

高熵合金中的塑性失稳: 锯齿流变行为及其微观机制

Plastic Instability in High-entropy Alloy: Serrated Flow Behavior and Relevant Micro-mechanism

供稿|侯晋雄, 郝荣 / HOU Jinxiong, HAO Rong

内
容
导
读

金属结构材料在特定服役环境(例如高温、低温、蠕变、疲劳以及高速冲击等)下出现塑性不稳定的现象,称为锯齿流变。锯齿流变行为主要表现为应力-应变曲线上的连续快速上升或下降的波动,也被称为波特文-勒夏特利埃效应(Portevin-Le Chatelier, PLC)效应。在非晶合金中,锯齿流变行为归因于剪切带的萌生和传播;而在晶体材料中(例如低碳钢、不锈钢、TWIP/TRIP钢、AlMg合金等金属材料)锯齿流变行为是由于位错与溶质原子之间相互作用导致的。在多组元高熵合金中,多种组元效应使溶质与溶剂之间的界限变得不再清晰,具体是哪些元素与高熵合金内部位错的相互作用依然不是很清楚。本文介绍了多组元高熵合金中的锯齿流变行为,揭示了在高熵合金变形过程中主导锯齿流变的机制。

塑性变形能力是金属材料的重要力学性能之一,相比较于弹性变形,塑性变形的微观机制与宏观表现之间的关联更加复杂。通常金属材料的塑性变形是均匀的,当满足一定的条件时(例如,特定温度、应变速率、预应变),材料在塑性变形过程中会出现失稳现象。在应力-应变曲线上,表现为载荷反复升降的锯齿状,这种现象被称为波特文-勒夏特利埃效应(Portevin-Le Chatelier, PLC)效应。PLC效应的发现可以追溯到19世纪,在黄铜、钢铁、锌等材料的静载实验中发现试样不连续的伸长过程。随后到了20世纪初,Portevin和Le Chatelier

等对硬铝合金的锯齿现象进行了不同室温、应变速率下的系统性研究,随着锯齿现象的出现试样表面出现了波纹痕迹。1953年,提出位错理论的Cottrell将这种锯齿流变行为称之为波特文-勒夏特利埃效应(PLC)效应。

在特定条件下,大多数合金可以观察到锯齿流变行为,例如铝合金^[1-3]、Fe-13Cr-3.4Mn-0.47C不锈钢^[4]、孪生诱发塑性钢(TWIP)钢^[5]、镍基高温合金^[6-7]、CoNiV^[8]、CoCrFeMnNi^[9]等高熵合金。根据锯齿形貌特征,可以将锯齿分为5种主要类型,定义为A、B、C、D和E^[10]。如图1所示,不同类

型的锯齿具有不同的特征曲线。应力升降以周期性方式出现的 A 型锯齿，其中应力值上升到应力的一般水平之上后，应力值发生了急剧下降。与 A 型锯齿相比，B 型锯齿的波动频率更高，在更小的应变下累计更多的锯齿。而在 C 型锯齿中，应力升降幅度较大并且在应力水平以下出现屈服下降。与 A、B 和 C 型锯齿不同，D 型锯齿在应力与应变图中呈现阶梯状图案。E 型锯齿显示出不规则的波动图案。除了这些锯齿特征，在实际的变形中往往会出现不同锯齿的组合，比如 A+B 型、A+C 型和 B+C 型，锯齿类型主要受应变速率和温度的影响。通常情况下，当测试温度升高时，锯齿从 A 型逐渐转变为 B 型和 C 型。类似地，随应变速率的降低，锯齿从 A 型向 B 型或者 C 型过渡；另外，随着应变速率的增加，锯齿逐渐从初始的 A 型或者 B 型锯齿过渡到 C 型锯齿。本文将梳理高熵合金中存在的锯齿流变行为，以及锯齿流变行为在面心立方（FCC）和体心立方（BCC）高熵合金中的特征。解释锯齿流变产生的微观机制，综述主导锯齿类型的因素。

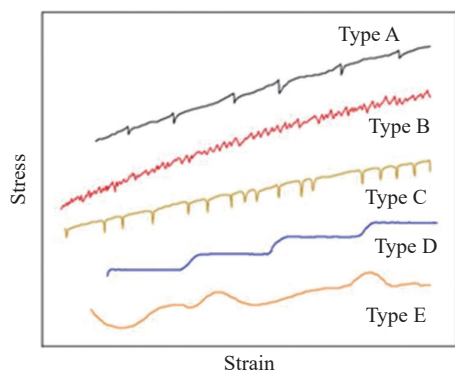


图 1 CoCrFeMnNi 高熵合金在高温下产生锯齿流变行为的应力-应变曲线^[11-12]

动态应变时效在锯齿流变过程中的角色

在非晶合金中，锯齿流变行为的微观机制主要归因于剪切带的间歇滑动。在多晶体材料中，锯齿流变行为的微观机制主要归结为动态应变时效（DSA），即在一定应变速率下，位错与溶质原子相互作用的结果。早在 1949 年，Cottrell 等^[13]便提出了动态应变时效模型，其中溶质原子会扩散到可动位错周围形成 Cottrell 原子气团对可动位错进行钉

扎。但是考虑到溶质原子的晶格扩散速度远小于可动位错的滑移速度，Cottrell 进一步提出了空位辅助溶质原子扩散的模型^[14]。针对溶质原子向位错扩散的方式，研究者提出了一系列模型，比如晶格扩散、空位扩散、管道扩散、跨核扩散等，并且不断更新了研究的结果。

McCormick^[15]于 1972 年结合 Cottrell 提出的气团模型以及间歇式位错运动，认为当可动位错在滑动过程中被其他障碍物暂时阻碍时，给予溶质原子提供了充足的时间，使得溶质原子更易扩散到位错处，从而产生额外的钉扎效果。值得注意的是，参与钉扎可动位错的溶质原子气团并不会随着可动位错继续滑动。因此，宏观应力仅对应溶质对位错的作用力。

Cottrell 模型中原子的扩散方式为空位辅助的晶格扩散，其扩散速率远低于位错的滑动速度，显然难以形成钉扎作用。Sleeswyk^[16]于 1958 年提出了与体扩散相对应的管扩散模型。根据热力学定律，溶质原子偏向于向位错缺陷处扩散，以降低材料总应变能。因此，林位错的存在大大提高了溶质原子的扩散速度。当可动位错被林位错阻碍时，林位错处的溶质原子以更快的速度扩散到可动位错处，从而对可动位错造成额外的阻力。这使得可动位错需要更大的能量克服溶质阻碍继续运动，往复循环，在宏观应力中表现为锯齿现象。1997 年，Nortmann 等^[17]对溶质原子通过管扩散进行的钉扎强化作用进行了细分，分为交叉点强化和线强化。等待时间较短时，溶质原子扩散到可动位错处的数量较少，溶质原子仅聚集在可动位错与林位错的交点处，当等待时间充足时，大量溶质原子聚集在位错附近，并遍布可动位错附近。基于上述的机制，Yu 等^[18]绘制了可动位错、林位错与溶质原子之间相互作用过程及对应的锯齿特征的示意图，如图 2 所示。

2006 年，Curtin 等^[19]提出了跨核扩散机制，即溶质原子从受压的一侧经滑移面，穿过位错核扩散到受拉的一侧。当溶质原子半径比基体原子小时，溶质原子从位错线下方（拉应力侧）扩散到位错线上方（压应力侧），基体原子从位错线上方扩散到位错线下方，以达到最低能量状态。

综上所述，对于动态应变时效中微观机制的描述与理解，尤其是对溶质原子向可动位错的扩散方

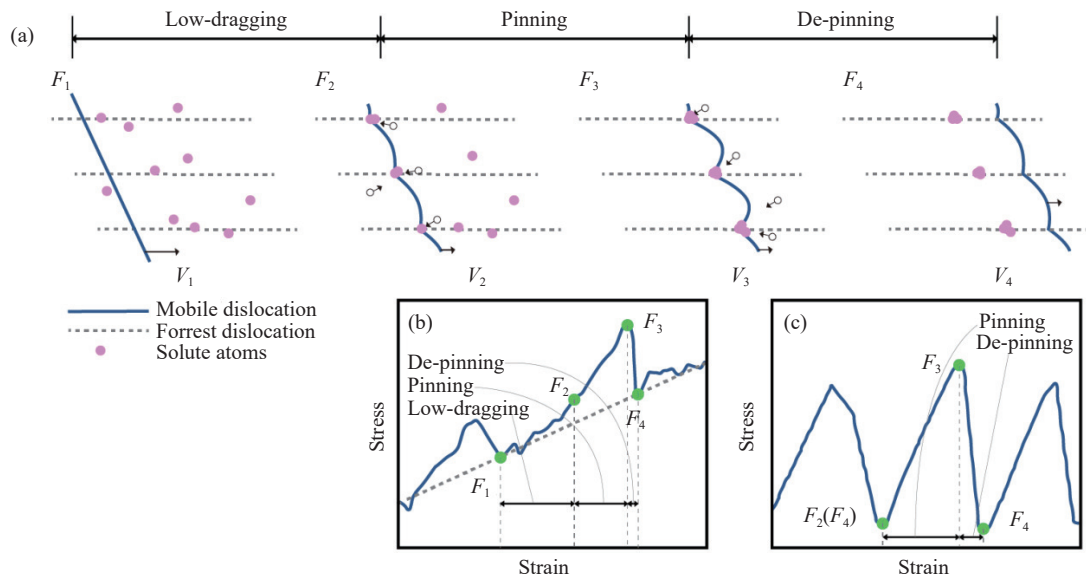


图2 CoCrFeMnNi 高熵合金产生 A 型和 B 型锯齿流变^[18]: (a) 动态应变时效机制 (DSA) 的微观过程示意图; (b) A 型锯齿宏观形貌; (c) B 型锯齿宏观形貌

式, 至今仍无定论。其关键原因是, 动态应变时效的微观过程一直缺乏实验的直接观察, 各种模型仍然只停留在数学判据层面, 而非直接基于材料本质。就目前的研究现状来讲, 管扩散仍是最受认可的溶质原子扩散方式。因此, 本文中以管扩散动态应变时效为主, 以对应锯齿产生的宏观行为。

FCC 高熵合金中锯齿流变行为及其微观机制

根据当前研究进展, 用于制备高熵合金的金属主要包括第 3 周期的 Mg、Al; 第 4 周期的 Ti、V、Cr、Mn、Fe、Co、Ni、Cu 和 Zn; 第 5 周期的 Zr、Nb、Mo 和 Sn; 第 6 周期的 Hf、Ta、W 和 Pb, 另外还有类金属元素 Si 和 B 等。2004 年, Cantor 等^[20]率先制备出等原子数分数的 CoCrFeMnNi 单相 FCC 高熵合金, 由 Cr、Fe、Co、Ni 和 Mn 5 种元素等比例混合, 该合金具有极大的塑性和较高的加工硬化能力。随着研究深入, Cantor 合金在高温准静态力学测试中表现出显著的锯齿流变行为。与低碳钢、Cu 合金、Ni 基高温合金和 Al-Mg 合金类似, 高熵合金的锯齿流变行为同样受温度和应变速率的调控。由于高熵合金中的溶质原子尚未定义, 传统模型无法合理地解释高熵合金的锯齿流变行为, 因此大量研究基于此展开。

基于动态应变时效的微观机制研究, 升高温度有利于溶质原子的移动, 当温度升高到一定程度之

后, 溶质原子对位错的钉扎作用逐渐显现, 因此观察到锯齿现象。Tsai 等^[9]研究了 CoCrFeMnNi 高熵合金在不同温度的锯齿行为 (见图 3(a)), 随着温度从 300 °C 升高到 600 °C, 锯齿现象逐渐明显, 当温度进一步提高到 700 °C 后, 锯齿现象逐渐消失。因此, 在一定的温度区间中锯齿表现出正与负的 PLC 效应。改变应变速率也可以影响锯齿流变, 在可动位错移动之前降低应变速率可以赋予溶质原子更久的扩散时间, 从而产生更强的钉扎作用。如图 3(b) 所示, 当温度设定为 600 °C 时, 应变速率从 10^{-2} s^{-1} 降低到 10^{-4} s^{-1} 可以增强锯齿的幅度, 促使锯齿从 A 型到 C 型转变。基于跨核扩散模型, Tsai 等^[9]提出了 CoCrFeMnNi 高熵合金中的原位钉扎机理, 如图 3(c) 所示。当可动位错被障碍阻碍时, 高熵合金中较大的原子会从压应力侧扩散到拉应力侧, 较小的原子会从拉应力侧扩散到压应力侧: 较大的原子, 如 Cr ($r=0.128 \text{ nm}$) 和 Fe ($r=0.127 \text{ nm}$), 将倾向于扩散到刃型位错的下部, 而 Co ($r=0.125 \text{ nm}$) 和 Ni ($r=0.125 \text{ nm}$) 的原子半径相对较小, 更倾向于分布到刃型位错上部。至于中等大小的 Mn ($r=0.126 \text{ nm}$), 可能表现出不那么强烈的分离倾向。在此模型中, 研究人员还认为在室温时, 局部位错核处的扩散速率不足, 不允许通过位错核扩散使得原子占据位错附近的低能量位置从而钉扎位错。在中等温度区间, 位错核扩散速率允许原子跨

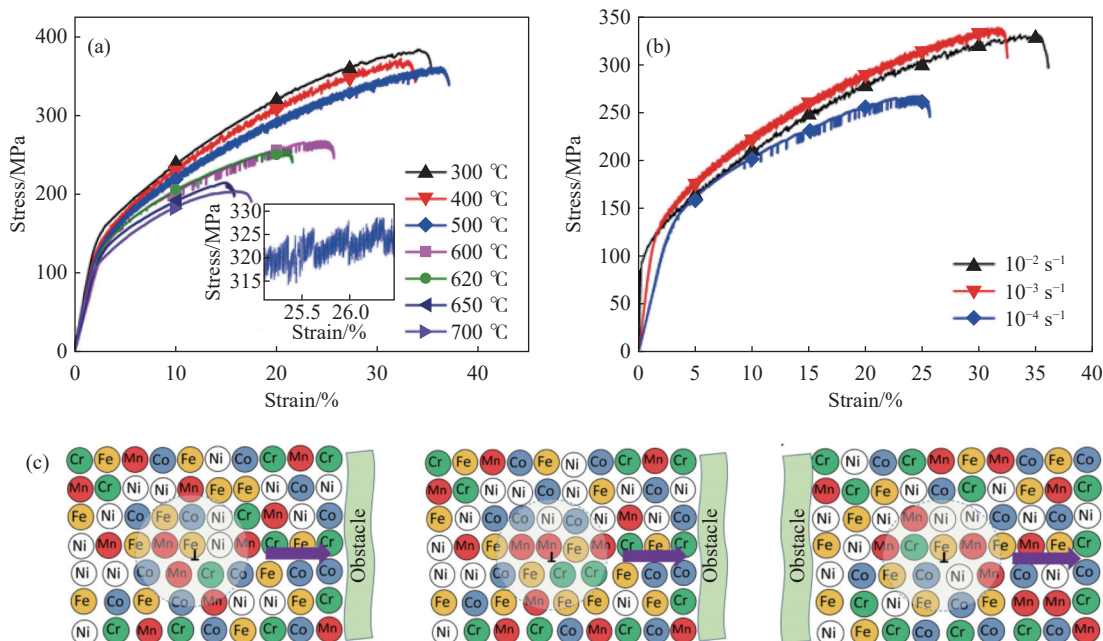


图3 CoCrFeMnNi 高熵合金应力-应变曲线^[9]: (a) 不同温度下产生锯齿流变行为的应力-应变曲线; (b) 600 °C 下不同应变速率产生锯齿流变的应力-应变曲线; (c) 原子跨核扩散微机制

核扩散从而钉扎位错, 产生 PLC 效应。较高温下, 原子振动太大无法通过占据位错周围的低能量位置来锁定位错, 因此 PLC 效应消失。由于 CoCrFeMnNi 高熵合金体系中的原子尺寸差异较大, 使得材料晶格畸变较大, 位错处于较大的压缩和拉伸应变中。众所周知, 溶质和位错之间存在相互作用。为了降低总能量, 溶质原子总是倾向于扩散到位错处, 并由于应力消除和化学键合效应而导致偏析或溶质气团。

在低温下, 高熵合金也同样表现出类似于高温拉伸状态下的锯齿行为。Liu 等^[21]报道了 CoCrFeNi 高熵合金样品在-268.9 °C (4.2 K) 至 20 °C (293 K)

的温度范围内以 10^{-3} s^{-1} 的应变速率进行拉伸过程中的锯齿流变行为, 如图 4 所示, CoCrFeNi 高熵合金在-268.9 °C 和-253 °C (20 K) 的极低温下, 存在明显锯齿状流动。经过分析发现, 上述 2 种条件下的最大李亚普诺夫 (Lyapunov) 指数均为正 (-268.9 °C 为 0.05, -253 °C 为 0.001), 这表明锯齿行为是混沌的 (不稳定动力学)。此外, 透射电子显微镜表征 (TEM) 显示, 在-268.9 °C 下, 测试样品在拉伸加载期间, 经历了从面心立方 (FCC) 到密排六方 (HCP) 的相变, 结果表明在低温局部高应力状态下, HCP 相比 FCC 相更稳定。此外, 透

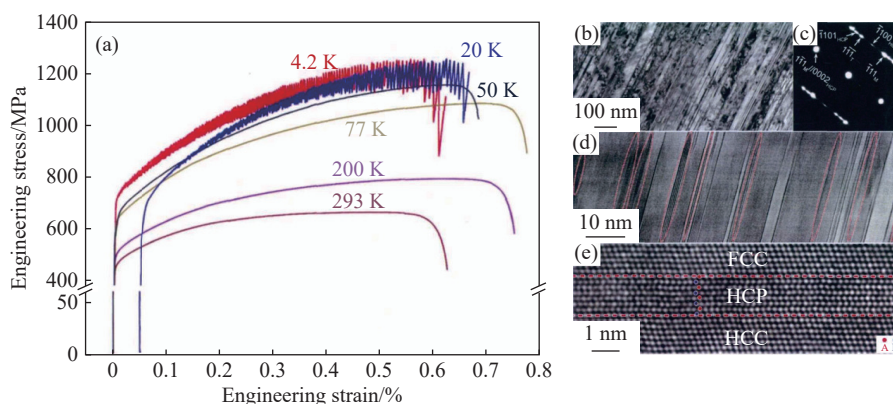


图4 (a) CoCrFeNi 高熵合金在低温下的应力-应变曲线; (b) -268.9 °C 拉伸后样品的 TEM 明场相和 (c) 对应的电子衍射图谱; (d) 样品中相变特征透射电子显微图 (椭圆线为 HCP 新相); (e) 椭圆线区域 HCP 相大角度环形暗场像 (HAADF) 照片^[21]

射电子显微镜显示合金内部还存在许多高密度缺陷,如纳米孪晶、层错和密排六方结构堆叠。根据上述结果得出结论:在 -268.9°C 下测试样品表现出不稳定行为归因于在液氮温度下,孪生变形和相变产生足够高的应变硬化速率,使得高熵合金在高应力下维持稳定的塑性流动,从而产生锯齿状特征。因此,在高熵合金高温变形过程中的锯齿现象是由动态应变时效导致的。在极低的温度下(例如液氮温度),锯齿流变行为是 FCC 到 HCP 相变导致的。

BCC 高熵合金中锯齿流变行为及其微观机制

BCC 高熵合金因其成分复杂且含有多种难熔金属元素(如 W、Ta、Mo、Nb、Hf、V、Zr 和 Ti 等),展现出了优异的高温性能。这些具有极高熔点和硬度的金属元素使得 BCC 类合金在高温环境下表现出较强的耐热性,从而在极端温度条件下仍能保持较高的屈服强度。在高温变形过程中, BCC 类

合金常常会出现锯齿流变行为,该现象与材料的变形机制密切相关。Chen 等^[22]在进行高温变形实验时,探讨了 HfNbTaTiZr 高熵合金在 300°C (573 K) 至 500°C (773 K) 的变形行为。实验使用了 MTS 伺服液压机,以 1×10^{-3} 、 2×10^{-4} 和 $5\times 10^{-5}\text{ s}^{-1}$ 3 种应变速率进行单轴拉伸试验,如图 5 所示。实验结果表明,当应变速率固定为 $5\times 10^{-5}\text{ s}^{-1}$ 时,随着温度的升高,锯齿形状从 A 型逐渐转变为 C 型,表明高温条件下材料的流变行为发生了变化。此外,当应变速率从 $5\times 10^{-5}\text{ s}^{-1}$ 增加到 $1\times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$ 时,锯齿幅值逐渐减小,锯齿现象也随之减弱,说明在高温变形的过程中,材料的变形机制会受到应变速率的影响,进一步揭示了 BCC 高熵合金在高温下的复杂流变行为。

高熵合金中的锯齿流变行为,特别是在 BCC 合金中,往往表现出不同的类型和特征。Hsu 等^[23]的研究进一步揭示了 HfNbTaTiZr 高熵合金在不同温度

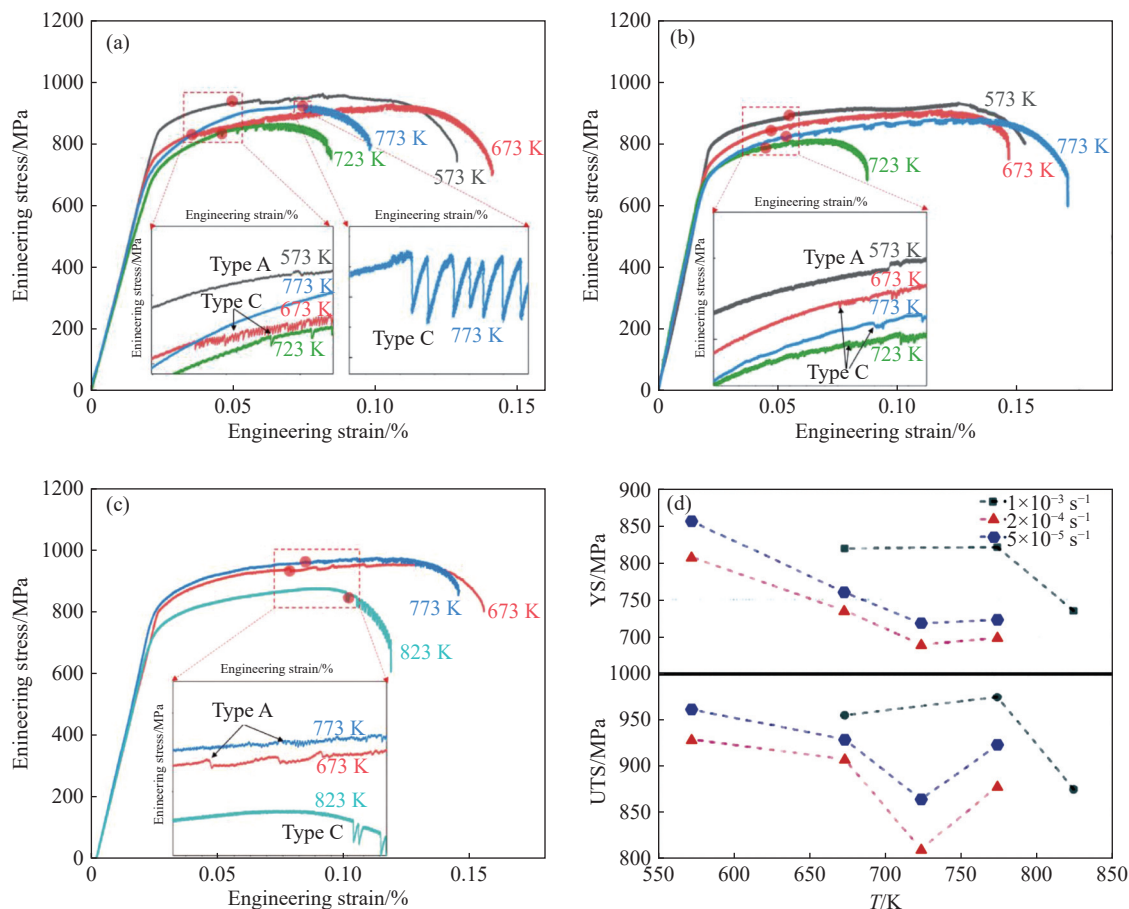


图 5 不同应变速率下 HfNbTaTiZr 合金单轴拉伸行为的温度依赖性^[22]: (a) $5\times 10^{-5}\text{ s}^{-1}$; (b) $2\times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$; (c) $1\times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$; (d) 在不同应变速率下屈服强度 (YS) 和极限抗拉强度 (UST) 与温度关系图

下锯齿流变行为的具体表现,如图6所示。当温度低于400℃时,无论应变速率如何,材料的PLC带传播机制表现为A型,该模式下的锯齿表现为连续的传输路径。当温度升高到600℃,且应变速率为 10^{-3} s^{-1} 时,PLC带的行为转变为B型,表现为间歇性的传输。说明在中等温度下,锯齿的传播变得更加不规则且具有一定的间歇性。而当应变速率提高到 10^{-2} s^{-1} 时,PLC带表现为C型模式,该模式下的锯齿行为则表现为随机成核且不传播。以上转变表明高熵合金在不同温度和应变速率下的锯齿行为具有复杂性和多样性,证明了高熵合金依然保持PLC带的特性。在高熵合金中,温度和应变速率对锯齿流变行为存在显著影响,且该影响在不同的实验条件下表现出不同的模式。

进一步研究发现,应变速率对HfNbTaTiZr高熵合金的屈服强度有显著影响。根据Chen等^[22]的分析,当应变速率从 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 降低到 $5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 时,由于强烈的动态应变时效效应导致材料具有更高的屈服强度。然而,当应变速率增高到 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 时,屈服强度出现了相应的降低。产生这种现象的原因仍不完全清楚,可能与高温下材料的变形机制和动态应变时效效应的复杂性有关。发生动态应变时效效应通常会使得材料的屈服强度提高,但在特定条件下,这种效应可能会减弱甚至消失。此外,应变率敏感性系数的计算结果也证明了动态应变时效效应的发生。当应变率敏感性系数为负时,通常表明存在动态应变时效效应。然而,负应变率敏感性系数并不是动态应变时效效应发生的充分必要条件。

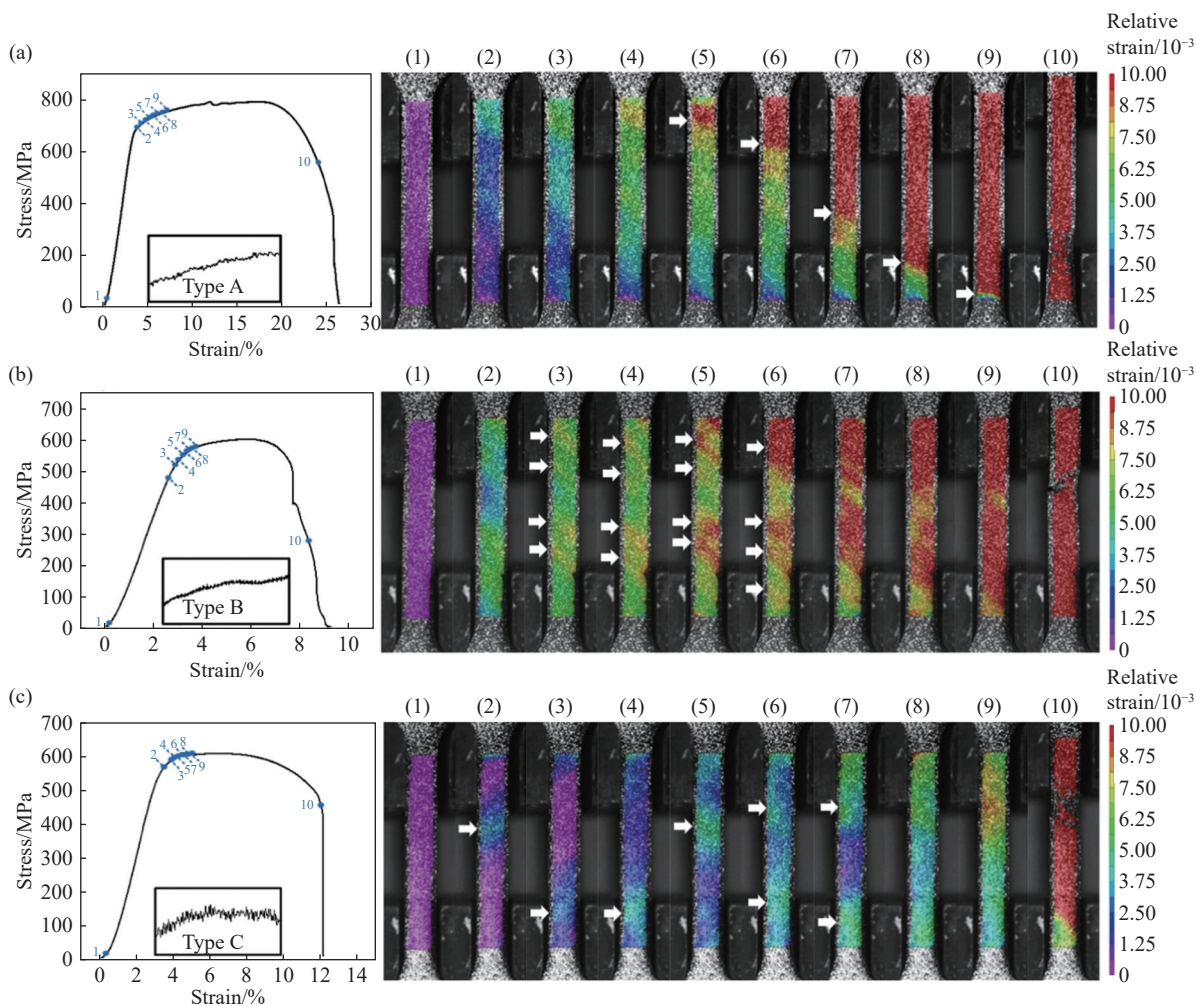


图6 不同温度、应变速率对HfNbTaTiZr单轴拉伸行为的影响及在以下条件下相应的数字相关图像^[23]: (a) 200℃, 10^{-2} s^{-1} ; (b) 600℃, 10^{-3} s^{-1} ; (c) 600℃, 10^{-2} s^{-1} (注: 白色箭头表示局部变形带的位置)

Chen 等还依据应变率敏感性判据提出了锯齿流变行为发生的临界应变预测模型,能够较好地预测临界应变的正行为(即临界应变随温度升高或应变率降低而升高)和逆行为(即临界应变随温度升高或应变率降低而降低)。如图 7 所示为理论模型的验证结果,结果表明 HfNbTaTiZr 高熵合金在不同温度和应变速率下的实验数据与模型预测结果一致,该模型具有较高的预测准确性。

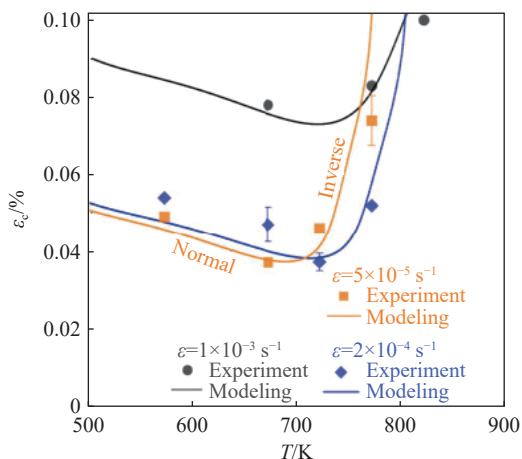


图 7 临界锯齿应变 $\dot{\gamma}_c$ (或 $\dot{\epsilon}_c$) 随温度和应变速率变化的数值预测结果(实线)与实验数据(符号)对比

Hsu 等^[23]的研究进一步探讨了 HfNbTaTiZr 高熵合金中锯齿现象对温度和成分的依赖性,如图 8 所示。研究发现,随着合金元素数目的增加,PLC 带的转变温度范围显著扩大,高温下的动态应变时效程度也显著增强。这一发现通过对单一元素、二元合金和三元合金的临界应变进行验证并得到了证实。Hsu 等的研究还揭示了五元合金中面心立方和

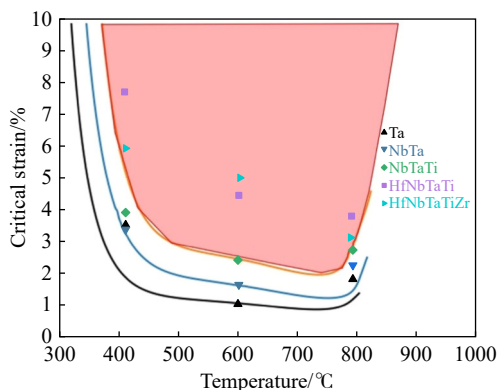


图 8 临界锯齿应变随不同成分和温度变化的预测模型(实线)与实验结果(符号)对比^[23]

体心立方高熵合金之间的锯齿现象差异。在高温下,BCC 合金中的锯齿行为较为复杂,其中 Nb 和 Ta 元素的高熔点导致了 HfNbTaTiZr 合金中自调节速度较慢,进一步加剧了高温下的动态应变时效效应。

结束语

金属材料的锯齿流变行为一直是材料科学家探究的一个重要问题,广泛存在于低碳钢、铜合金、镍基合金和镁铝合金等,它归因于可动位错和溶质原子的相互作用,也被称为 PLC 效应。与传统合金类似,高熵合金锯齿流变行为同样受温度和应变速率的调控,从而演化出 5 种不同的锯齿类型。高熵合金作为一种新型的合金,由于其复杂的组成,其锯齿流变的产生机理与传统合金存在较大差异,也面临许多挑战,未来可以从以下方面进行探究:

(1) 高熵合金作为一种特殊的材料,其溶质的概念至今无法定义。因此可以借助锯齿流变行为中位错与溶质原子相互作用的特性,来衡量高熵合金中的溶质种类。这将对于设计高强度和高韧性的高熵合金具有重要意义。

(2) 未来的工作可以研究辐射位移损伤对高熵合金变形行为的影响。目前,较少研究能彻底表明粒子辐照如何影响高熵合金中的锯齿行为。未来可以研究中子辐照和热退火如何在拉伸或压缩过程中影响高熵合金中的锯齿流变。这项研究意义重大,因为它将探索辐照引起的微观结构变化,如在粒子轰击过程中向基体中引入的位错环或沉淀物,如何影响锯齿流变的动力学。

(3) 对于在高温下服役的纳米析出强化高熵合金,其溶质原子、位错、层错、孪晶以及纳米析出相之间的交互作用可以影响锯齿流变行为。现有研究表明纳米析出相可以阻碍位错、层错的运动,高温促进溶质原子偏聚在位错处进一步钉扎位错运动。随着温度升高出现负 PLC 效应即 PLC 效应消失,负 PLC 效应出现的温度变形机制常伴随着纳米孪晶的出现,关于负 PLC 效应的解释与研究还需要进一步的探索。

(4) 此外,还需要做更多的工作来更好地解释高熵合金中孪晶诱导的锯齿现象。这可能涉及低温到高温的范围和大于 10^{-3} s^{-1} 的应变速率下对高熵合

金试样进行压缩或拉伸测试。对于上述实验,可以使用透射电子显微镜(TEM)和电子背散射衍射(EBSD)等技术来表征微观结构,使用不同的分析方法来解释和建模锯齿流变行为,这些实验的结果将为高熵合金中孪晶和锯齿行为之间的关系提供基本的见解。

(5)最后,应该有更多的研究来建模和使用其他方法,如复杂性分析、多重分形分析和混沌分析技术,分析高熵合金中的锯齿流变行为。此外,涵盖广泛尺度的理论模型,包括第一性原理、分子动力学、位错动力学、有限元方法和晶体塑性,可用于量化、预测和模拟成分、温度、应变速率、添加剂量、辐照和环境对高熵合金锯齿流变行为的影响。这些类型的分析和建模的结果将与先进的微观结构表征技术相结合,如原位透射电子显微镜、X射线衍射和中子衍射。微观结构、分析和建模结果的结合可能会在诸多方面产生意想不到的启发,例如,发现锯齿流变过程中微观结构行为与塑性变形动力学之间的联系。

参考文献

- [1] Zhou D S, Zhang X Z, Wang H, et al. Influence of Mg on tensile deformation behavior of high Mg-content Al-Mg alloys. *Int J Plast*, 2022, 157: Art No. 103405
- [2] Xu J B, Hopperstad O S, Holmedal B, et al. On the spatio-temporal characteristics of the Portevin-Le Chatelier effect in aluminium alloy AA5182: An experimental and numerical study. *Int J Plast*, 2023, 169: Art No. 103706
- [3] Benallal A, Berstad T, Borvik T, et al. An experimental and numerical investigation of the behaviour of AA5083 aluminium alloy in presence of the Portevin-Le Chatelier effect. *I J Plast*, 2008, 24(10): 1916
- [4] Mola J, Luan G Q, Huang Q L, et al. Dynamic strain aging mechanisms in a metastable austenitic stainless steel. *Acta Mater*, 2021, 212: Art No. 116888
- [5] Koyama M, Sawaguchi T, Tsuzaki K. TWIP effect and plastic instability condition in an Fe-Mn-C austenitic steel. *ISIJ Int*, 2013, 53(2): 323
- [6] Cai Y L, Tian C G, Zhang G L, et al. Influence of γ' precipitates on the critical strain and localized deformation of serrated flow in Ni-based superalloys. *J Alloys and Compd*, 2017, 690: 707
- [7] Cai Y L, Tian C G, Fu S H, et al. Influence of γ' precipitates on Portevin-Le Chatelier effect of Ni-based superalloys. *Mater Sci Eng A*, 2015, 638: 314
- [8] Hao R, Liu G H, Wang Z, et al. A prediction model for the failure threshold in a CoNiV medium-entropy alloy. *J Appl Phys*, 2023, 134(13): Art No. 135101
- [9] Tsai C W, Lee C, Lin P T, et al. Portevin-Le Chatelier mechanism in face-centered-cubic metallic alloys from low to high entropy. *Int J Plast*, 2019, 122: 212
- [10] Zhang Y, Liu J P, Chen S Y, et al. Serration and noise behaviors in materials. *Prog Mater Sci*, 2017, 90: 358
- [11] Brechtel J, Chen S Y, Xie X, et al. Towards a greater understanding of serrated flows in an Al-containing high-entropy-based alloy. *Int J Plast*, 2019, 115: 71
- [12] Rodriguez P. Serrated plastic flow. *Bull Mater Sci*, 1984, 6(4): 653
- [13] Cottrell A H, Bilby B A. Dislocation theory of yielding and strain ageing of iron. *Proc Phys Soc London Sect A*, 1949, 62(1): 49
- [14] Cottrell A H. A note on the Portevin-Le Chatelier effect. *Philos Mag*, 1953, 44(355): 829
- [15] McCormick P G. A model for the Portevin-Le Chatelier effect in substitutional alloys. *Acta Metall*, 1972, 20(3): 351
- [16] Sleeswyk A W. Slow strain-hardening of ingot iron. *Acta Metall*, 1958, 6(9): 598
- [17] Nortmann A, Schwink Ch. Characteristics of dynamic strain ageing in binary f. c. c. copper alloys—I. Results on solid solutions of CuAl. *Acta Mater*, 1997, 45(5): 2043
- [18] Yu Q, Greaney P A, Evans T M, et al. A critical dislocation velocity for serration mechanism transition in a nickel-chromium solid solution alloy. *Inter J Plast*, 2021, 145: Art No. 103071
- [19] Curtin W A, Olmsted D L, Hector L G. A predictive mechanism for dynamic strain ageing in aluminium-magnesium alloys. *Nat Mater*, 2006, 5(11): 875
- [20] Cantor B, Chang I T H, Knight P, et al. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Mater Sci Eng A*, 2004, 375/377: 213
- [21] Liu J P, Guo X X, Lin Q Y, et al. Excellent ductility and serration feature of metastable CoCrFeNi high-entropy alloy at extremely low temperatures. *Sci China Mater*, 2019, 62(6): 853
- [22] Chen S Y, Li W D, Meng F C, et al. On temperature and strain-rate dependence of flow serration in HfNbTaTiZr high-entropy alloy. *Scrip Mater*, 2021, 200: Art No. 113919
- [23] Hsu W C, Shen T E, Liang Y C, et al. In situ analysis of the Portevin-Le Chatelier effect from low to high-entropy alloy in equal HfNbTaTiZr system. *Acta Mater*, 2023, 253: Art No. 118981

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(52301174); 山西省省筹资金资助回国留学人员科研项目(2024-048)。

作者简介: 侯晋雄: (1993—), 博士, 太原理工大学副教授。2020年太原理工大学博士毕业, 2021—2023香港城市大学博士后, 2024年太原理工大学工作至今。主要研究方向: 金属轧制复合成形技术、纳米析出强化高熵合金、金属间化合物及其动态力学响应。通信地址: 山西太原迎泽西大街79号; E-mail: jxhou@tyut.edu.cn。