{V} + \frac{mkT}{V} \ln \frac{\dot{\epsilon}^p}{\dot{\epsilon}_0} \quad (23)$$

此处 \$\sigma_A = m\tau_A\$，\$\dot{\epsilon}_0\$ 正比于 \$\dot{\gamma}_0\$。因此对数应变率敏感度为

$$\lambda = 2.3mkT/V^* \quad (24)$$

此处

$$V^* = V + (\tau - \tau_A) \partial V / \partial \tau \quad (25)$$

按照这种模型，如果 \$V\$ 不依赖于应力，则 \$\lambda\$ 在恒温下将是常数。\$V\$ 的大小由 \$Lb^2\$ 给出，此处 \$L\$ 是位错交截间的平均间距；因此，\$V\$ 随塑性应变的增加而减小，是由于位错密度增加所造成的。图13是室温下不同金属的 \$\lambda\$ 随 \$\epsilon\$ 的变化。

\$\lambda\$ 正比于 \$T\$ 的预言好象并不与实验一致。例如，图9和图10所示的铝的结果给出如图14所绘的曲线，而 Samanta^[73] 发现 \$\lambda\$ 与温度无关。铝的进一步的数据^[122]，如图15所示，表明与式(24)一致；此图中所绘各线的斜率与试验温度成正比。

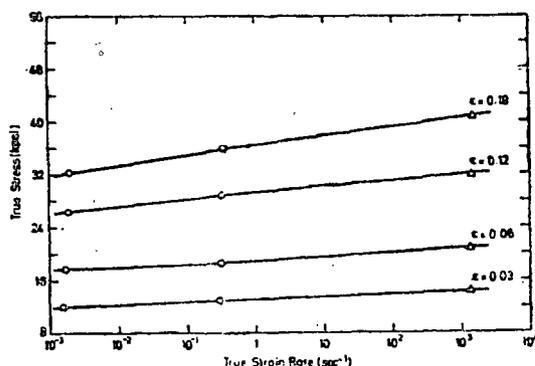


图11 OFHC铜的流动应力对应变和应变率的依赖关系(69.117)

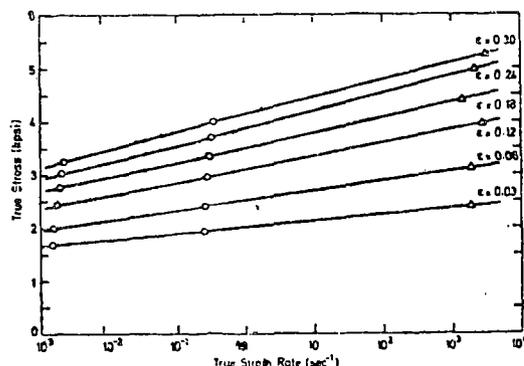


图12 商品纯铅的流动应力对应变和应变率的依赖关系(69.117)

1) 原文为 $\tau = \tau_A + \frac{U_0}{V} + \frac{kT}{V} \ln \frac{\dot{\gamma}^p}{\dot{\gamma}}$ 。——译者

曾研究了铝的合金化的效应^[119]，结论是 λ （因而 V ）很少发生变化，流动应力的增大，几乎完全是由于与析出粒子的长程应力场等有关非热分量 σ_A 所造成的。因此，由给定的应变率增加所引起的流动应力增加百分数，近似地与某任意应变率下的流动应力成反比。图16是应变率从 10^{-3} 增至 $10^3 s^{-1}$ 时在6%应变下的流动应力的增大百分比。对面心立方金属的其他析出硬化合金，似乎可能出现类似的结果。

密排六方金属和合金的数据没有面心立方材料的那样广泛；对不同的滑移系统来说，不同的位错机制很可能是应变控制的，因此其性能要比面心立方金属的更加复杂^[123]。I-400 铍的结果绘于图17，这些结果表明， λ 近似地同应变率和应变无关，其值约为 $18 MN/m^2$ ，这一数值要比面心立方合金在类似应变下的大得相当多。对于既含有密排六方 α 相又含有体心立方 β 相的钛铝钒合金，发现 λ 不太与应变有关，但却随应变率而变化，如图18所示；在图上的范围内其平均值约为 $50 MN/m^2$ ，比面心立方金属的典型值大一个数量级。

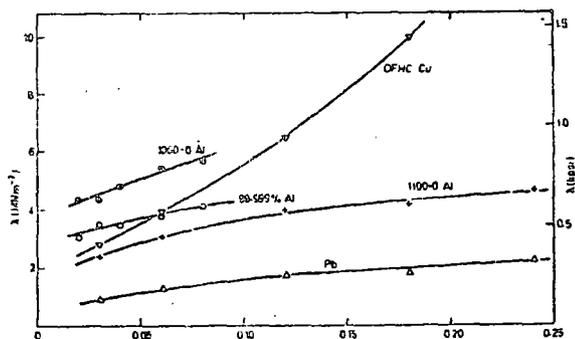


图13 铝、铜和铅的应变率敏感度
 $\lambda = \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \log \dot{\epsilon}^p} \right) \dot{\epsilon}^p, \tau$ 对应变的依赖关系（数据根据图5, 6, 8, 11和12）

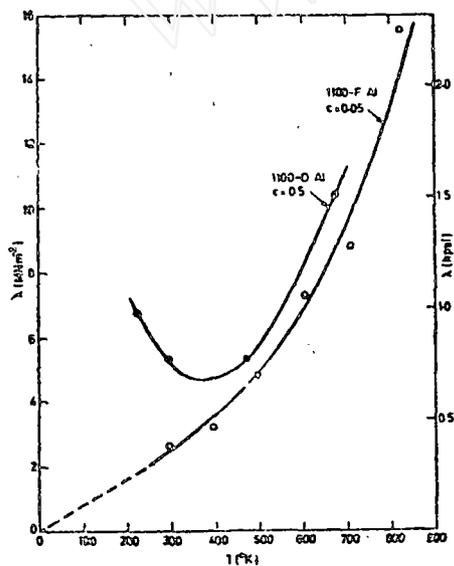


图14 铝的应变率敏感度 $\lambda = \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \log \dot{\epsilon}^p} \right) \dot{\epsilon}^p, \tau$ 对温度的依赖关系（数据根据图9和10）

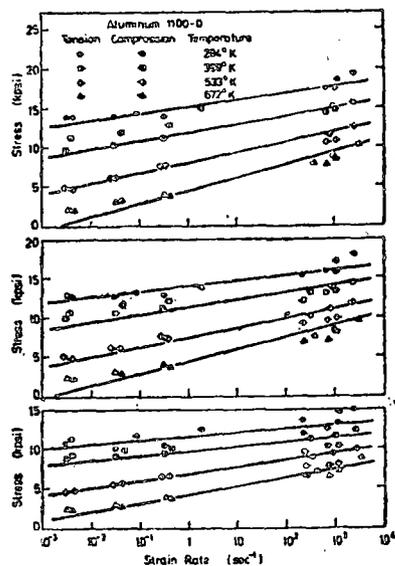


图15 1100-O 铝在不同应变下拉伸和压缩流动应力对温度和应变率的依赖关系^[122]

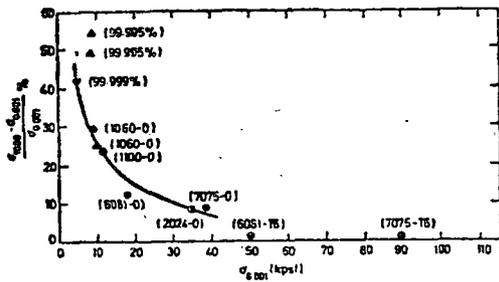


图16 不同铝合金在 $\dot{\epsilon} = 10^{-3}$ 和 $\dot{\epsilon} = 10^3 \text{s}^{-1}$ 间, $\epsilon = 0.06$ 下的流动应力增加百分比(119)

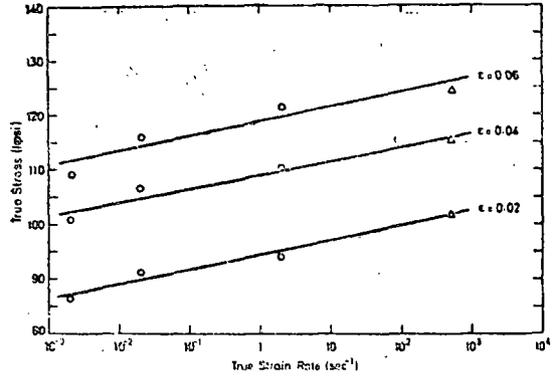


图17 I-400铪的流动应力对应变和应变率的依赖关系(117)

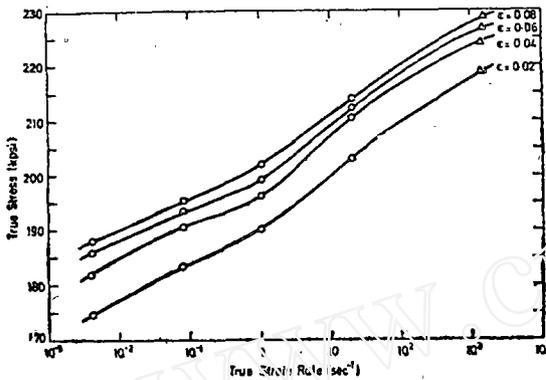


图18 Ti-5Al-4V的流动应力对应变和应变率的依赖关系(117)

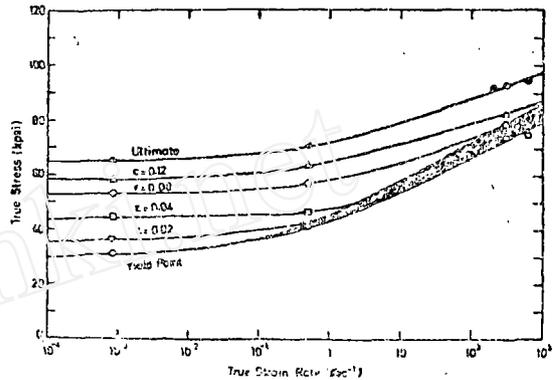


图19 软钢的流动应力对应变和应变率的依赖关系(117,124)

体心立方合金,特别是钢,多年来已被广泛地作了试验;它们显示出较大的应变率敏感度,以复杂的方式随应力、应变和温度而变化。早期Manjoine^[124]对软钢的拉伸试验结果(示于图19)表明, λ 随应力或应变率的增加而增加,而随应变的增加而减小。然而,高纯铁的结果表明^[125],在比例极限下, λ 近似为恒值 34MN/m^2 ,而在直到0.15的应变下,则有从负值到 165MN/m^2 的变化。

高温下的软钢也出现负的应变率敏感度,如图20所示。出现这种性能的原因,是碳原子或氮原子的扩散所引起的应变时效,这种应变时效使流动应力在低应变率下增大。在铝合金的某些质点析出状态下曾观察到类似的反的应变率效应^[126]。

Rosenfield and Hahn^[127]曾对不同工作者所得的普遍碳素钢的下屈服应力数据作了评述。图21是三个温度下的恒应变率试验结果;除在 300°K 和低应变率下发现相当低的 λ 值外, λ 值近似地为 58MN/m^2 。软钢的剪切试验^[81]表明, $(\partial\tau/\partial\log\dot{\gamma}^p)_{\gamma^p, \tau}$ 从 195°K 时的 35MN/m^2 减小到 493°K 时的 17MN/m^2 ;用von Mises屈服准则,它们分别对应于 $\lambda = 61$ 和 30MN/m^2 。

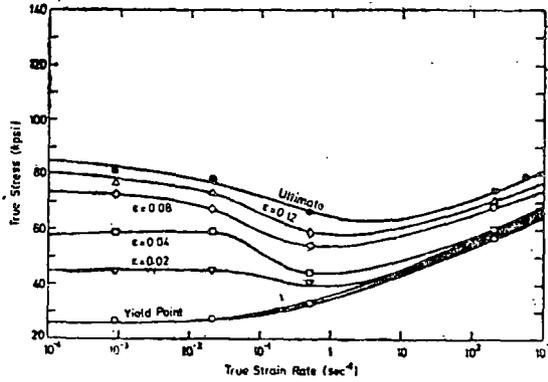


图20 软钢在 $T = 197^{\circ}\text{C}$ 下的流动应力对应变和应变率的相关性(117, 124)

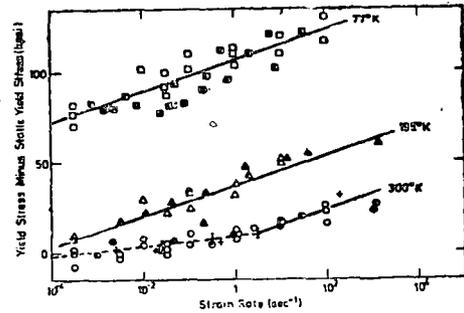


图21 软钢的下屈服应力对温度和应变率的相关性(127)

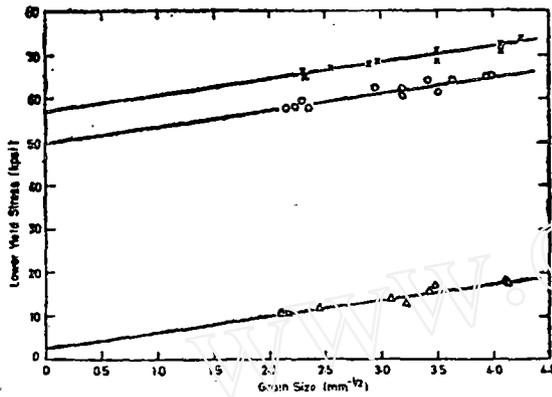


图22 高纯铁的下屈服应力对晶粒度和应变率的相关性(75)。平均应变率：
 \triangle 10^{-3}s^{-1} ; \circ $9.6 \times 10^2\text{s}^{-1}$;
 \times $2.6 \times 10^3\text{s}^{-1}$

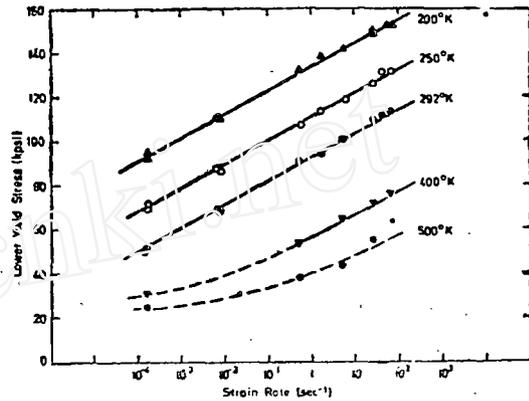


图23 铅的下屈服应力对温度和应变率的相关性(131)

发现很多材料的晶粒度对屈服应力和流动应力的影响，可用Hall-Petch方程

$$\sigma = \sigma_i + kd^{-\frac{1}{2}} \quad (26)$$

来描述，此处 d 是平均晶粒直径 [128, 129]。低应变率下的试验表明，参数 k 一般很少受温度影响。高速拉伸试验的结果 [75] 表明，铁和钢的下屈服应力的应变率敏感度几乎全都与 σ_i 项有关（见图22）；因此看来由 $kd^{-\frac{1}{2}}$ 项代表的晶界强化，似乎与式(23)中的 σ_i 项密切相关。Armstrong [130] 曾提出一个包括晶粒度相关性的修正应变率方程。

对铅所得的结果 [131] 示于图23和24，这些结果是在温度从 200°K 到 300°K 和很广的应变率范围内，给出基本上为恒值的 $\lambda = 72\text{MN}/\text{m}^2$ ；在较高的温度下发现 λ 值较低。在下屈服应力下和在 0.08 应变下观察到相同的应变率敏感度。另一方面，铅的 λ 值在恒温下随应力的

增加而增加，而在恒应力下则随温度的增加而减小（图25和26）；在最高应力下， λ 达到约80MN/m²，而在500°K下， λ 则在低应变率下变成负值。

尚不清楚体心立方金属的这些结果及其他结果，在什么程度上可在例如式（23）的热激活应变率方程的基础上进行解释。由式（24），如果在恒温下 λ 随应力增大，则 V^* 必定随应力增加而减小；对于某些位错机制来说，可以期望有这样的应力相关的激活体积。温度增加时 λ 值的保持不变或减小，似乎要求 V^* 随 T 的增加而增加。然而，有可能参数 e_0 随应力的变化而显著变化，或者有可能有一种以上的机制在起作用，因而总应变率是两个或两个以上应变率的组合，其中每一个应变率遵循各自不同的应变率方程。

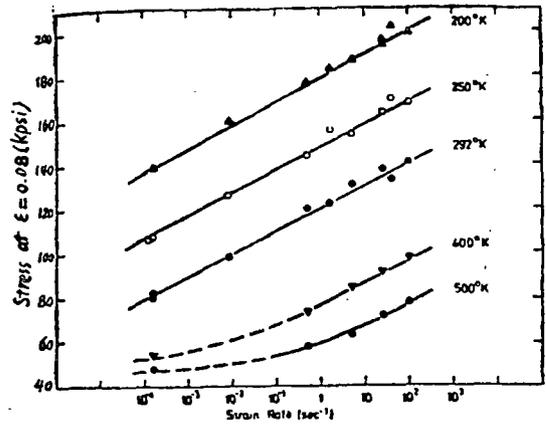


图24 铝在 $\epsilon = 0.08$ 下的流动应力对温度和应变率的依赖关系(131)

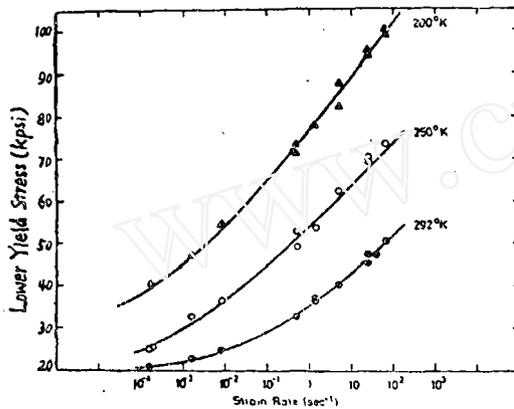


图25 镍的下屈服应力对温度和应变率的依赖关系(131)

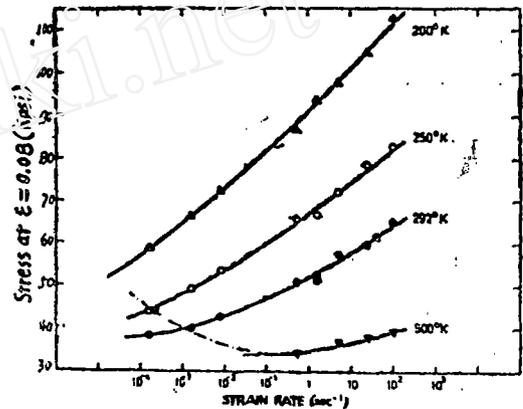


图26 镍在 $\epsilon = 0.08$ 下的流动应力对温度和应变率的依赖关系(131)

c. 应变率历史的影响

低应变率下应变效应的很多研究，是通过在试验过程中使应变率突然改变来进行的。然而上面评述的大多数结果都与恒应变率下的试验有联系。显然，如果材料遵循把流动应力同现时应变及应变率相联系的“力学状态方程”，则两种类型的试验将给出相同的应变率敏感度 λ 。不过如果流动应力受诸如随应变率历史而变化的详细位错结构等因素的影响，则将得到不同的 λ 值。

Klepaczko^[132,133]曾研究了在剪切应变率 1.6×10^{-5} 和 $0.624s^{-1}$ 下，试验的商品纯铝（99.80%）的应变率历史效应。在这些试验中，试件在一种应变率下变形，卸载，再在另一种应变率下变形；这样得到的流动应力与恒应变率下得到的作了比较（图27和28）。这些试验表明，在突然发生大的应变率变化时，应变率历史效应是显著的。在新的应变率下继续变

形时, 流动应力趋向于恒应变试验的相应值, 虽然甚至在应变已加倍后仍有明显的差别。对于应变率减小的情况(图27), 初始的应力减小, 比从恒应变率试验所得的约小30%; 对于应变率增大的情况(图28), 应力的增加强烈地依赖于应变, 其初始值十分小。Klepaczko [133] 曾讨论了用位错密度随应变率历史的变化来解释这些结果。

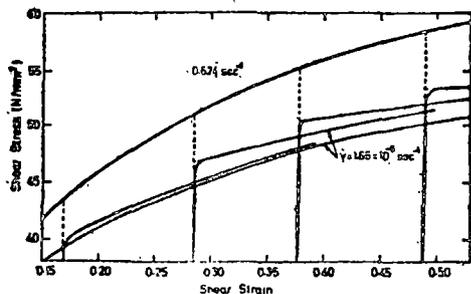


图27 铝合金(99.80%Al)在两种恒应变率下试验的和在高应变率下变形后在低应变率下试验的应力应变曲线[133]

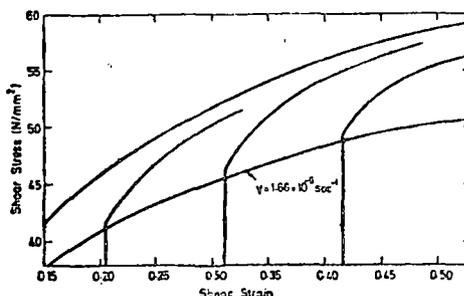


图28 铝合金(99.80%Al)在两种恒应变率下试验的和在低应变率下变形后在高应变率下试验的应力应变曲线[133]

Frantz and Duffy [134] 曾对1100-O铝进行试验, 使它受到的剪切应变率从 5×10^{-5} 极快地增加到 850 s^{-1} 而无卸载。这些试验除观察到较大的初始应力增加和很小的屈服降外, 定性地给出了与Klepaczko的相类似的结果。

Lindholm对1100-O铝在拉伸和剪切复合载荷下的试验 [122], 包括了部分卸载后应变率和加载类型突然改变的试验。这一试验指出, 改变后的有效流动应力 $(\frac{3}{2} s_{11} s_{22})^{\frac{1}{2}}$ 与在恒应变率时比例加载下所得到的相同。

对铌和钼所作的试验表明, 这两种金属在应变率突然增加(没有卸载)时所得流动应力的变化, 与由相对照的恒应变率试验结果所得的变化相比是大或者是小, 这要取决于初始应变率。

d. 在非常高应变率下的性能

有相当数量的证据表明, 在高于约 10^3 s^{-1} 的应变率下, 应变率敏感度 λ 迅速增大。对单晶的铝 [80]、铜 [135] 和锌 [79], 多晶的铝 [67, 70, 82, 88] 和铜 [80], 以及对黄铜 [82] 和软钢 [81, 82], 获得了显示 λ 迅速增大的数据。在很多情况中, 这些数据与流动应力随应变率的线性变化(对应于粘性流动)相一致。室温下所得的宏观粘度 $\eta = \partial \tau / \partial \dot{\gamma}$ 的值示于下表, 单位为 kNsm^{-2}

| 材 料 | 铝 | 铜 | 锌 | 黄 铜 | 软 钢 |
|-------|--------------------|-----------|---------|---------|--------------------|
| 多 晶 体 | 2.1(82) 1.4(88) | 3.6(82) | — | 5.5(82) | 2.1(81) 2.8(82) |
| 单 晶 体 | 1.2(80) | 10.8(136) | 0.5(79) | — | — |

在单晶锌中发现 η 明显地与温度无关,而在单晶铝中当温度从 20°K 增至 500°K 时 η 减小。在软钢中, η 在 293°K 和 713°K 间略有减小。

宏观粘度通过下式与位错阻尼常数 B 相联系:

$$\eta = B/\rho b^2 \quad (27)$$

此处 ρ 是可动位错密度, b 是Burgers矢量。 B 是直接通过测量各个位错速度(作为应力的函数)来确定^[136,137],把 η 和 B 代入式(27),我们得到铜的 $\rho \approx 3 \times 10^{11} \text{ m}^{-2}$,铝的 $\rho \approx 1 \times 10^{11} \text{ m}^{-2}$ 。

一个似乎与很高应变率下应变率敏感度的增大有关的观察结果是,在低应变率下不显示屈服应力降的材料中可能发生屈服应力降^[82,116],这点可用不稳定塑性流动准则(11)来解释。

弹性剪切波速是极限的位错速度,因而就规定了能由位错运动提供的塑性应变率的最大值。取铝的可动位错密度为 10^{11} m^{-2} ,Burgers矢量为 $3 \times 10^{-10} \text{ m}$,剪切波速为 $3 \times 10^3 \text{ ms}^{-1}$,则其极限剪切应变率约为 10^5 s^{-1} 。试验表明,应变率趋于这么大的值时,作用应力增加得比随应变率线性增加要更快些^[88]。

6. 应 用

a. 金 属 成 型

很多金属成型过程涉及中等应变率或高应变率下的塑性变形。在大多数这种过程中,材料在变形时承受复杂的应力和应变历史,因此难以精确地确定所涉及的应变率。然而,通过作一些有关变形运动学的适当的假设,可以估算出这些应变率的数量级。Atkins^[138]对典型的尺寸和加工速度导出如下的数值:板的压延及杆或丝的拉拔, $1-10^3 \text{ s}^{-1}$;冷轧, 10^2-10^3 s^{-1} ;深拉伸, 1 s^{-1} 。然而,这些过程的理论通常是建立在高度理想化的本构关系的基础上,其中应变率效应已予以忽略或简单地用一经验系数加以考虑。

在金属成型过程中,所达到的塑性应变常常十分大,以致在简单拉伸或压缩试验中由于能达到的应变受到限制,所以获得的数据是很不够的。克服这一困难的一个方法是,把试件预先冷加工到给定的应变,然后在中等应变率或高应变率下加以试验。这种方法曾由Karnes and Ripperger^[139]用于铝,由Atkins and Porter^[140]用于软钢。这种途径当然只有在应变历史效应可忽略时才确实有效。扭转分离式Hopkinson杆的研制使我们可以很在很高应变和应变率下直接确定流动应力,并且已在应变达0.4和应变率达 $2 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ 的情况下获得了软钢的数据^[141];所得结果与较低应变率下所得的数据相互关联得很好^[142]。另一方面,OFHC铜的冲击扭转试验^[143]表明,在高应变率下流动应力显著降低;这点曾用高度局部化变形区中的绝热软化来解释。但是既然这些结果和其他工作者的结果不一致,那就需要作进一步的研究来证实这些结果。

机加工中涉及的应变率曾由Stevenson and Oxley^[144]作过估算。通过测量刻在工件上的网格,他们能推算出变形区的速度梯度,即应变率;发现该区中的平均剪切应变率由下

式给出:

$$\dot{\gamma}_m \sim V_s/d \quad (28)$$

此处 V_s 是剪切速度, d 是切割深度。因此对于典型值 $V_s = 5\text{ms}^{-1}$, $d = 0.5\text{mm}$ 来说, $\dot{\gamma}_m$ 值是 10^{-4}s^{-1} 量级。通过测量刀具力, 可以估算大应变下作为应变率函数的流动应力^[98,99], 这种方法所得软钢的结果, 与在较低的应变和应变率下所得结果的外推值完全一致。特别是在高应变率下对数应变率敏感度迅速增大, 这与分离式Hopkinson杆技术的剪切试验中所观察到的相符合。

冲孔或冲割也会引起很高的应变率^[145—149]。通过测量冲孔力和位移, 可以确定在 10^{-4} — 10^4s^{-1} 的应变率下的近似剪切应力-应变曲线^[82]。发现当应变率增大时虽然流动应力增大, 但冲孔时吸收的能量近似地保持恒值; 这是由于破裂位移随变形速度的增大而减小所致。

近年来很多金属加工过程是在高速下进行的, 利用的是储藏的能量而不是连续供给的能量。所用的能源类型包括化学的(炸药), 电的, 机械的或气动的。在某些情况下, 可以用这种方法来成型用传统方法难以成型的物体。例如, 很大的拱顶可通过利用炸药产生水中高压的爆炸成型(不接触操作)来成型; 在其他如焊接或包层等应用中, 则是炸药直接与工件接触。不接触操作中产生的典型应变率是 10^2s^{-1} 量级; 接触操作中的可达到的应变率还要高一、二个量级。用这种操作来成型的材料, 其机械性能会明显地不同于用传统方法所成型的。

b. 结构力学

塑性设计方法在结构工程中的出现, 导致必须知道结构元件(梁、板等)在屈服后的性能。在结构承受冲击载荷的情况下, 这意味着必须确定动态塑性性能。Cristescu^[32]考察了弦线和膜在动载荷下的力学问题。测量过钢梁在快速塑性弯曲中的强度^[150,151], 也研究过梁, 框架和板在冲击载荷下的响应^[152—156]。这些研究表明, 在确定结构的动态塑性性能时, 一般必须考虑应变率。对于软钢和铝合金的纯弯梁, 发现由Bodner and Symonds^[153]提出的经验公式

$$\dot{\kappa} = C(M/M_0 - 1)^p \quad (29)$$

至少作为一级近似是可以使用的, 式中 κ 是曲率, M 是弯矩, M_0 是“完全塑性”或“极限”弯矩, C 和 p 对给定材料是常数; 因此式(29)忽略了加工硬化。

c. 裂纹传播

裂纹传播问题是应用力学中最重要的问题之一, 同时也是最难处理的问题之一。Griffith^[157]的开创性论文仍是解决此问题的许多理论途径的基础。起源于Orowan and Irwin^[158]的想法的断裂力学已作为Griffith能量法的推广而发展起来。断裂力学的中心是断裂韧度 K 的概念, 它与裂纹扩展中被塑性变形所吸收的能量有关。长度为 a 的裂纹可传播的临界作用应力由下式给出:

$$\sigma = \beta K_c/a^{1/2} \quad (30)$$

此处 β 是数字常数。

然而,量 K 不是材料常数,而是依赖于各种因素,包括试件厚度、温度和裂纹速度的。把断裂韧度概念用于应变率敏感材料所涉及的问题,已在Kenny and Campbell的评述文章^[159]中作了讨论,文中指出,此工作的进展取决于对裂纹尖端塑性区中应力和应变分布作出适当的描述,这种描述应体现出应变率敏感度的影响。Kanninen et al.^[160]对铝箔试件中的裂纹传播速度作了测量,并指出在塑性区存在着超过 10^4 s^{-1} 的应变率。后来的工作^[161]指出,非稳定裂纹的传播速度主要依赖于裂纹尖端前方塑性区中材料流动特性的应变率相关性,而要作出传播机制的更详细的模型,需要有关于此应变率相关性的更多实验数据。

7. 讨论和结论

由第5节中评述的结果显然可见,虽然关于各种金属和合金的应变率敏感度已获得了大量有价值的数,但在扩大所包括的变量和应力状态的范围方面,在把结果和有关的微观机制联系起来方面,以及在把数据归纳为供实际问题应用的有用形式方面,都还有许多工作要做。

本文并未打算处理讨论应变率效应时提出的所有各种位错机制。Klahn, Mukherjee and Dorn^[162]列举了二十种这样的机制,并指出在很多情况下,不止一个机制对所观察到的宏观性能有贡献。因此,似乎不大可能证明,可以一般地直接从微观机制的考虑来提出宏观本构定律。不过可以指望,从经验上表述这些定律,可以保证它们与现有有关基本流动过程的知识相一致。

看来,现有实验技术对于简单拉伸,压缩或剪切来说,包括直到 10^3 s^{-1} 的应变率都是够用的。到 10^3 — 10^5 s^{-1} 的范围则由于不确定性(特别在拉伸和压缩试验中),尚未很好地用有关资料予以证明。可是,改进现有方法,应该有可能获得直到 10^4 s^{-1} 甚至超过此值的精确数据。这样的数据应当可以确定金属出现准粘性特性的应变率范围。把宏观粘度与独立测出的位错阻尼常数相比较,提供了一种导出可动位错密度的方法,而可动位错密度是对所有微观塑性理论来说都是重要的量。应该着手进行更多的纯剪切试验,以便提供有关在非常大的应变下的性能和绝热加热效应方面的知识。重复冲击效应,特别是在这些条件下很高的屈服应力的发展,应作进一步的研究。这大概将包括有关非均匀塑性流动准则的更详细的研究。

复合应力下材料动态性能方面发表的工作,迄今限于中等应变率,并且即使在此范围内可用数据的量也很少。显然需要在这—领域作进一步的试验工作,因为重要的实际问题,诸如金属成型和裂纹传播等,均涉及多轴应力下的变形。为了确定在什么条件下力学状态方程可用,以及为了有可能提出供工程问题应用的更—般类型的本构关系式,上述这些研究应包括应变历史和温度历史的影响。

参 考 文 献

- [1] A. Reuss, *Zeit. Angew. Math. Mech.*, 10(1930)266.
- [2] E. Schmid, *Proc. Intern. Congr. Appl. Mech.*, 1924, 324.
- [3] M. Polanyi and E. Schmid, *Z. Physik*, 16(1923)336.
- [4] D.C. Drucker, *Proc. 1st U.S. Natl. Congr. Appl. Mech.*, 1951, p.487.
- [5] J. F. W. Bishop and R. Hill, *Phil. Mag.*, 42(1951)414.
- [6] R. Hill, *Mathematical Theory of Plasticity*, Clarendon Press, Oxford, 1950.
- [7] W. T. Koiter, *Progress in Solid Mechanics*, Vol. 1, North-Holland Publ. Co., Amsterdam, 1960, p. 167.
- [8] P. Perzyna, *Advances in Applied Mechanics*, Vol. 9, Academic Press, New York, 1966, p.243.
- [9] V. V. Sokolovsky, *Prikl. Mat. Mekh.*, 12(1948)261.
- [10] L.E. Malvern, *J. Appl. Mech.*, 18(1951)203.
- [11] S.R. Bodner, in U.S. Lindholm (ed.), *Mechanical Behavior of Materials under Dynamic Loads*, Springer, New York, 1968, p.176.
- [12] J.R. Rice, *J. Appl. Mech.*, 37 (1970) 723.
- [13] E. Orowan, *Proc. Phys. Soc. (London)*, 52 (1940) 8.
- [14] W.G. Johnston and J.J. Gilman, *J. Appl. Phys.*, 30 (1959) 129.
- [15] D.F. Stein and J.R. Low, *J. Appl. Phys.*, 31 (1960) 362.
- [16] T. Vreeland, Jr., in A.R. Rosenfield, G.T. Hahn, A.L. Bement, Jr. and R. I. Jaffee (eds.), *Dislocation Dynamics*, McGraw-Hill, New York, 1968, p. 529.
- [17] J.C.M. Li, in A.R. Rosenfield, G.T. Hahn, A.L. Bement, Jr. and R. I. Jaffee (eds.), *Dislocation Dynamics*, McGraw-Hill, New York, 1968, p.87.
- [18] J.J. Gilman, in C. J. Mc Mahon, Jr. (ed.), *Advances in Materials Research*, Vol.2, Interscience, New York, 1968, p.17.
- [19] J. W. Edington, in U. S. Lindholm (ed.), *Mechanical Behavior of Materials under Dynamic Loads*, Springer, New York, 1968, p. 191.
- [20] G. T. Hahn, *Acta Met.*, 10 (1962) 727.
- [21] P.P. Gillis and J.J. Gilman, *J. Appl. Phys.*, 36 (1965) 3370.
- [22] J.D. Campbell and R.H. Cooper, *Proc. Conf. on Physical Basis of Yield and Fracture*, Inst. Phys. and Phys. Soc., London, 1966, p.77.
- [23] L.H. Donnell, *Trans. ASME*, 52 (1930) 153.
- [24] G.I. Taylor, *J. Inst. Civil Engrs.*, 26 (1946) 486.
- [25] T. von Kármán and P. Duwez, *J. Appl. Phys.*, 21 (1950) 987.
- [26] Kh. A. Rakhmatulin, *Prikl. Mat. Mekh.*, 9 (1945) 91.

- [27] J.F. Bell, *J. Appl. Phys.*, 31 (1960) 277.
- [28] Kh. A. Rakhmatulin and Yu. A. Demyanov, *Strength under High Transient Loads*, Israel Program for Scientific Translations, Jerusalem, 1966.
- [29] L. E. Malvern, in N. J. Huffington, Jr. (ed.), *Behavior of Materials under Dynamic Loading*, ASME, New York, 1955, p. 81.
- [30] E. A. Ripperger and H. Watson, in U. S. Lindholm (ed.), *Mechanical Behavior of Materials under Dynamic Loads*, Springer, New York, 1968, p. 294.
- [31] H. G. Hopkins, in I. N. Sneddon and R. Hill (eds.), *Progress in Solid Mechanics*, North-Holland Publ. Co., Amsterdam, 1960, p. 85.
- [32] N. Cristescu, *Dynamic Plasticity*, North-Holland Publ. Co., Amsterdam, 1967.
- [33] J. F. Bell, *Tech. Rept. No. 5, Dept. Mech. Eng.*, The Johns Hopkins University, Baltimore, 1951.
- [34] E. J. Sternglass and D. A. Stuart, *J. Appl. Mech.*, 26 (1953) 427.
- [35] B. M. Malyshev, *J. Prikl. Mech. Tech. Fiz.*, 2 (1961) 104.
- [36] G. Bianchi, in H. Kolsky and W. Prager (eds.), *Stress Waves in Anelastic Solids*, Springer, Berlin, 1964, p. 101.
- [37] J. W. Craggs, *J. Mech. Phys. Solids*, 5 (1957) 115.
- [38] G. P. De Vault, *J. Mech. Phys. Solids*, 13 (1965) 55.
- [39] E. Convery and H. L. D. Pugh, *J. Mech. Eng. Sci.*, 10 (1968) 153.
- [40] C. H. Yew and H. A. Richardson, *Exp. Mech.*, 9 (1969) 366.
- [41] J. D. Campbell and A. R. Dowling, *J. Mech. Phys. Solids*, 18 (1970) 43.
- [42] G. E. Duvall, in P. G. Shewmon and V. F. Zackay (eds.), *Response of Metals to High Velocity Deformation*, Interscience, New York, 1961, p. 165.
- [43] J. W. Taylor and M. H. Rice, *J. Appl. Phys.*, 34 (1963) 364.
- [44] J. W. Taylor, *J. Appl. Phys.*, 36 (1965) 3146.
- [45] N. Cristescu, in U. S. Lindholm (ed.), *Mechanical Behavior of Materials under Dynamic Loads*, Springer, New York, 1968, p. 329.
- [46] R. J. Clifton, *J. Appl. Mech.*, 35 (1968) 782.
- [47] J. Lipkin and R. J. Clifton, *Proc. 12th Intern. Conf. of Appl. Mech.*, Springer, New York, 1968, p. 293.
- [48] J. Lipkin and R. J. Clifton, *J. Appl. Mech.*, 37 (1970) 1107.
- [49] J. Lubliner, *J. Mech. Phys. Solids*, 12 (1964) 59.
- [50] H. C. Mann, *Proc. ASTM*, 36 (1936) 85.
- [51] G. S. Clark and G. Datwyler, *Proc. ASTM*, 38 (1938) 98.
- [52] M. Manjoine and A. Nadai, *Proc. ASTM*, 40 (1940) 822.

- [53]E.Orowan, *Brit.Iron Steel Res.Assoc.Rept.No.MW/F/22/50*, 1950.
- [54]J.F.Alder and V.A.Phillips, *J.Inst.Metals*, 83 (1954-5) 80.
- [55]P.M.Cook, *Proc. Conf. on the Properties of Materials at High Rates of Strain*, Inst.Mech. Engrs., London, 1957, p. 86.
- [56]J.E.Hockett, *Trans.Am.Inst.Min.Engrs.*, 239(1967)969.
- [57]D.S.Clark and D.S.Wood, *Proc.ASTM*, 49(1949)717.
- [58]J.D.Campbell and K.J.Marsh, *Phil.Mag.*, 7(1962)933.
- [59]K.J.Marsh and J.D.Campbell, *J.Mech.Phys.Solids*, 11(1963)49.
- [60]C.J.Maiden and S.J.Green, *J.Appl.Mech.*, 33(1966)496.
- [61]U.S.Lindholm and L.M.Yeakley, *Exp.Mech.*, 7(1967)1.
- [62]R.H.Cooper and J.D.Campbell, *J.Mech.Eng.Sci.*, 9(1967)278.
- [63]B.Hopkinson, *Phil.Trans.Roy.Soc.London*, A213(1914)437.
- [64]H.Kolsky, *Proc.Phys.Soc.(London)*, B62(1949)676.
- [65]J.M.Krafft, A.M.Sullivan and C.F.Tipper, *Proc.Roy.Soc.(London)*, A221(1954)114.
- [66]J.D.Campbell and J.Duby, *Proc.Roy.Soc.(London)*, A236(1956)24.
- [67]F.E.Hauser, J.A.Simmons and J.E.Dorn, in P.G..Shewmon and V.F.Zackay(eds.), *Response of Metals to High Velocity Deformation*, Interscience, New York, 1961, p.93.
- [68]E.D.H.Davies and S.C.Hunter, *J.Mech.Phys.Solids*, 11(1963)155.
- [69]U.S.Lindholm, *J.Mech.Phys.Solids*, 12 (1964) 317.
- [70]S.Yoshida and N.Nagata, *Trans.Japan Inst.Metals*, 7(1966)273.
- [71]L.Efron and L.E.Malvern, *Exp.Mech.*, 9(1969)255.
- [72]F.Dusěk, *Czech.J.Phys.*, B20 (1970) 776.
- [73]S.K.Samanta, *J.Mech.Phys.Solids*, 19 (1971) 117.
- [74]J. Harding, E. O. Wood and J.D.Campbell, *J. Mech.Eng.Sci.*, 2 (1960) 88.
- [75]J. D. Campbell and J.Harding, in P.G. Shewmon and V.F.Zackay (eds.) *Response of Metals to High Velocity Deformation*, Interscience, New York, 1961, p.51.
- [76]J.Harding, *J.Mech.Eng.Sci.*, 7 (1965) 163.
- [77]U.S.Lindholm and L.M.Yeakley, *Exp.Mech.*, 8 (1968) 1.
- [78]T.L.Karsen, S.L.Rajnak, F.E.Hauser and J.E.Dorn, *J.Mech.Phys.Solids*, 12 (1964) 361.
- [79]W.G.Ferguson, F.E.Hauser and J.E.Dorn, *Brit.J. Appl.Phys.*, 18 (1967) 411.
- [80]W.G.Ferguson, A.Kumar and J.E.Dorn, *J.Appl. Phys.*, 38(1967) 1863.
- [81]J.D.Campbell and W.G.Ferguson, *Phil. Mag.*, 21 (1970) 63.

- [82]A.R.Dowling, J.Harding and J.D.Campbell, *J.Inst.Metals*,98(1970) 215.
- [83]W.E.Baker and C.H.Yew, *J.Appl.Mech.*, 33 (1966) 917.
- [84]J.D.Campbell and J.L.Lewis, *Rept.No.1080*, 69, *Dept.End.Sci.*, Oxford Univ., 1969.
- [85]J.Duffy, J.D.Campbell and R.H.Hawley, *J.Appl.Mech.*,38(1971)83.
- [86]R.M.Davies, *Phil.Trans.Roy.Soc.London*, A240 (1948) 375.
- [87]F.E.Hauser, *Exp.Mech.*, 6 (1966) 395.
- [88]C.K.H.Dharan and F.E.Hauser,*Exp.Mech.*,10 (1970) 9.
- [89]W.E.Jahsman, *J.Appl.Mech.*, 38 (1971) 75.
- [90]J.Klepaczko, *Rept. 17/1969, Inst. Fundamental Tech. Res.*, Polish Academy of Sciences, 1969.
- [91]J.D.Campbell and M.C.C. Tsao, *Quart.J. Math. Appl. Mech.*, 25 (1972) 173.
- [92]D.P.Pope, T.Vreeland, Jr.and D.S. Wood,*Rev.Sci.Instr.*, 35(1964) 1351.
- [93]F.Niordson, *Exp.Mech.*, 5 (1965) 29.
- [94]C.R.Hoggatt, W.R.Orr and R.F.Recht, *1st Intern.Conf. of the Center for High Energy Forming, Denver, 1967*, vol.2, p.7.4.1.
- [95]P.Madsen and F.I.Niordson, *Tech.Rept.AFML-TR-71-79*, Air Force Materials Laboratory, Wright-Patterson Air Force Base, Ohio, 1971.
- [96]D.G.Christopherson and B.Parsons, *Proc.Conf.on the Properties of Materials at High Rates of Strain*, Inst.Mech.Engrs.,London, 1957, p.115.
- [97]D.Kececioglu, *Trans.Am.Soc.Mech.Engrs.*, 80 (1958) 158.
- [98]P.L.B.Oxley and M.G.Stevenson, *J.Inst.Metals*, 95 (1967) 308.
- [99]M.G.Stevenson and P. L. B. Oxley, *Proc. Inst. Mech. Engrs.*, 185 (1970/71)741.
- [100]J. Hopkinson, Original papers by J. Hopkinson, Cambridge Univ. Press, Cambridge, 1901, p.316.
- [101]B.Hopkinson, *Proc.Roy.Soc. (London)*, A74 (1905) 498.
- [102]D.S.Wood and D.S.Clark, *Trans.Am.Soc.Metals*, 43 (1951) 571.
- [103]D.S.Wood and D.S.Clark, *Trans. Am. Soc. Metals*, 44 (1952) 726.
- [104]T.Vreeland,Jr, D.S.Wood and D.S.Clark, *Trans.Am.Soc. Metals*, 45 (1953) 621.
- [105]J.D.Campbell, *Acta Met.*, 1 (1953) 706.
- [106]J.M.Krafft, *Trans.Am.Soc.Metals*, 48 (1956) 249.
- [107]I.Vigness, J.M.Krafft and R.C.Smith, *Proc.Conf.on the Proper-*

- ties of Materials at High Rates of Strain*, Inst. Mech. Engrs., London, 1957, p.138.
- [108] J.D. Campbell and J. Duby, *Proc. Conf. on the Properties of Materials at High Rates of Strain*, Inst. Mech. Engrs., London, 1957, p.214.
- [109] T. L. Russell, D. S. Wood and D. S. Clark, *Acta Met.*, 9 (1961) 1054.
- [110] A.H. Cottrell and B.A. Bilby, *Proc. Phys. Soc. (London)*, A62(1949) 49.
- [111] A.H. Cottrell, *Proc. Conf. on the Properties of Materials at High Rates of Strain*, Inst. Mech. Engrs., London, 1957, p.1.
- [112] A.H. Cottrell, *Symp. on the Relation between Structure and Mechanical Properties of Metals*, H.M.S.O., London, 1963, p.456.
- [113] J.M. Krafft and A.M. Sullivan, *Trans. Am. Soc. Metals*, 51(1959)643.
- [114] J.D. Campbell and J. Harding, in P.G. Shewmon and V. F. Zackay (eds.), *Response of Metals to High Velocity Deformation*, Interscience, New York, 1961, p.51.
- [115] E.O. Hall, *Yield Point Phenomena in Metals and Alloys*, MacMillan, London, 1970.
- [116] J. Harding, *Acta Met.*, 19 (1971) 1177.
- [117] U.S. Lindholm and R.L. Bessey, *Tech. Rept. AFML-TR-69-119*, Air Force Materials Laboratory, Wright-Patterson Air Force Base, Ohio, 1969.
- [118] J.L. Chiddister and L.E. Malvern, *Exp. Mech.*, 3 (1963) 81.
- [119] D.L. Holt, S.G. Babcock, S.J. Green and C.J. Maiden, *Trans. Am. Soc. Metals*, 60 (1967) 152.
- [120] A. Seeger, *Phil. Mag.*, 46 (1955) 1194.
- [121] A. Seeger, in J.C. Fisher, W.G. Johnston, R. Thomson and T. Vreeland, Jr. (eds.), *Dislocations and Mechanical Properties of Crystals*, Wiley, New York, 1956, p.243.
- [122] U.S. Lindholm, in U. S. Lindholm (ed.), *Mechanical Behavior of Materials under Dynamic Loads*, Springer, New York, 1968, p.77.
- [123] J.E. Dorn and J.R. Mitchell, in V.F. Zackay (ed.), *High Strength Materials*, Wiley, New York, 1965, p.510.
- [124] M.J. Manjoine, *J. Appl. Mech.*, 11 (1944) A-211.
- [125] D.L. Davidson, U.S. Lindholm and L. M. Yeakley, *Acta Met.*, 14 (1966) 703.
- [126] J.G. Morris and H.K. Howard, *J. Appl. Phys.*, 42 (1971) 3252.
- [127] A.L. Rosenfield and G.T. Hahn, *Trans. Am. Soc. Metals*, 59(1966)962.
- [128] E.O. Hall, *Proc. Phys. Soc. (London)*, B64 (1951) 747.

- [129]N.J.Petch, *J.Iron Steel Inst. (London)*, 174 (1953) 25.
- [130]R.W.Armstrong, in A.R.Rosenfield, G.T.Hahn, A. L. Bement, Jr. and R.I. Jaffee (eds.), *Dislocation Dynamics*, McGraw-Hill, New York, 1968, p.293.
- [131]T.L.Briggs and J.D.Campbell, *Acta Met.*, 20 (1972) 711.
- [132]J.Klepaczko, *Arch.Mech.Stosowanej*, 19 (1967) 211.
- [133]J.Klepaczko, *J.Mech.Phys. Solids*, 16 (1968) 255.
- [134]R.A.Frantz, Jr. and J.Duffy, *Tech.Rept.No.1, Contract DAHCO4 70 C 0035*, Brown Univ., Providence, 1971.
- [135]J.W.Edington, *Phil.Mag.*, 19 (1969) 1189.
- [136]W.F.Greenman, T.Vreeland, Jr. and D.S.Wood, *J. Appl. Phys.*, 38 (1967) 3595.
- [137]J.A.Gorman, D. S. Wood and T. Vreeland, Jr., *Appl. Phys.*, 40 (1969) 833.
- [138]A.G.Atkins, *J.Inst.Metals*, 97 (1969) 289.
- [139]C.H.Karnes and E.A.Ripperger, *J.Mech.Phys.Solids*, 14(1966)75.
- [140]A.G.Atkins and D.P.Porter, *U.S.Steel Corp. Appl.Res.Lab. Rept.*, 1967.
- [141]J.L.Lewis and J.D.Campbell, *Exp.Mech.*, 12 (1972) 520.
- [142]J.Klepaczko, *Intern.J.Solids Structures*, 5 (1969) 533.
- [143]K. Bitans and P. W. Whitton, *Proc. Inst. Mech. Engrs.*, 185 (1970-71)1149.
- [144]M.G.Stevenson and P. L .B. Oxley, *Proc.Inst. Mech.Engrs.*, 184 (1969-70) 561.
- [145]C.Zener and J.H.Hollomon, *J.Appl.Phys.*, 15 (1944) 22.
- [146]W.Johnson and R.A.C.Slater, *Proc.Inst.Mech.Engrs.*, 179(1964)257.
- [147]R.Davies and S.M.Dhawan, *Proc.Inst.Mech.Engrs.*, 180(1966)182.
- [148]W.Johnson and F.W.Travis, *Proc.Inst.Mech.Engrs.*, 180(1966)197.
- [149]A.R.Dowling and J.Harding, *1st Intern.Conf.of the Center for High Energy Forming, Denver*, 1967, Vol.2, p.7.3.1.
- [150]B.Rawlings, *Proc.Roy.Soc. (London)*, A275 (1963) 528.
- [151]R.J.Aspden and J.D. Campbell, *Proc. Roy. Soc. (London)*, A290 (1966) 266.
- [152]E.W.Parkes, *Proc.Roy.Soc. (London)*, A228 (1955) 462.
- [153]S.R.Bodner and P.S.Symonds, in E.H. Lee and P.S.Symonds(eds.), Pergamon, Oxford, 1960, p.488.
- [154]S.R.Bodner and P.S.Symonds, *J.Appl.Mech.*, 29 (1962) 719.
- [155]B.Rawlings, *Intern.J.Mech.Sci.*, 9 (1967) 633.
- [156]J.M.Kelly and T.R.Wilshaw, *Proc.Roy.Soc.(London)*, A306(1968)435.

- [157] A.A.Griffith, *Phil.Trans.Roy.Soc.London*, A221 (1920) 163.
- [158] G.R.Irwin, *Encyclopaedia of Physics*, Springer, Berlin, 1958, Vol. 6, p.551.
- [159] P.Kenny and J. D. Campbell, *Progress in Materials Science*, Pergamon, Oxford, 1968, p.135.
- [160] M.F.Kanninen, A.K.Mukherjee, A.R.Rosenfield and G.T.Hahn, in U. S. Lindholm (ed.), *Mechanical Behavior of Materials under Dynamic Loads*, Springer, New York, 1968, p.96.
- [161] G.T.Hahn, M.F.Kanninen and A.R.Rosenfield, in P.L.Pratt(ed.), *Proc.2nd Intern. Conf. on Fracture*, Chapman and Hall, London, 1969, p.58.
- [162] D.Klahn, A.K.Mukherjee and J.E.Dorn, *2nd Intern. Conf. on the Strength of Metals and Alloys, Asilomar, Calif.*, 1970.
- 译自: J. D. Campbell, Dynamic Plasticity: Macroscopic and Microscopic Aspects, *Materials Science and Engineering*, 12 (1973), 3—21.
- (王礼立译 孟 珊校)