文章编号：1004-0609(2010)11-2124-06

应变速率对 β 固溶 Ti-10V-2Fe-3Al 合金应力诱发马氏体相变的影响

陈 威[1], 孙巧艳[1], 肖 林[1], 佘文博[1], 孙 军[1], 葛 鹏[2]

(1. 西安交通大学 金属材料强度国家重点实验室，西安 710049;
2. 西北有色金属研究院，西安 710016)

摘 要：研究应变速率对 β 固溶处理的 Ti-10V-2Fe-3Al 合金应力诱发马氏体相变的影响。结果表明，随着应变速率由 5×10^{-4} s^{-1} 增加到 1 500 s^{-1}，合金都发生应力诱发马氏体转变，且诱发应力随着应变速率的增加而增加。金相形貌及 XRD 分析显示，在所有的应变率下，合金拉伸后的微观组织均由针片状 α″相和 β 基体相组成。应用热激活界面运动模型及拉伸过程的温度升高解释了随着应变速率的增加，诱发应力增加的现象。

关键词：Ti-10V-2Fe-3Al；应力诱发马氏体；诱发应力；应变速率
中图分类号：TG 146.2 **文献标志码**：A

Influence of strain rate on stress induced martensitic transformation in β solution treated Ti-10V-2Fe-3Al alloy

CHEN Wei[1], SUN Qiao-yan[1], XIAO Lin[1], SHE Wen-bo[1], SUN Jun[1], GE Peng[2]

(1. State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials,
Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China;
2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: The influence of strain rate on the stress induced martensitic transformation in β solution treated Ti-10V-2Fe-3Al alloy was investigated. The results show that the stress induced martensitic transformation takes place in β solution treated Ti-10V-2Fe-3Al alloy with the strain rate increasing from 5×10^{-4} s^{-1} to 1 500 s^{-1}, and the trigger stress increases with the strain rate increasing. Optical microscopy and XRD pattern analysis show that the microstructures are composed of acicular α″ and β matrix for all tensile specimens at all strain rates. The dependence of the trigger stress on strain rate was explained in terms of the thermally activated interface movation model and generated temperature increment during deformation.

Key words: Ti-10V-2Fe-3Al; stress induced martensitic transformation; trigger stress; strain rate

Ti-10V-2Fe-3Al(Ti1023)合金是 20 世纪 70 年代美国 TIMET 公司开发的一种近 β 钛合金。固溶水冷后由于较高的钼当量使得合金中高温 β 相在室温下得以保留。另一方面，这种保留的 β 相又处于亚稳定状态，在外加应力的作用下，当其达到一定值时将发生应力诱发马氏体相变，即 $\beta\rightarrow\alpha''$ [1−7]。通常，应力诱发马氏体相变开始和相变发生的难易程度可用诱发应力来衡量[1]。DUERIG 等[1]将工程应力应变曲线上弹性阶段的切线与应变平台阶段的切线的交点所对应的应力值定义为诱发应力。研究发现，Ti1023 合金应力诱发马氏体相变诱发应力受多种因素影响。一些学者对这些因素进行了研究，归纳起来包括以下几个方面：1) 合

基金项目：国家重点基础研究发展计划资助项目(2007CB613804,2010CB631003); 国家自然科学基金重点资助项目(50831004)；国家自然科学基金资助项目(50771080，50671077)
收稿日期：2009-10-13；**修订日期**：2010-02-05
通信作者：孙 军, 教 授, 博 士; 电话: 029-82667143; E-mail：junsun@mail.xjtu.edu.cn

金元素含量[4−5]；2) 晶粒尺寸[6−7]；3) 实验温度[1]。

应变速率对应力诱发马氏体相变的诱发应力的影响在一些合金中已经进行了大量的研究[8−12]。NASSER 等[9]发现，在 Ni-Ti-Cr 合金中，随着应变速率的增加，合金应力诱发马氏体相变的诱发应力也增加，当应变速率超过临界值时，相变诱发应力大于母相位错滑移所需应力，从而母相只发生位错滑移。ADHARAPURAPU 等[12]对 NiTi 合金研究发现，不论是拉伸还是压缩，相变诱发应力也是随着应变速率的增加而增加。然而，有关应变速率对 Ti1023 合金应力诱发马氏体相变的诱发应力的影响的研究尚未见报道。因此，本文作者研究应变速率对 Ti1023 合金应力诱发马氏体相变诱发应力的影响，以期揭示该合金的性能并为挖掘其应用潜力提供实验依据。

1　实验

实验材料是西北有色金属研究院提供的直径为 *d*14 mm 的 Ti1023 合金棒料，其主要成分为 Ti-10.2V-1.79Fe-3.2Al。用金相法测得合金的相变点为 (805±5) ℃。拉伸试样沿圆棒长度方向切取,准静态拉伸试样标距部分尺寸为 *d*6 mm×30 mm，动态拉伸试样标距部分尺寸为 *d*3 mm×6 mm。为了防止表面氧化,将拉伸试样放入石英玻璃管中在 830 ℃加热保温 1h 后水冷。用金相砂纸轻轻打磨掉试样表面的氧化层。需要强调的是，为了避免在试样的加工过程中由于加工应力诱发马氏体影响研究，需要先加工试样后进行固溶处理[1, 6−7]。

静态拉伸实验在 Instron 实验机上进行。实验温度为室温，应变速率分别为 5×10^{-4}、5×10^{-3} 和 3×10^{-2} s^{-1}，试样拉伸直到拉断。动态拉伸实验在 Hopkinson 气动式冲击拉杆实验机上进行，实验温度为室温，应变速率分别为 700 和 1 500 s^{-1}。冲击拉杆实验机原理如图 1 所示。弹丸在高压空气炮的驱动下高速撞击左端挡块，使和它相连的金属短杆脱开产生一维应力波，通过与其相连的入射杆传递到试样，应力波在试样中一部分返回入射杆，另一部分通过试样传入透射杆。贴在入射杆及透射杆上的应变片随之记录入射波、反射波及透射波并经过超动态应变仪放大，由瞬态波形存储器存储和记录，最后由接口传入计算机处理[8]。用带数码成像系统的金相显微镜对实验前后的金相样品进行观察。样品的物相分析在 Rigaku D/MAX-RB 衍射仪上进行，使用 Cu K_α 射线，加速电压 40 kV，电流 100 mA。

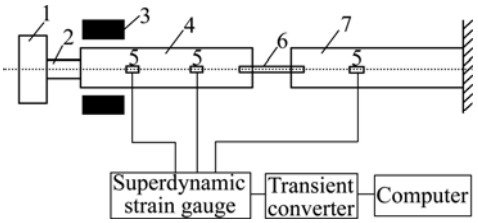


图 1　Hopkinson 气动式冲击拉杆实验机原理示意图

Fig.1　Schematic diagram of Hopkinson tensile impact apparatus: 1—Block; 2—Short metal bar; 3—Hammer; 4—Incident bar; 5—Strain gauges; 6—Tensile specimen; 7—Transmitted bar

2　实验结果

2.1　固溶处理后的组织形貌及相组成

图 2 所示为 Ti1023 经过 830 ℃加热保温 1 h 后水冷的金相组织形貌及相应的 XRD 谱。由图 2 可以看出，固溶处理后组织由单一的等轴 β 相组成，晶粒尺寸约 150 μm。另外，从金相照片上还可以看出组织中存在一些点状夹杂物，能谱分析表明这些夹杂物是包含 S、P、Si 和 Ti 等元素的化合物。同时，通过 XRD

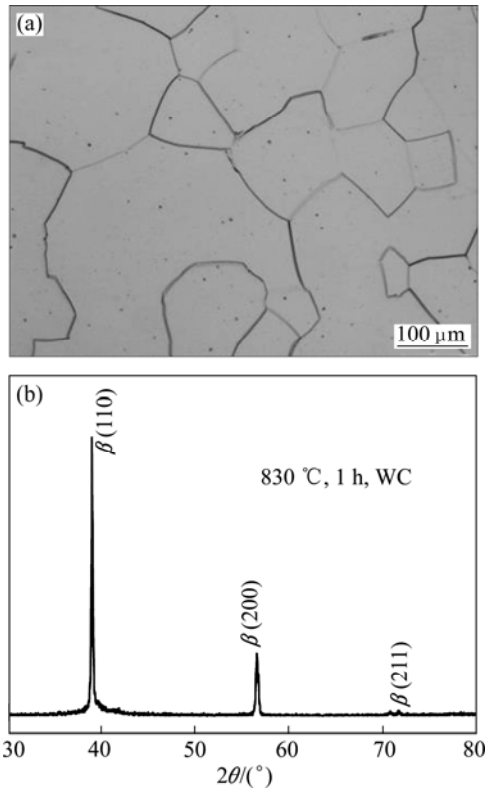


图 2　Ti1023 合金在 830℃固溶 1h 水冷后的金相组织及相应的 XRD 谱

Fig.2　Optical micrograph of Ti-1023 alloy after solution treated at 830 ℃ for 1 h and quenched in water (a) and corresponding XRD pattern (b)

谱可以看出，固溶处理后组织存在轻微的织构，这可能是合金在热加工过程中产生的。但是，这些情况都无碍于本实验的研究。

2.2 拉伸后合金的力学性能

图 3 所示为合金动态拉伸时应变速率分别为 700 和 1 500 s^{-1} 时入射波，反射波和透射波波形图。根据一维应力波理论，可计算出拉伸的应变速率，应变及应力[8]：

$$\dot{\varepsilon}_S(t)=-\frac{2C_0}{L_S}\varepsilon_R(t) \tag{1}$$

$$\varepsilon_S=-2\frac{C_0}{L_S}\int_0^t\varepsilon_R(\tau)\mathrm{d}\tau \tag{2}$$

$$\sigma(t)=\frac{A_0}{A_S}E\varepsilon_T(t) \tag{3}$$

式中：L_S 和 A_S 分别为试样的长度及横截面积；E、C_0 和 A_0 为弹性杆的弹性模量，应力波速及横截面积；$\varepsilon_R(t)$ 和 $\varepsilon_T(t)$ 分别为反射应变—时间变化及透射应变时间变化。

图 4 所示为 Ti1023 合金不同应变速率下准静态

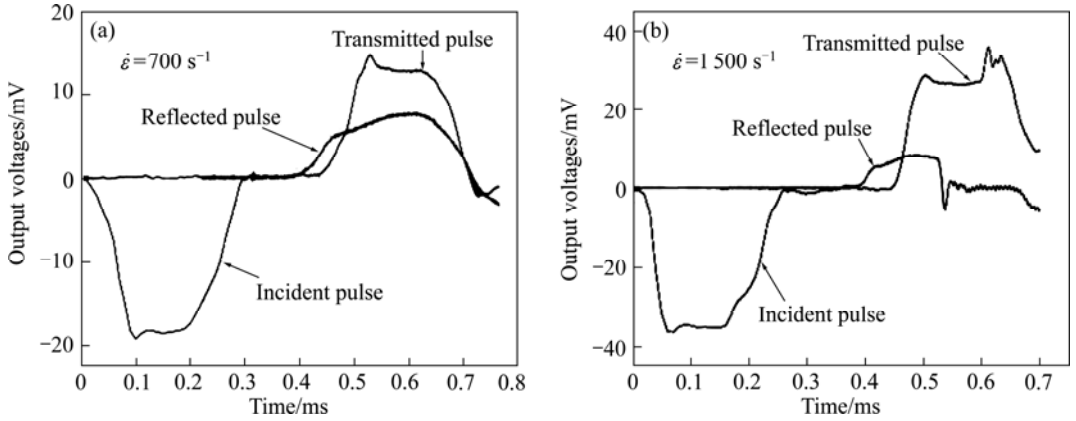


图 3 不同应变速率时入射波、反射波和透射波波形图

Fig.3 Incident, reflected and transmitted pulse at different strain rates: (a) 700 s^{-1}; (b) 1 500 s^{-1}

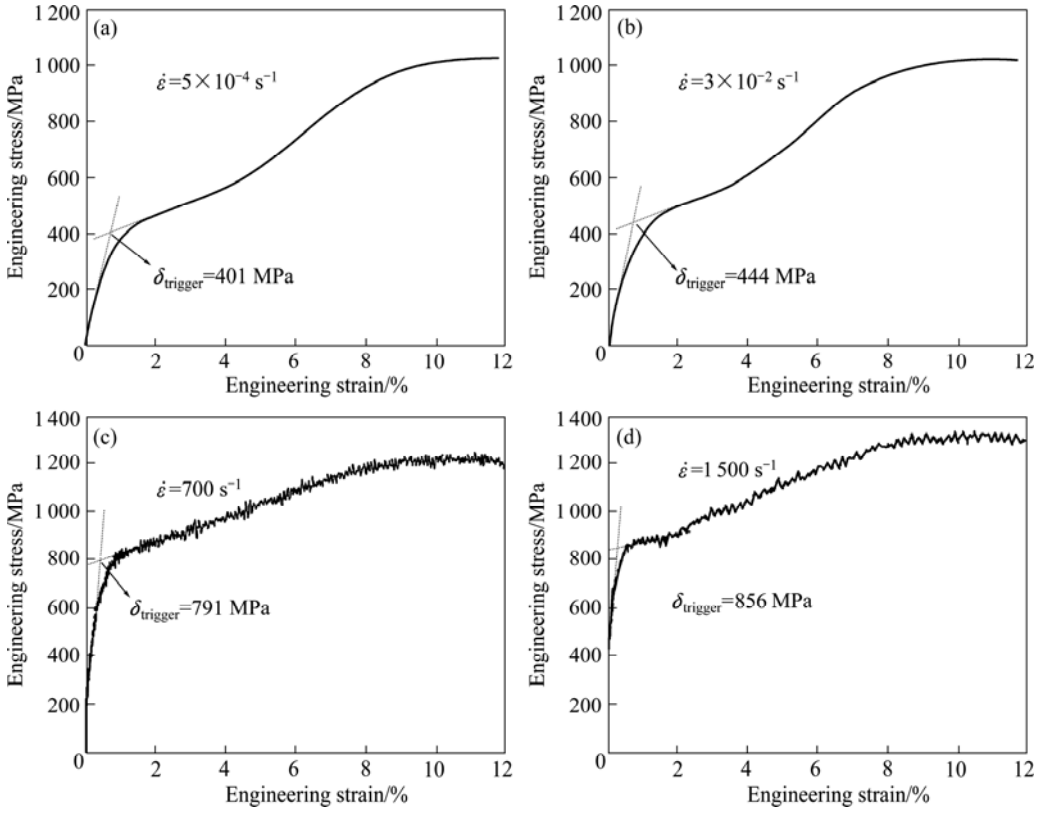


图 4 Ti1023 合金不同应变速率下拉伸的工程应力—应变曲线

Fig.4 Engineering stress—strain curves for Ti-1023 alloy at different strain rates: (a) 5×10^{-4} s^{-1}; (b) 3×10^{-2} s^{-1}; (b) 700 s^{-1}; (b) 1 500 s^{-1}

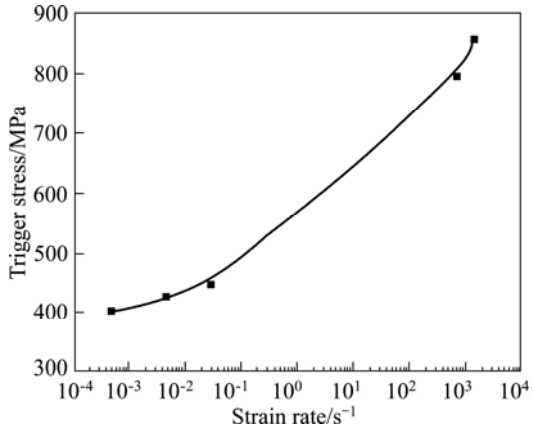


图 5　Ti1023 合金诱发应力随应变速率变化曲线

Fig.5　Variation of trigger stress with strain rate in Ti1023 alloy

及动态拉伸时的工程应力—应变曲线。根据文献[7]和[13]，这些工程应力—应变曲线可以分为 4 个阶段: 1) 母相 β 相发生弹性变形；2) 母相 β 相向马氏体 α″相发生转变，但是母相此时仍处于弹性阶段；3) 残余 β 相与 α″相一起发生弹性变形；4) 残余 β 相与 α″相一起发生塑性变形。按照 DUERIG 等人计算诱发应力的程序算出应力诱发马氏体转变的诱发应力[1]。可以看出，随着应变速率的增加，诱发应力增加(见图 5)，但是，静态拉伸时，诱发应力增加缓慢，动态拉伸时，诱发应力增加较快，当应变速率从 5×10^{-4} s^{-1} 增加到 1 500 s^{-1} 时，诱发应力从 401 MPa 增加到 856 MPa，增加了 1 倍多。此外，对比准静态和动态拉伸曲线可以看出，准静态拉伸曲线的 4 个阶段比动态拉伸曲线的明显。

2.3　拉伸后的组织形貌及相组成

图 6 所示为 Ti1023 合金在不同应变速率下拉伸后的金相显微形貌及相应的 XRD 谱。从图 6 中可以看出，不管是在准静态还是动态拉伸时，在原始晶粒内都产生针片状的 α″相，二者的光学形貌没有太大区别。XRD 谱表明，绝大多数 β 相通过应力诱发马氏体相变转化为 α″相，组织由残余的 β 相和马氏体 α″相组成，这种相组成并不随应变速率的改变而改变。

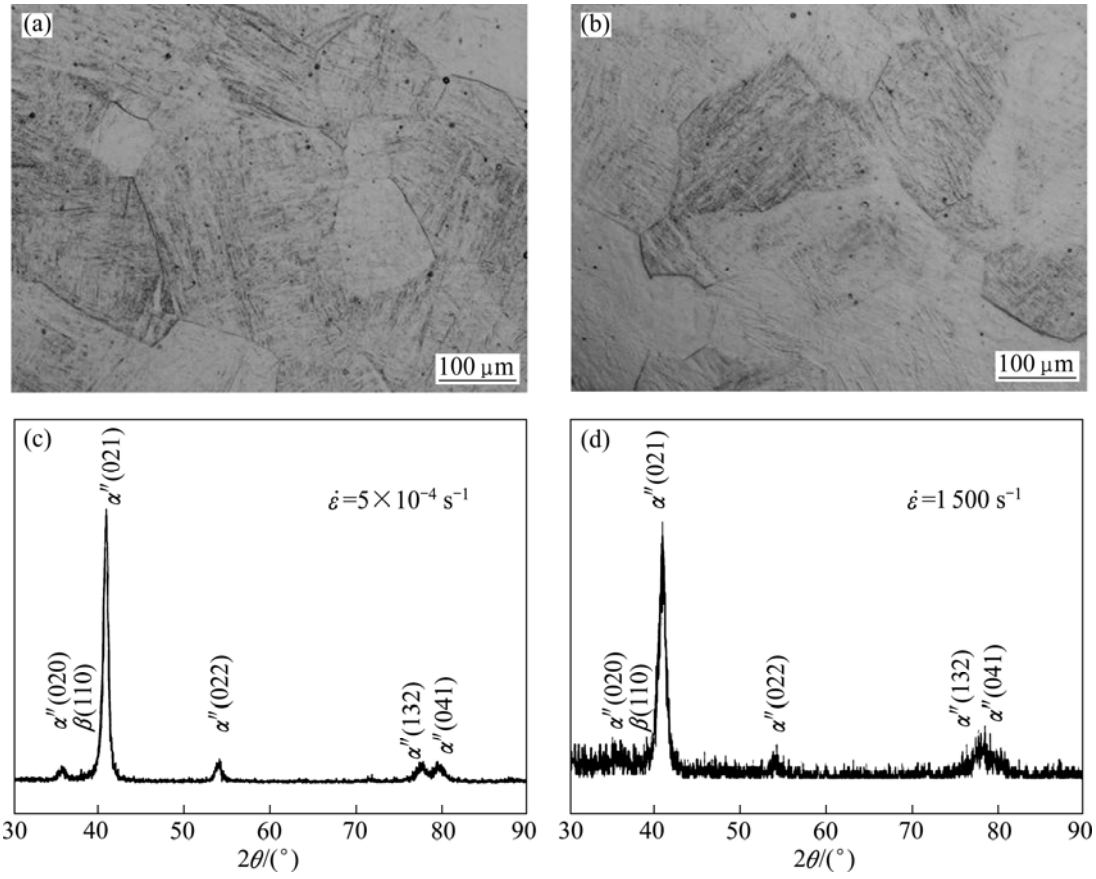


图 6　Ti1023 合金不同应变速率拉伸后的金相形貌及相应的 XRD 谱

Fig.6　Optical microstructures and corresponding XRD patterns of Ti1023 alloy after tensile tested at different strain rates: (a), (c) 5×10^{-4} s^{-1}; (b), (d) 1 500 s^{-1}

3 讨论

β 固溶处理的 Ti1023 合金在不同应变速率下的拉伸结果显示，合金在应变速率 5×10^{-4}~1 500 s^{-1} 之间拉伸后都发生了应力诱发马氏体转变，且随着应变速率的增加，应力诱发马氏体转变的诱发应力单调增加。此外还可以看出，动态拉伸后马氏体相变诱发应力较准静态拉伸有大幅度的增加。母相 β 与马氏体 α''之间的界面具有的界面能及存在于界面附近的弹性应变能是马氏体形核的主要障碍。OLSON 和 COHEN 等[14−15]认为在马氏体的形核和长大过程中，在母相和马氏体相界面存在两类位错，一类是协调晶格变形的共格位错，另一类是降低弹性畸变能的错配位错。因而，在马氏体的形核和长大过程中，马氏体的界面运动显得十分重要。根据界面结构的位错模型，马氏体界面运动被认为是滑移位错的运动。应变速率对界面运动的影响类似于应变速率对位错滑移的影响[8−11]。

材料的变形由热激活和非热激活变形两部分组成，应变速率敏感性的高低主要取决于材料在变形过程中的热激活和非热激活分量的相对高低。当非热激活分量占主导时，应变速率敏感性就低，反之，应变速率敏感性就高。通常，用热激活体积来描述材料的热激活分量[16]：

$$V^* = mkT\frac{\mathrm{d}\ln\dot{\varepsilon}}{\mathrm{d}\delta}$$

式中：V^* 表示热激活体积，m 表示 Taylor 因子，k 表示玻尔兹曼常数，T 表示绝对温度，$\dot{\varepsilon}$ 表示应变速率，δ 表示应力。

GRUJICIC 等[17]研究了热弹性 Cu-Al-Ni 合金的界面运动动力学，提出热激活界面运动模型来考察马氏体界面运动。据此，NASSER 等[9]应用热激活界面运动模型解释了 Ni-Ti-Cr 形状记忆合金拉伸时表现出来的应力诱发马氏体诱发应力对应变速率的敏感性。对于本实验中的 Ti1023 合金，在准静态下拉伸时，由于应变速率低，应力—应变曲线显示了清晰的应力平台，即母相 β 相向马氏体 α''相发生转变阶段。但在动态拉伸时，应力平台逐渐减小。应力诱发马氏体的诱发应力也表现出了很高的应变速率敏感性，这也可以应用热激活马氏体相界面运动模型给予解释。另一方面，应力诱发马氏体是一个放热过程，在高应变速率下，产生的热没有足够的时间向外界传导，从而使得试样的温度升高。这将会增加母相 β 的稳定性，使得应力诱发马氏体相变过程中化学驱动力减小，从而在马氏体相变的过程中需要更大的机械功(诱发应力)，如图 7 所示。

母相 β 相除了会发生应力诱发马氏体相变外，还可以发生其他方式的变形如位错滑移、孪生。它们之间相互竞争。随着应变速率的增加，以上结果表明应力诱发马氏体的诱发应力也随之增加。结合图 4 和 5 可以预想，当应变速率超过某一临界速率后，此时应力诱发马氏体的诱发应力大于其它变形方式所需的临界应力，则应力诱发马氏体相变将受到抑制。NASSER 等[9]在 Ni-Ti-Cr 形状记忆合金中便观察到了这种现象。但是，由于实验设备和试样尺寸对应变速率的限制，这种现象没有在本实验中得以观察。

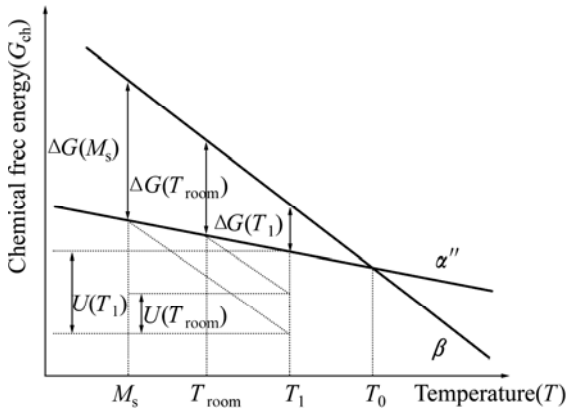


图 7 温度升高对 Ti1023 合金应力诱发马氏体所需机械功 U(诱发应力)的影响示意图

Fig.7 Schematic diagram of influence of increasing temperature on mechanical work U (trigger stress) necessary for stress induced martensitic transformation (Where, ΔG denotes chemical free energy changes. M_s, T_{room} and T_1 are the temperature of martensitic transformation spontaneously, room temperature and increasing temperature, respectively. $T_1>T_{room}>M_s$)

4 结论

1) β 固溶处理的 Ti1023 合金在不同应变速率下拉伸时均发生了应力诱发马氏体行为，且随着应变速率的增加诱发应力也随之增加。动态拉伸较准静态拉伸时诱发应力增加更快。

2) 金相形貌及 XRD 分析显示合金拉伸后都是在 β 基体中产生针片状 α''相。

3) 通过热激活界面运动模型及拉伸过程的温度升高解释了随着应变速率的增加应力诱发马氏体诱发应力增加的现象。

REFERENCES

[1] DUERIG T W, ALBRECHT J, RICHTER D, FISCHER P. Formation and reversion of stress induced martensite in Ti-10V-2Fe-3Al[J]. Acta Metallurgica, 1980, 30: 2161−2172.

[2] DUERIG T W, TERLINDE G T, WILLIAMS J C. Phase transformations and tensile properties of Ti-10V-2Fe-3Al[J]. Metallurgical Transactions A, 1980, 11: 1987−1998.

[3] CHEN W, SONG Z Y, XIAO L, SUN Q Y, SUN J, GE P. Effect of prestrain on microstructure and mechanical behavior of aged Ti-10V-2Fe-3Al alloy[J]. Journal of Materials Research, 2009, 24: 2899−2908.

[4] COSTA J E, WILLIAMS J C, THOMPSON A W. The effect of hydrogen on mechanical properties in Ti-10V-2Fe-3Al[J]. Metallurgical Transactions A, 1987, 18: 421−1430.

[5] FURUHARA T, ANNAKA S, TOMIO Y, MAKI T. Superelasticity in Ti-10V-2Fe-3Al alloys with nitrogen addition[J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 438−440: 825−829.

[6] BHATTACHARJEE A, BHARGAVA S, VARMA V K, KAMAT S V, GOGIA A K. Effect of β grain size on stress induced martensitic transformation in β solution treated Ti-10V-2Fe-3Al alloy[J]. Scripta Materialia, 2005, 53: 195−200.

[7] BHATTACHARJEE A, VARMA V K, KAMAT S V, GOGIA A K, BHARGAVA S. Influence of β grain size on tensile behavior and ductile fracture toughness of titanium alloy Ti-10V-2Fe-3Al[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2006, 37: 1423−1433.

[8] NASSER S N, CHOI J Y, GUO W G, ISAACS J B. High strain-rate, small strain response of a NiTi shape-memory alloy[J]. Journal of Engineering Materials and Technology, 2005, 127: 83−89.

[9] NASSER S N, CHIO J Y, Strain rate dependence of deformation mechanisms in a Ni-Ti-Cr shape-memory alloy[J]. Acta Materialia, 2005, 53: 449−454.

[10] Nasser S N, GUO W G. Superelastic and cyclic response of NiTi SMA at various strain rates and temperatures[J]. Mechanics of Materials, 2006, 38: 463−474.

[11] NASSER S N, CHIO J Y, GUO W G, ISAACS J B. Very high strain-rate response of a NiTi shape-memory alloy[J]. Mechanics of Materials, 2005, 37: 287−298.

[12] ADHARAPURAPU R R, JIANG F C, VECCHIO K S, Gray III G T. Response of NiTi shape memory alloy at high strain rate: A systematic investigation of temperature effects on tension-compression asymmetry[J]. Acta Materialia, 2006, 54: 4609−4620.

[13] PARADKAR A G, KAMAT S V, GOGIA A K, KASHYAP. Various stages in stress-strain curve of Ti-Al-Nb alloys undergoing SIMT[J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 456: 292−299.

[14] OLSON G B, COHEN M. Interphase-boundary dislocations and the concept of coherency[J]. Acta Metallurgica, 1979, 27: 1907−1918.

[15] CHRISTIAN J W, OLSON G B, COHEN M. Classification of displacive transformation: What is a martensitic transformation[J]. Journal de Physique Ⅳ, 1995, 5: 3−10.(in French)

[16] HONG S I, GRAY G T, LEWANDOWSKI J J. Dynamic deformation behavior of Al-Zn-Mg-Cu alloy matrix composites reinforced with 20 vol.% SiC[J]. Acta Metallurgica Materialia, 1993, 41: 2337−2351.

[17] GRUJICIC M, OLSON, OWEN W S. Mobility of martensitic interfaces[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1985, 16: 1713−1722.

(编辑　何学锋)