

钛合金在低温下的高速变形 特性和绝热剪切

包合胜 王礼立 卢维翊

(中国科学技术大学, 宁波大学)

摘要 采用SHPB技术在室温和低温下,对 β 相钛合金TB-2的高速变形特性和绝热剪切进行了宏观和微观研究。结果表明, TB-2是一个对应变率和温度敏感的材料,其热粘塑性本构特性可表为

$$\sigma = (\sigma_0 + E_1 \varepsilon) \left(1 + g \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \left(1 - a \frac{T - T_0}{T_0}\right)$$

显微观察表明, TB-2在低温下比在常温下对绝热剪切更敏感。低温下绝热剪切带的形态和结构也和常温下有所不同。把文献〔9〕所建议的绝热剪切的热粘塑性失稳准则,应用到不同的环境温度下,本文建议了一个既依赖于应变和应变率,又依赖于环境温度的三变量准则。理论预示和试验结果符合较好。

关键词 绝热剪切 高速变形 热粘塑性失稳 低温 钛合金

一、引言

材料的绝热剪切,作为一种失稳现象,由于其在冲击力学领域中的重要地位,已引起人们愈来愈广泛的重视,并已在接近于绝热过程的高速变形条件下进行了大量研究,虽然主要尚限于室温环境^{〔1〕}。Dormevail和Stelly在20℃~500℃温度范围内研究了钛合金在轴向高速压缩变形时,绝热剪切断裂的临界应变 ε_c 随环境温度的变化^{〔4〕},但未包含低温的影响。Timothy和Hutchings随后用钢球撞击靶板的方法,在-100℃~500℃范围内研究了钛合金绝热剪切临界应变 ε_c 随温度的变化^{〔5〕},但在钢球击靶实验中,如何定义或正确地确定临界应变尚待进一步商榷。文献〔5〕和〔4〕得到基本一致的结论,即认为在200℃附近,临界应变 ε_c 和 ε_c 达到极小值。这表示在低温下,将在较大的临界应变下才发生绝热剪切,或即意味着在低温下绝热剪切将较难发生,但这与已报导过的材料在低温拉伸时更易于发生热塑失稳的事实^{〔1〕}相矛盾,因此有必要对低温下的绝热剪切作进一步研究。另一方面,对于作为绝热剪切研究核心问题的临界条件,从热塑失稳的观点出发,目前主要可归为两大类:临界应变率类准则和临界应变类准则。两类都是单变量准则。考虑到环境温度的影响,Dormevail和Stelly在〔4〕中,实际上把Culver的临界应变准则^{〔6〕}推广到包含应变和温度两个临界控制量的双变量准则。但正如王礼立等曾指出的,在给定的环境温度下,绝热剪切的临界条件实际上同时取决于应变和应变率,并已从热粘塑性失稳的观点出发,相应地建议了一个包含应变和应变率两个临界控制量的双变量准则^{〔7-10〕}。当计及环境温度的

影响后, 则这一双变量准则应可推广为一个更普遍的三变量准则。

本文以宏观和微观两方面对室温和低温下, β -钛合金高速变形特性和绝热剪切进行了试验研究。并从热粘塑性失稳的观点出发, 将给定环境温度下的双变量准则⁹推广到不同的环境温度, 得到了一个以应变、应变率和环境温度三者为控制变量的绝热剪切的热粘塑性失稳准则。理论分析和试验结果作了比较。

二、试验方法

所用试验材料是冷拔状态的国产 β -钛合金TB-2(Ti-3Al-8Cr-5Mo-5V), 由 $\phi 6\text{mm}$ 棒材直接加工成 $\phi 5 \times 5\text{mm}$ 圆柱试件。

在微机化 $\phi 14.5\text{mm}$ 分离式Hopkinson压杆(SHPB)上进行高应变率试验。通过改变撞击杆的速度和长度来控制入射加载波的幅度和历时, 从而调节试件的总应变 ϵ (或残余应变 ϵ_r)和应变率 $\dot{\epsilon}$, 使它分布在一个较宽的范围内, 以便研究绝热剪切带随 $\dot{\epsilon}$ 和 ϵ 发展的规律。

试验的环境温度 T_e 为常温(20°C)到接近液氮温度(-190°C)。低温环境由图1所示的简易方法来控制, 其要点如下: 在SHPB装置的试件安装处增加一恒温箱, 高压氮气瓶中的氮气经减压阀充入盛有液氮的杜瓦瓶, 降温后连续不断地导入此恒温箱; 实测表明一般经一至二分钟, 箱内温度即可处于一定常状态。通过调节减压阀来改变氮气的压力和出口流速, 即可控制恒温箱内环境温度 T_e 值的大小。

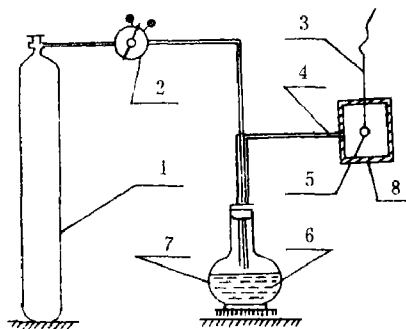


图1 低温控制装置

1. 高压氮气瓶, 2. 减压阀, 3. 热电偶丝,
4. 导气管, 5. 试件, 6. 液氮,
7. 杜瓦瓶, 8. 温变箱。

Fig. 1 The scheme of the device for low environmental temperature

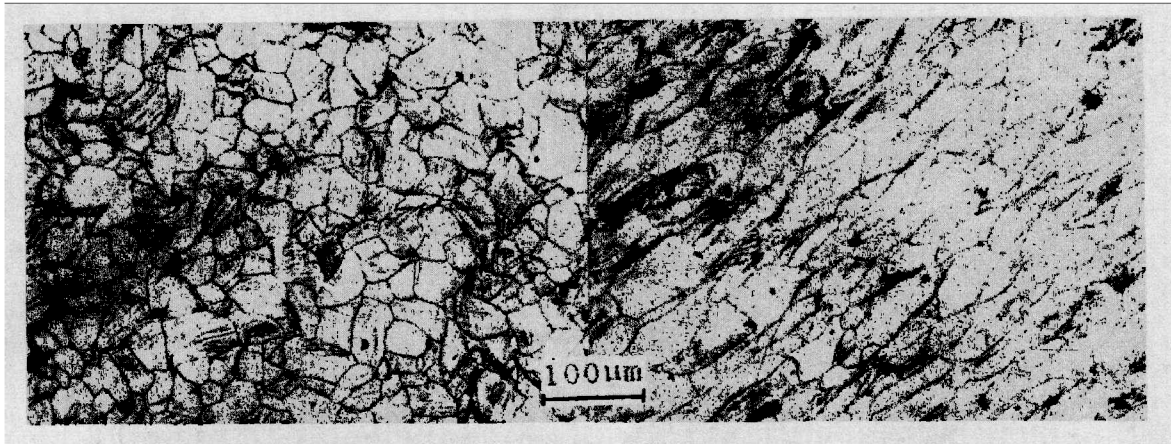
1. Nitrogen gas vessel, 2. Valve of pressure controlling,
3. Copper/Copper-Nickel thermocouple wires,
4. gas pipe, 5. Specimen, 6. liquid Nitrogen, 7. Dewar vessel, 8. thermostatic box

试验后的每块试件都经手工磨光、电解抛光和化学侵蚀, 作了金相观察。电解抛光液配方为甘油360 ml、甲醇390 ml、高氯酸36 ml和蒸馏水24 ml。

三、试验结果和讨论

1. 绝热剪切带的微观观察

β -钛合金TB-2在常温高应变率下绝热剪切带的发生和发展过程, 已在文献(7)中详细报导, 本试验研究中所观察到的结果基本与之一致, 不再详述, 但由于本批试件的原始金相组织与(7)中略有不同, 表现如图2所示, 晶粒比较粗大, 并且存在较密的滑移线以及晶粒沿轴向明显拉长, 从而意味着试件在试验前的冷加工预变形较大, 因此也观察到一些新现象。这主要是: (1)、由于剪切带宽度有可能小于晶粒尺度, 因而出现了剪切带横穿晶粒的现象。典型的穿晶剪切带如图3a所示, 可见原晶界在穿晶剪切带两侧发生显著的剪切错



a、横剖面

b、纵剖面(∠轴向)

图2 钛合金TB-2原始金相组织

Fig. 2 Micrographs of specimens TB-2 before testing

a、Cross section, b、longitudinal section

a、 $\dot{\epsilon} = 2.6 \times 10^3 / \text{s}$, $\epsilon = 29.3\%$ b、 $\dot{\epsilon} = 3.2 \times 10^3 / \text{s}$, $\epsilon = 16.7\%$

图3 常温(20℃)下高应变率试验中出现的绝热剪切带

Fig. 3 Micrographs of specimens TB-2 after high velocity deformation

at room temperature

位。另外,图示这一剪切带虽然具有转变带的基本特征,但在带内也还可见到部分残留的晶界。(2)、控制绝热剪切带是否形成和发展的临界“应变率-应变”值较〔7〕中报导的为高。例如,即使在 $\dot{\epsilon} = 3.15 \times 10^3 / \text{s}$ 和 $\epsilon = 16.7\%$ 的条件下,如图3b所示,也才观察到刚形成的、不连续的形变型剪切带。看来,粗大晶粒和预塑性变形将减缓绝热剪切带的形成和发展。

对于试验温度为 $-90^\circ\text{C} \sim -190^\circ\text{C}$ 的低温试验试件的金相观察表明,一旦出现绝热剪切带,都是转变型剪切带,或至少是兼有转变型显微结构和形变型显微结构的混合型剪切带,而未观察到单纯的形变带。环境温度为 -90°C , -110°C 和约 -190°C 时的典型的含剪切带的显微照片分别如图4、图5和图6所示。对这些观察结果进行对比后不难发现,随着试



a, $\dot{\varepsilon} = 3.4 \times 10^3 /s$, $\varepsilon = 17.9\%$

b, $\dot{\varepsilon} = 1.5 \times 10^3 /s$, $\varepsilon = 13.4\%$

图 4 $T_e = -90^\circ\text{C}$ 下高应变率试件中出现的绝热剪切

Fig. 4. Micrographs of specimens TB-2 tested at $T_e = 90^\circ\text{C}$ showing the transformed or combined shear band

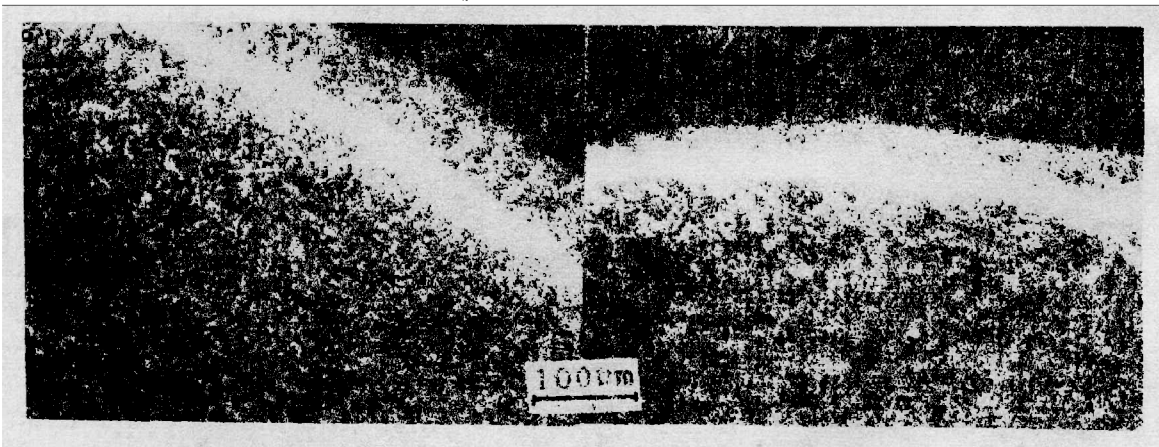


图 5 $T_e = -110^\circ\text{C}$ 下, 当 $\dot{\varepsilon} = 1.4 \times 10^3 /s$, $\varepsilon = 15.8\%$ 试件出现的绝热剪切带

Fig. 5 Micrographs of specimens TB-2 tested at $T_e = -110^\circ\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 1.4 \times 10^3 /s$, and $\varepsilon = 15.8\%$, showing the transformed shear band

图 6 T_e 约为 -190°C 下 $\dot{\varepsilon} = 3.4 \times 10^3 /s$, $\varepsilon = 3.5\%$ 试件中出现的剪切带

Fig. 6 Micrographs of specimens TB-2 tested at $T_e = -190^\circ\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 3.4 \times 10^3 /s$, and $\varepsilon = 3.5\%$, showing the transformed shear band

验温度的降低, TB-2 对绝热剪切显得更加敏感。例如由图 3b 和图 4b 的对比可见, 在大致相同的应变率和应变条件, 常温下才出现断续细窄的形变带, 而在 -60°C 下已发展成明显的转变带。又如图 4b 和图 5 的对比可见, 在 -90°C 试件中, 观察到的是混合带, 而在 -110°C 试件中, 即便在应变率和应变略低些的条件下, 观察到的则是完全的转变带。特别值得注意的是如图 6 所示, 在试验温度低到约 -190°C 时, 虽然应变率仅为 $3.4 \times 10^3 /s$ 、应变仅为 3.5% , 已观察到粗亮而边界清晰的转变带。

对于每一试验温度, 按照是否观察到剪切带, 可把全部试验结果标在 $\dot{\varepsilon}$ - ε 图上。对于室

温、 -90°C 和 -110°C ，分别如图7的a、b和c所示。由此可见，(7)和(9)中提出的在给定环境温度下绝热剪切的发生和发展同时依赖于应变率和应变的双变量准则在低温下仍然成立；而当环境温度也作为一个变量时，绝热剪切则将随环境温度的降低而更易于发生，或即将同时依赖于应变率 $\dot{\epsilon}$ 、应变 ϵ 和环境温度 T_e 。

还应指出，本试验工作虽未对绝热剪切断裂的临界条件作系统研究，但已观察到的结果也表明绝热剪切断裂同样是随环境温度的降低而更易于发生的，例如在 20°C 下，当 $\dot{\epsilon}=3 \times 10^3/\text{s}$ 和 $\epsilon=40\%$ 时观察到裂纹出现；在 -90°C 下，当 $\dot{\epsilon}=2 \times 10^3/\text{s}$ 和 $\epsilon=25\%$ 时观察到断裂出现；而在 -110°C 下，则当 $\dot{\epsilon}=1.5 \times 10^3/\text{s}$ 和 $\epsilon=15\%$ 时就观察到断裂出现。

上述大量的试验观察结果表明，文献(4)和(5)关于钛合金绝热剪切的临界应变值，在 200°C 附近存在一个极小值的结论是值得商榷的，至少不能简单地推论到低温情况。事实

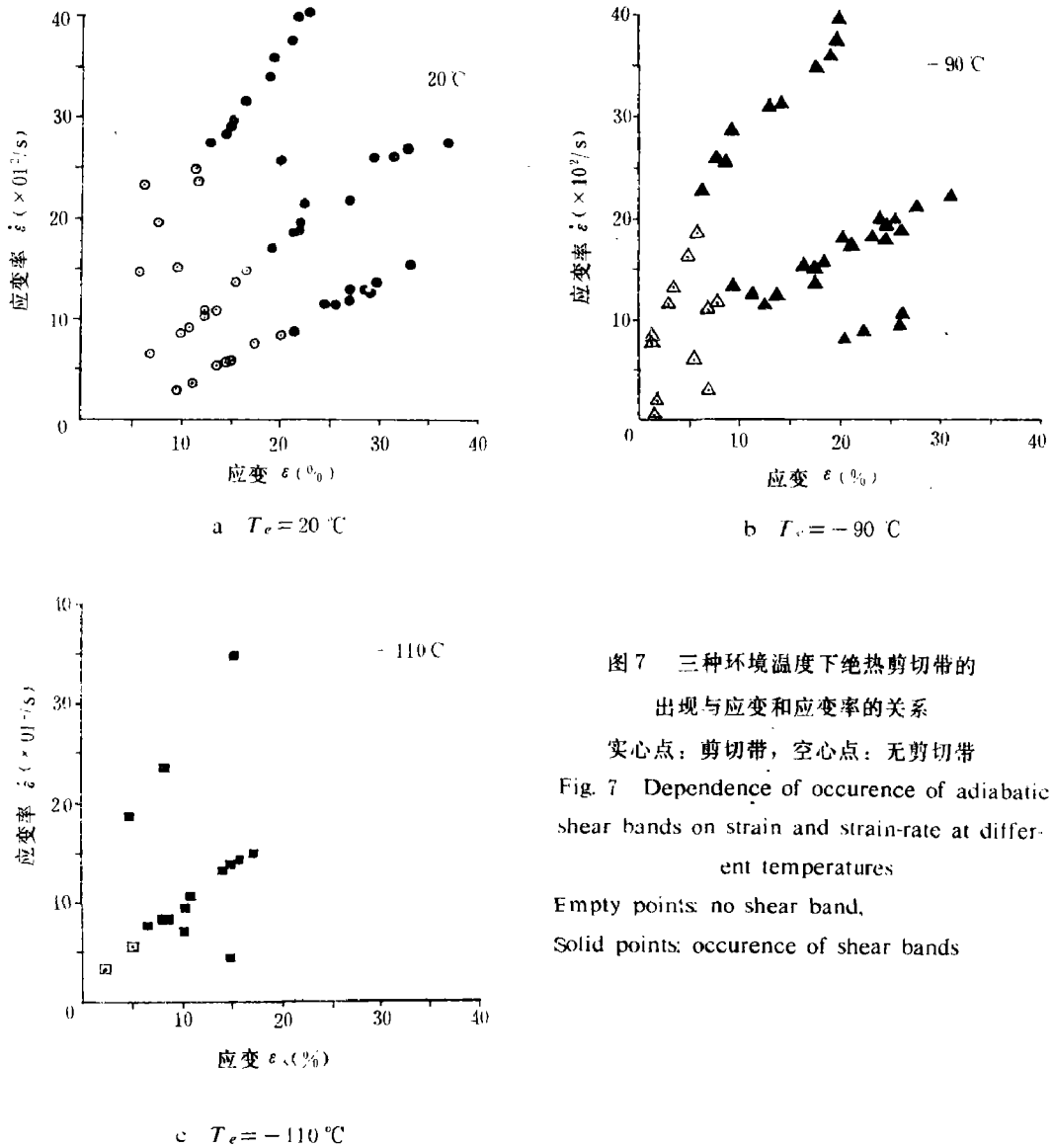


图7 三种环境温度下绝热剪切带的出现与应变和应变率的关系
 实心点：剪切带，空心点：无剪切带
 Fig. 7 Dependence of occurrence of adiabatic shear bands on strain and strain-rate at different temperatures
 Empty points: no shear band,
 Solid points: occurrence of shear bands

上, 文献〔4〕本来就未包含低温试验; 文献〔5〕虽然有 -100°C 的低温试验, 但从作者给出的临界应变值 $\varepsilon_c(20^{\circ}\text{C})=1.22\pm 0.2\%$ 和 $\varepsilon_c(-100^{\circ}\text{C})=12.4\pm 0.2\%$, 其实也难得出在 200°C 下存在极小值的结论, 何况文献〔5〕中关于临界应变 ε_c 的确定在很大程度上也是经验性的。从根本上说, 文献〔4〕和〔5〕的讨论都是基于Culver的临界应变准则, 而这类单变量准则由于忽略了应变率对绝热剪切的影响必会带来较大的误差。

2. 热粘塑性特性的宏观研究

绝热剪切现象的发生强烈地依赖于材料本身的热粘塑性特性, 反过来, 一旦发生绝热剪切也会在材料的动态应力、应变曲线上有所反映, 因此, 我们在从微观方面对绝热剪切进行研究的同时, 也从宏观方面对材料的热粘塑性特性进行了研究。

环境温度分别为 20°C 、 -90°C 和 -110°C 的三组实测的动态工程应力应变曲线($\Sigma-e$)如图8所示, 平均应变率都是 $1.5\times 10^3/\text{s}$ 左右。如所预期, 流动应力随环境温度的降低而提高。这样, 在给定应变下的塑性形变功, 从而在绝热过程中由此转化的热能都将增大, 显然有利于绝热剪切的发生。然而, 虽然通过显微观察已发现有剪切带, 相应的工程 $\Sigma-e$ 曲线均未失稳, 即其斜率保持为正, 只是斜率值随环境温度的降低而减少, 即

$$\left(\frac{d\Sigma}{de}\right)_{20^{\circ}\text{C}} > \left(\frac{d\Sigma}{de}\right)_{-90^{\circ}\text{C}} > \left(\frac{d\Sigma}{de}\right)_{-110^{\circ}\text{C}}$$

与文献〔7〕中相类似, 当引入真应力 $\sigma=(1+e)\Sigma$ 和对数应变 $\varepsilon=\ln(1+e)$ 以后, 相应于上述三组 $\Sigma-e$ 曲线的动态真应力、应变曲线 $\sigma-\varepsilon$ 见图9。室温下 $\sigma-\varepsilon$ 曲线和〔7〕中报导的一致, 呈现一水平段($d\sigma/d\varepsilon=0$)。这对应于形变带的发生发展, 向转变带的转化、转变带的发展直至断裂等绝热剪切全过程, 而温度为 -90°C 和 -110°C 的 $\sigma-\varepsilon$ 曲线则只出现失稳点($d\sigma/d\varepsilon=0$)及随后的斜率为负值的失稳阶段($d\sigma/d\varepsilon<0$), 且相比之下, 温度低者相应的斜率绝对值大 $|d\sigma/d\varepsilon|_{-90^{\circ}\text{C}} < |d\sigma/d\varepsilon|_{-110^{\circ}\text{C}}$ 。这与低温下只观察到转变型剪切带以及温度愈低对绝热剪切愈敏感的事实是相一致的。

图8和图9所示动态应力应变曲线是 $10^3/\text{s}$ 量级的高应变率下测得的, 可近似看作绝热曲线, 这时绝大部分非弹性形变功转化为热量而引起温升 ΔT , 即有

$$\rho c \Delta T = \beta \left(\int_0^{\varepsilon} \sigma d\varepsilon - \frac{\sigma^2}{2E} \right) \quad (1)$$

其中 ρ 为材料密度, c 为比热, E 为杨氏模

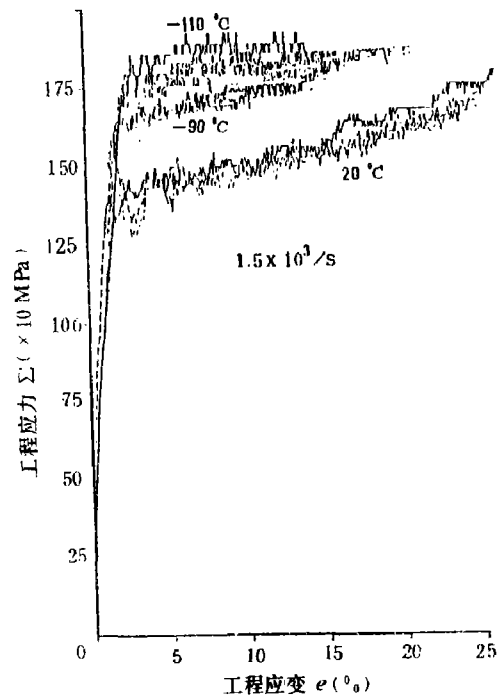


图8 三种不同环境温度下
动态工程应力、应变曲线

Fig. 8 Dynamic engineering stress-strain curves of TB-2 at different temperatures

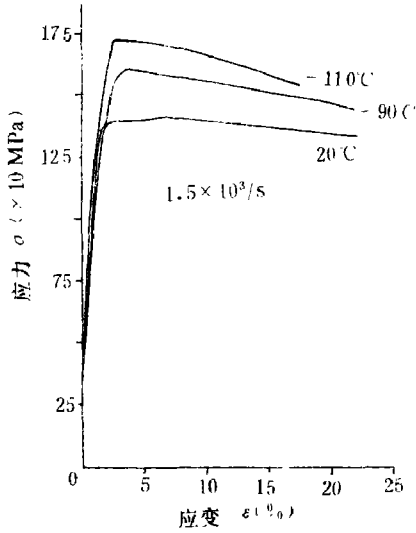


图 9 三种不同温度下真应力应变曲线
Fig. 9 Dynamic true stress-strain curves of TB-2 at different temperatures

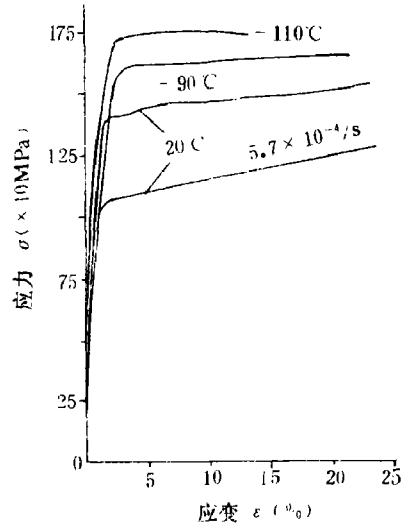


图 10 三种不同温度下动态等温应力、应变曲线及其与准静态等温应力、应变曲线的比较
Fig.10 Dynamic isothermal true stress-strain curves of TB-2 at different temperatures, comparing with quasistatic stress-strain curve

量， β 为非弹性形变功转化为热量的百分比。而由绝热温升 ΔT 所引起的应力下降 $\Delta\sigma$ 则为

$$\Delta\sigma = \int_0^{\Delta T} \frac{\partial\sigma}{\partial T} dT \quad (2)$$

式中 $\partial\sigma/\partial T$ 是材料的热软化率。参照文献 (7) 所给出的 TB-2 的材料参数, 作为一阶近似, 取 $\rho=4.5\text{g/cm}^3$, $c=0.527\text{J/g}\cdot\text{K}$, $E=1.03\times 10^6\text{MPa}$, $\beta=1$, $\partial\sigma/\partial T=-1.5\text{MPa/K}$ 。由式 (1) 和 (2) 可以将图 9 所示绝热 $\sigma-\varepsilon$ 曲线化为 $\dot{\varepsilon}=1.5\times 10^3/\text{s}$ 的动态等温 $\sigma-\varepsilon$ 曲线, 如图 10 所示。同一图中还给出了应变率为 $5.7\times 10^{-4}/\text{s}$ 的准静态等温 $\sigma-\varepsilon$ 曲线。这些等温曲线塑性部分的斜率近似相等, 反映了材料的应变硬化特性 $\partial\sigma/\partial\varepsilon(>0)$ 。准静态等温曲线和动态等温曲线间的流动应力差反映了材料的应变率硬化特性 $\partial\sigma/\partial\dot{\varepsilon}(>0)$, 而不同试验环境温度的动态等温曲线间的流动应力之差则反映了材料的热软化特性 $\partial\sigma/\partial T(<0)$ 。

由此可见, β -钛合金 TB-2 的本构特性应该用一个包含应变硬化、应变率硬化和热软化的热粘塑性本构方程来描述。一个较简单实用的形式是⁹⁾

$$\sigma = \left(\sigma_0 + E_1 \varepsilon\right) \left(1 + g \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \left(1 - a \frac{T - T_0}{T_0}\right) \quad (3)$$

其中 σ_0 、 $\dot{\varepsilon}_0$ 和 T_0 分别是由常温准静态试验确定的材料特征应力、特征应变率和特征温度。由本文试验结果可确定为 $\sigma_0=1.03\text{GPa}$ 、 $\dot{\varepsilon}_0=5.71\times 10^{-4}/\text{s}$ 和 $T_0=20^\circ\text{C}$ 。 E_1 、 g 和 a 分别是表征材料应变硬化、应变率硬化和热软化的材料常数, 由本文试验结果, 以最小二乘法拟合可得: $E_1=1.21\text{GPa}$ 、 $g=1.89\times 10^{-2}$ 和 $a=0.381$ 。

3. 温度相关的热粘塑性失稳准则

在上述有关钛合金 TB-2 绝热剪切带显微观察和热粘塑性特性宏观研究的基础上, 可进一步研究相关的绝热剪切准则。

对于热粘塑性材料, 从以下三个基本方程出发, 可以建立绝热剪切的热粘塑性失稳准则^[9]:

(1) 本构关系

$$\sigma = \sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) \quad (4)$$

(2) 失稳临界条件

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{\partial\sigma}{\partial\varepsilon} + \frac{\partial\sigma}{\partial\dot{\varepsilon}} \frac{d\dot{\varepsilon}}{d\varepsilon} + \frac{\partial\sigma}{\partial T} \frac{dT}{d\varepsilon} = 0 \quad (5)$$

(3) 绝热条件

$$\frac{dT}{d\varepsilon} = \frac{\beta\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T)}{\rho c} \quad (6)$$

将 (6) 和 (4) 代入 (5) 得一个应变率 $\dot{\varepsilon}$ 关于应变 ε 的一阶常微分方程, 这意味着绝热剪切临界条件可表达为

$$f_c(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) = 0, \quad (7)$$

对形如式 (3) 的本构方程, 对应的绝热剪切临界条件为

$$\left(\frac{\sigma_0}{E_1} + \varepsilon\right) \left(1 + g \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \left(A - \frac{\alpha\beta E_1}{\rho c T_0} \varepsilon\right) = 1 \quad (8)$$

注意, 失稳条件 (7) 或 (8) 是在给定的环境温度下导出的, 因此对各种不同的给定环境温度都是成立的。

就式 (8) 而言, 在特定的环境温度 T_e 下, 一定的 A 值对应绝热剪切过程中一定的状态, 如绝热剪切带的起始等^[9]。本实验结果发现, 在不同的环境温度下, 绝热剪切带起始的临界 $\dot{\varepsilon} - \varepsilon$ 值是不同的, 这表示同一绝热剪切状态的 A 值在不同的环境温度下应有所差别, 也就是说, A 应是一个关于环境温度的函数

$$A = A(T_e) \quad (9)$$

此外, 材料的密度 ρ 和比热 c 一般也是与环境温度 T_e 有关的, 但是, 于一阶近似, 忽略环境温度对 ρ 和 c 的影响, 则把式 (9) 代入式 (8), 可得到环境温度相关的绝热剪切准则

$$\left(\frac{\sigma_0}{E_1} + \varepsilon\right) \left(1 + g \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \left[A(T_e) + \frac{\alpha\beta E_1}{\rho c T_e} \varepsilon\right] = 1 \quad (10)$$

上式是一个以应变 ε 、应变率 $\dot{\varepsilon}$ 和环境温度 T_e 为变量的三元代数方程。若式 (9) 已知, 则式 (10) 在以 ε 、 $\dot{\varepsilon}$ 和 T_e 为轴的三维空间坐标上代表一个曲面。如果 A 是一个具有特定物理含义临界状态参量, 那么该曲面的两侧对应的状态是不同的。对于不同意义的 A , 在上述三维空间中对应不同的曲面, 这个曲面族将空间分成多个层, 每层中对应的绝热剪切状态是不同的。

$A(T_e)$ 可由试验来确定。如对于绝热剪切带起始的临界状态, 由本试验研究所得数据进行拟合可确定 $A(20^\circ\text{C}) = 0.8842$, $A(-90^\circ\text{C}) = 0.8918$ 和 $A(-110^\circ\text{C}) = 0.9028$ 。在 $\dot{\varepsilon} -$

$\dot{\epsilon}$ 图上, 不同的环境温度下的理论临界 $\dot{\epsilon} - \epsilon$ 曲线和试验数据的比较, 见图11所示, 可以看出吻合得是较好的。

上述三条曲线实际上是 ϵ 、 $\dot{\epsilon}$ 和 T_e 空间中式 (10) 所表示的临界曲面分别与平面 $T_e = 20^\circ\text{C}$, $T_e = -90^\circ\text{C}$ 和 $T_e = -110^\circ\text{C}$ 的交线, 并分别对应于 (9) 中建议的一定环境温度下的双变量 $(\dot{\epsilon}, \epsilon)$ 绝热剪切准则。反之, 式 (10) 则正是 (9) 中建立的双变量绝热剪切准则在不同环境温度下的推广, 成为一个既包含应变和应变率又包含环境温度的三控制变量的热粘塑性失稳准则。

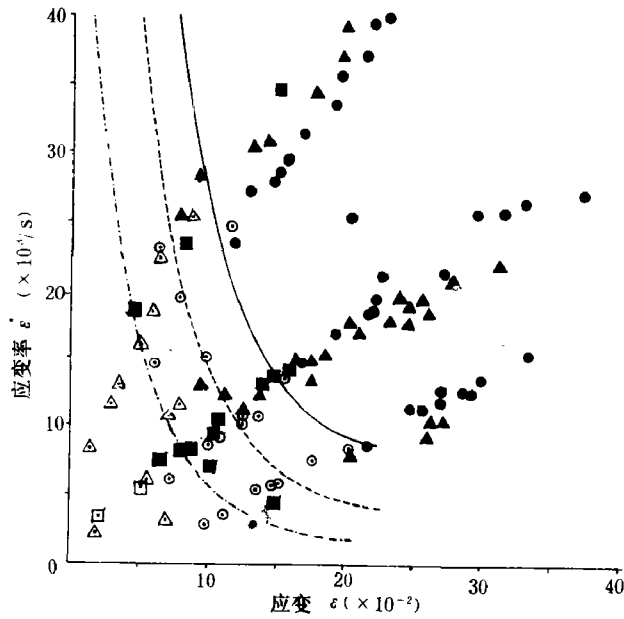


图11 绝热剪切带起始与应变、应变率和环境温度的关系
理论曲线与实验数据比较

试验数据		
T_e (°C)	无剪切带	有剪切带
+20	○	•
-90	△	▲
-110	□	■

理论曲线 —— +20°C - - - - 90°C - · - · - 110°C

Fig. 11 Dependence of occurrence of adiabatic shear bands on strain, strain-rate and environmental temperature

The experimental data		
T_e (°C)	no shear band	occurrence of shear band
+20	○	•
-90	△	▲
-110	□	■

The theoretical curves. —— +20°C - - - - 90°C - · - · - 110°C

四、结 论

1. 室温和低温下的SHPB试验研究表明, β -钛合金TB-2的流变特性对应变率和温度相当敏感, 并可用一个形为

$$\sigma = \left(\sigma_0 + E_t \varepsilon \right) \left(1 + g \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \left(1 - a \frac{T - T_0}{T_0} \right)$$

的热粘塑性方程来描述。

2. 金相观察表明, 与文献〔4〕和〔5〕中的结论不同, 钛合金TB-2在低温下比在常温下对绝热剪切更为敏感; 且低温高应变率下形成的绝热剪切带的显微结构与常温下既包含形变带又包含转变带不同, 均以转变带形态或至少以混合带形态出现, 其细节还有待于进一步研究。

3. 把文献〔9〕中基于热粘塑性失稳所建议的, 在给定环境温度下的双变量绝热剪切准则, 应用到不同的环境温度下, 可发展成为一个既包含应变和应变率又包含环境温度的三个控制变量的绝热剪切准则。理论预示和试验结果吻合得较好。

致谢: 本研究工作获国家教委基金项目“工程材料绝热剪切破坏规律的研究”的资助, 试验工作中得到中国科学技术大学胡时胜副教授的大力支持; 金相照片制作中得到宁波大学石明同志的协助, 特致谢意。

参 考 文 献

- 〔1〕 Rogers, H. C., *Ann. Rev. Mater. Sci.*, **9** (1979), 283.
- 〔2〕 Rogers, H. C., *Deformation Processing and Structure*, ed. G. Krauss, ASM (1985), 425.
- 〔3〕 Dormeival, R., *Inter. Conf. on Impact Loading and Dynamic Behavior of Materials*, May 18-22 (1987), Bremen.
- 〔4〕 Dormeival, R., Stelly, M., *Proc. Conf. on High Energy Rate Fabrication*, ed. T. Z. Blazyski, Leeds (1981), 10.
- 〔5〕 Timothy, S. P., Hutchings, I. M., *Inst. Phys. Conf. Ser.*, **70** (1984), 197.
- 〔6〕 Culver, R. S., *Metall. Effects at High Strain-rates*, Plenum, New York (1973), 519.
- 〔7〕 Wang Lili, Lu Weixian, et al., *IUTAM Int. Symp. on MMMHVDF*, Aug. 12-15 (1985), Tokyo, Japan; *Macro- and Micro-Mechanics of High-Velocity Deformation and Fracture*, Springer-Verlag, Berlin (1987), 356.
- 〔8〕 卢维娴, 王礼立, 陆在庆, *金属学报*, **22** (1982), 317.
- 〔9〕 Wang Lili, *Proc. Int. Symp. on Intense Dynamic Loading and its Effects*, eds. Zheng Zheming, et al., Sci. Press, Beijing (1986), 787.
- 〔10〕 徐天平, 王礼立, 卢维娴, *爆炸与冲击*, **7** (1987), 1.

THE HIGH VELOCITY DEFORMATION AND ADIABATIC SHEARING OF A TITANIUM ALLOY AT LOW TEMPERATURE

Bao Hesheng, Wang Lili, Lu Weixian

(*University of Science and Technology of China, Ningbo University*)

ABSTRACT The macro- and micro-scopic investigation of high velocity deformation and adiabatic shearing for a β -titanium alloy TB-2 at low temperature and high strain rates by using a Split Hopkinson Pressure Bar, shows that (1) the dynamic mechanical behavior of TB-2 is highly susceptible to strain rate and temperature, and can be described by a thermal visco-plastic constitutive equation with the form

$$\sigma = (\sigma_0 + E_1 \epsilon) \left(1 + g \ln \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0}\right) \left(1 - \alpha \frac{T - T_0}{T_0}\right);$$

(2) the material is more sensitive to adiabatic shearing at low environmental temperature than at room temperature, as well as the type and structure of adiabatic shear band at low temperature are different from that at room temperature. Moreover, by taking the environmental temperature, as a control-variable into consideration, the two control-variables thermal-viscoplastic instability criterion of adiabatic shearing suggested by Wang⁹ can be generalized to a tri-control variables criterion. The theoretical prediction is in agreement with the experimental data.

KEY WORDS adiabatic shearing, thermal-viscoplastic instability, high velocity deformation, low temperature, titanium alloy