

DOI: <https://doi.org/10.12442/j.issn.1002-185X.20250297>.

金属材料的室温不连续屈服行为研究现状

范玉容, 薛祥义, 赖敏杰, 李金山, 罗婷

(西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

摘要: 金属材料在室温变形过程中的不连续屈服现象是影响其力学性能和应用安全性的关键科学问题。本文系统综述了近年来该领域的研究进展, 重点围绕不连续屈服的特征表现、影响因素及相关机制展开讨论。不连续屈服在应力-应变曲线上主要表现为屈服下降和屈服平台的特征。研究表明, 合金成分、再结晶程度、晶粒尺寸与形貌、相组成及其稳定性等微观组织特征是影响不连续屈服的主要因素, 这些因素通过调控位错运动机制和变形机制来影响材料的屈服行为。此外, 本文还探讨了不连续屈服与金属材料室温变形机制、加工硬化行为之间的内在联系。基于现有研究, 本文指出未来研究应重点关注微观组织调控、成分优化、变形机制以及变形本构模型建立等方面, 为深入理解不连续屈服现象的本质和优化材料性能提供基础。

关键词: 金属材料; 屈服下降; Lüders 应变; 微观组织; 变形机制

中图法分类号: TG115.52; TG115.53

文献标识码: A

文章编号:

金属材料在室温下发生的不连续屈服现象, 是材料科学领域的一个重要课题和热点问题。在金属材料的变形过程中, 室温不连续屈服是一种常见的塑性失稳现象, 对材料在变形初期的力学性能有显著影响。在应力-应变曲线上, 这种现象表现为屈服应力下降, 随后通常伴随着一个应力几乎不变的应变平台, 即 Lüders 应变平台阶段。根据 ISO 标准, 弹性变形阶段末端的峰值应力被称为上屈服强度, 屈服阶段的最低应力被称为下屈服强度^[1]。在 Lüders 应变平台阶段, 材料以 Lüders 带扩展的方式持续发生变形, 几乎没有加工硬化能力。Lüders 带在材料表面或表面附近形成, 并以带状形式由塑性变形区域向弹性变形区域扩展, 属于局部非均匀变形^[1-10]。这种塑性变形的不稳定性会导致材料表面出现条带状皱褶, 降低表面粗糙度, 从而降低材料的结构稳定性, 甚至导致材料过早失效^[4, 5, 11-16]。金属材料的室温不连续屈服行为不利于其性能预测与工程设计。因此, 深入探究金属材料的室温不连续屈服行为, 不仅有助于揭示材料在屈服阶段的塑性变形机制, 并为提升材料的工程应用性能提供了重要的理论支撑和实践指导。

金属材料在屈服阶段的变形行为和变形机制较为复杂, 受多种因素的相互作用和协同影响。研究表明, 屈服行为的连续性主要取决于初始微观组织特征和屈服阶段的变形机制^[15-18]。在微观组织方面, 合金的成分及其组织特征显著影响位错密度、增殖能力和变形机制, 这些特征包括合金化元素的含量与分布^[19-29]、再结晶程度^[30-34]、晶粒尺寸与形貌^[3, 9, 35-41]、基体相的稳定

性^[7, 8, 17, 42-48]以及第二相的含量与分布^[29, 49-52]等。在变形机制角方面, 位错滑移^[20, 53-55]、变形孪晶^[51, 52]和应力诱发相变^[2, 7, 8, 17, 42-48]等过程直接决定了材料在屈服阶段的加工硬化能力和整体变形行为。这些因素的复杂耦合最终导致材料表现出不同的屈服行为。

本文旨在系统梳理近年来国内外学者在金属材料室温不连续屈服行为领域的研究成果, 围绕金属材料的屈服特征、影响屈服连续性的关键因素、屈服阶段的变形机制以及加工硬化行为等方面进行归纳和分析, 阐述该领域近年来取得的重要研究进展。

1 室温不连续屈服的相关理论

自 20 世纪 50 年代起, 在多种金属材料中观察到室温不连续屈服现象。不连续屈服过程包含两个特征阶段: 屈服下降阶段和 Lüders 应变平台阶段。例如, 图 1 是结构钢拉伸应力-应变行为和 Lüders 带示意图, R_{eH} 和 R_{eL} 分别代表上下屈服点, ①-③代表 Lüders 应变平台阶段^[1]。其中, 屈服下降阶段主要受变形初期位错启动和滑移等微观机制的控制, Lüders 应变平台阶段则主要由材料在变形初期的加工硬化能力所决定。

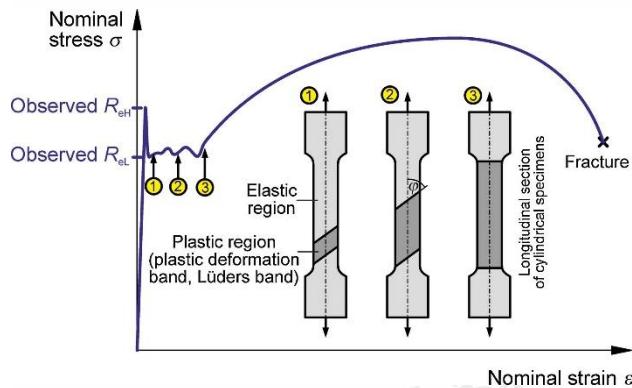


图 1 典型的结构钢在拉伸试验中的应力-应变行为和 Lüders 带示意图^[1]

Fig. 1. Schematic illustrating the stress-strain behavior and Lüders band of a typical structural steel in the tensile test^[1]

1.1 屈服下降的形成机制

位错滑移是大多数金属材料在室温变形屈服过程中的主要变形机制。基于此, Cottrell-Billy 理论^[20, 53]和位错增殖理论^[54, 55]为解释金属材料中广泛观察到的室温屈服下降现象提供了重要的理论框架。

根据 Cottrell-Billy 理论^[20, 53], 金属材料中的固溶原子会在位错线周围聚集, 形成“柯氏”气团, 对位错产生钉扎作用。而位错脱钉所需的力远大于位错滑移所需的力。因此, 一旦外加应力使位错脱钉并开始滑移, 随后的滑移过程则不再需要大的外加应力, 从而导致应力骤降, 形成上、下屈服点。柯氏气团效应较好的描述了固溶合金体系的屈服下降行为, 但在解释纯金属^[56]或低间隙元素合金^[57, 58]中的室温屈服下降现象时仍存在局限性。

基于对单晶 LiF 的变形行为研究, Hahn^[54]和 Johnston^[55]提出了位错增殖理论。位错密度 ρ_m 和塑性应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 的关系可表达为^[56, 59]:

$$\dot{\varepsilon} = b \rho_m v \quad (1)$$

b 是位错的柏氏矢量, v 是位错的平均移动速率。而 v 和外加应力 τ 的关系为:

$$v = (\tau / \tau_0)^n \quad (2)$$

τ_0 是位错以单位运动速率运动所需的应力, n 是应变速率敏感指数。结合公式 (1) 和 (2), τ 可表达为:

$$\tau = \sqrt[n]{\frac{\dot{\varepsilon}}{b \rho_m}} \tau_0 \quad (3)$$

根据公式 (3) 可知, 当材料中的初始位错密度较低时, 需要较大的 τ 提高位错密度以达到 $\dot{\varepsilon}$, 产生弹性变形阶段末端的峰值应力 (即上屈服点)。然而, 在上屈

服点后位错迅速增殖, 为了维持 $\dot{\varepsilon}$, τ 将发生骤降, 形成下屈服点。在该理论中, 屈服下降的产生存在三个关键条件: 材料中的初始可移动位错密度较低; 位错能够在变形初期实现快速增殖; 位错运动速率对外力变化不敏感, 即 n 较小。

在以上经典理论的基础上, 随着近年来对金属材料成分及微观组织研究的不断深入, 合金元素在晶界的偏聚也可诱发室温不连续屈服行为。2014 年, Akama 等^[58] 研究了 Ni 元素含量对无间隙原子钢的屈服行为的影响。在 Fe-0.99Ni-0.081Ti (1Ni), Fe-1.98Ni-0.048Ti (2Ni) 和 Fe-3.02Ni-0.076Ti (3Ni) (wt. %) 三种合金中, 随着 Ni 含量的增加, 1Ni 样品为连续屈服, 2Ni 样品出现屈服下降, 3Ni 样品出现屈服下降和应变平台。后两者的晶界处存在明显的 Ni 元素富集, 最高可达到~6 wt. %, 元素偏聚导致晶界强化, 进而诱发不连续屈服。

1.2 屈服平台的形成机制

在屈服下降之后, Lüders 应变平台阶段的持续时间更长, 并伴随更为复杂的塑性变形行为。通常认为, Lüders 应变是 Lüders 带形核与扩展的结果。Lüders 带是一种以剪切为特征的应变局域化现象, Lüders 带在不同的加工硬化机制和加工软化机制的动态平衡驱动下扩展导致 Lüders 应变, 其动态演化可以利用数字图像相关法 (DIC) 等手段进行观察^[2, 9, 17, 18, 43, 57, 60, 61]。针对这一过程中涉及的动态演化机制与热力学机理, 相关研究人员展开了广泛的探讨与深入研究。

基于位错运动控制屈服行为的假设, Sun 等^[62] 分别建立了 Lüders 带扩展速率 \dot{S}_L 及 Lüders 应变 ε_L 关于标距段应变 $\dot{\varepsilon}$ 的指数方程, 其表达式为:

$$\dot{S}_L = \frac{kDC^n}{N} \dot{\varepsilon}^{mn} \quad (4)$$

$$\varepsilon_L = \frac{l_0}{kDC^n} \dot{\varepsilon}^{1-mn} \quad (5)$$

K 、 D 和 C 为材料常数, N 为 Lüders 带数量, l_0 是初始标距段长度, m 是应变速率敏感指数, n 为应变速率敏感指数。以上模型对板材和丝材碳钢中的 Lüders 应变行为均有很好的适配度^[62]。

在软钢中, 位错反复脱钉和钉扎会导致软化和硬化的平衡, 引发 Lüders 应变^[63]。在超细晶粒锰钢与奥氏体不锈钢中, 应力诱发马氏体相变引起的硬化与位错滑移引起的软化相互平衡使合金表现出较大的 Lüders 应变^[7, 8]。而对于镁及其合金, Lüders 应变主要受到变形孪晶的数量和尺寸的影响^[40, 51, 52]。Tsuchida 等^[19] 总结低碳钢、中碳钢屈服行为特征的实验结果发现, Lüders 应变 ε_L 与下屈服应力 (LYS) 处加工硬化能力存在以下关系:

$$\varepsilon_L \times \left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \right)_{LYS} = \Delta \quad (6)$$

Δ 为一定值, 公式(6)表明Lüders应变与下屈服处的加工硬化能力大致成反比关系。总体而言, Lüders应变的形成是加工软化机制与加工硬化机制相互平衡与补偿的结果。

1.3 不连续屈服的形成条件

上述理论为金属材料室温不连续屈服现象的研究奠定了重要的理论基础。当合金中初始可移动位错被固溶原子钉扎或密度较低时, 屈服过程中位错的脱钉或快速增殖可能导致屈服下降现象的出现; 而当屈服阶段的加工硬化能力与加工软化能力达到平衡时, 则可能表现为应力平台, 即Lüders应变。目前, 金属材料室温不连续屈服行为的研究重点集中在合金元素及微观组织对屈服行为的影响机制上。由于不同加工和热处理工艺的作用, 微观组织呈现出显著差异, 包括再结晶程度、晶粒尺寸与形貌、基体相与第二相的含量及尺寸等特征。这些合金元素和微观组织特征会显著影响屈服阶段的位错密度、位错增殖及变形机制。位错滑移、变形孪晶和应力诱发相变等变形机制进一步决定了屈服阶段的加工硬化能力。这些因素的复杂相互作用共同决定了材料在室温变形过程中屈服行为的连续性与特征。

2 合金元素对屈服行为影响的研究

2.1 间隙元素

研究表明, 间隙元素(如C、N等)能够以固溶形式存在于合金基体中或以第二相颗粒形式析出, 它们与位错之间的相互作用对材料在室温下的屈服行为及其稳定性产生了重要影响^[19-21, 23]。目前, 有关间隙元素的含量及分布方式对钢铁材料屈服行为影响的研究最为深入。

间隙元素C、N对位错的钉扎作用往往会引起碳钢中的不连续屈服行为^[19, 20]。在碳钢中添加Ti、Nb和La等元素可有效抑制不连续屈服行为的发生^[21, 22]。这是由于该类元素可与C、N反应形成稳定的碳化物、氮化物及其他类型的沉淀相, 碳钢基体中的间隙元素含量降低, 间隙元素对位错的钉扎作用减弱, 进而抑制了不连续屈服现象的发生。例如, 在Nb微合金化的低碳钢中加入适量La元素, 能够显著改善其Lüders应变阶段的应力波动稳定性^[21]。原合金在添加La元素前后均为铁素体-珠光体组织, 均具有明显的屈服下降和Lüders应变。在添加200 ppm含量的La元素后, 合金在Lüders应变阶段的应力波动更为平缓。在原合金中, MnS颗粒周围存在大量的NbC或Nb(C, N)颗粒, 消

耗了基体中的C和Nb元素, 导致这些颗粒周围的耗尽区分布不均匀, 引起屈服阶段较大的应力波动。加入La元素后, 基体中溶质碳原子和Nb沉淀相分布更为均匀, 进而降低了Lüders应变阶段的应力波动。除此之外, 在碳钢中, 晶粒尺寸保持不变的条件下, C元素含量由0.025 wt. %增加至0.13 wt. %可以显著提高合金的屈服强度和加工硬化能力, 抑制Lüders应变^[19]。

间隙元素可通过影响合金的相组成及微观组织, 进而影响合金的屈服行为。例如, 在以超细晶铁素体和球状渗碳体为主要相组成的C-Mn钢中, 随着C含量的增加, Lüders应变逐渐降低。这是由于随着C含量从0.15 %增加至0.30 %时, 合金中渗碳体含量从2.0 %增加至3.8 %, 渗碳体的平均尺寸由180 nm减小至160 nm, 渗碳体的分布也从晶界扩展到晶界和晶内共存。此外, 铁素体平均晶粒尺寸随着C含量的增加而减小。渗碳体含量的增加及组织细化共同抑制了位错运动; 同时, 渗碳体含量的提升也导致几何必须位错(GNDs)密度的增大。因此, 随着C含量的增加, 超细晶C-Mn钢的加工硬化能力提高, Lüders应变减小, 塑性不稳定行为得到改善^[23]。

热处理工艺对间隙元素的分布及屈服行为具有重要影响。热处理后间隙元素的重新分配会显著改变合金的屈服特性^[24, 25]。在中锰钢Fe-11.7Mn-2.9Al-0.064C(wt. %)中, 在临界退火后分别采用空冷(AC)和水淬(WQ)两种冷却方式, C元素在铁素体/奥氏体界面附近的分布表现出显著差异(图2a和1b)。WQ样品中铁素体-奥氏体相界面处C元素偏析并不明显(图2a), 而在AC样品中, 由于冷却速率较慢, C元素扩散并偏聚于铁素体-奥氏体相界面处(图2b), 界面处的C含量为~1.48 at. %, 比材料的名义碳含量(0.29 at. %)高出约五倍。尽管水淬和空冷样品在相成分、相分数、晶粒尺寸和形貌等微观组织方面的差异较小, 但C元素在相界面的偏析导致空冷样品的屈服强度比水淬样品高出约100 MPa, 并且表现出不连续屈服特性(图2c)。进一步分析两种冷却方式在屈服阶段的变形行为, DIC应变分布图(图2d)表明水淬样品的应变分布较为均匀, 而空冷样品的应变则从初始的应变集中区域通过Lüders带向其他区域扩展。尽管两种冷却方式样品的变形机制均与层错和铁素体-奥氏体相界面处的位错滑移有关, 但在相同应变下, 空冷样品中产生的位错数量更少。这是由于空冷样品中铁素体-奥氏体相界面处的C元素偏析阻碍了界面位错的发射, 从而需要更高的应力来激活位错并引发两相的塑性变形。因此, 空冷样品的屈服强度更高, 同时C元素偏析还增强了位错形核的能量, 为塑性流变雪崩提供了更有利的条件。

件, 进而促进了不连续屈服的发生^[24]。

在不同的合金体系中, 间隙元素在基体中的含量和分布特征可能对屈服连续性产生显著影响, 这主要源于其对位错密度及位错移动速率的影响。此外, 间隙

元素含量及分布可通过改变基体相含量及微观组织特征而影响合金的屈服行为。因此, 深入研究间隙元素的含量、分布特征及其与其他因素的相互作用机制, 对于精确调控合金的屈服连续性具有重要意义。

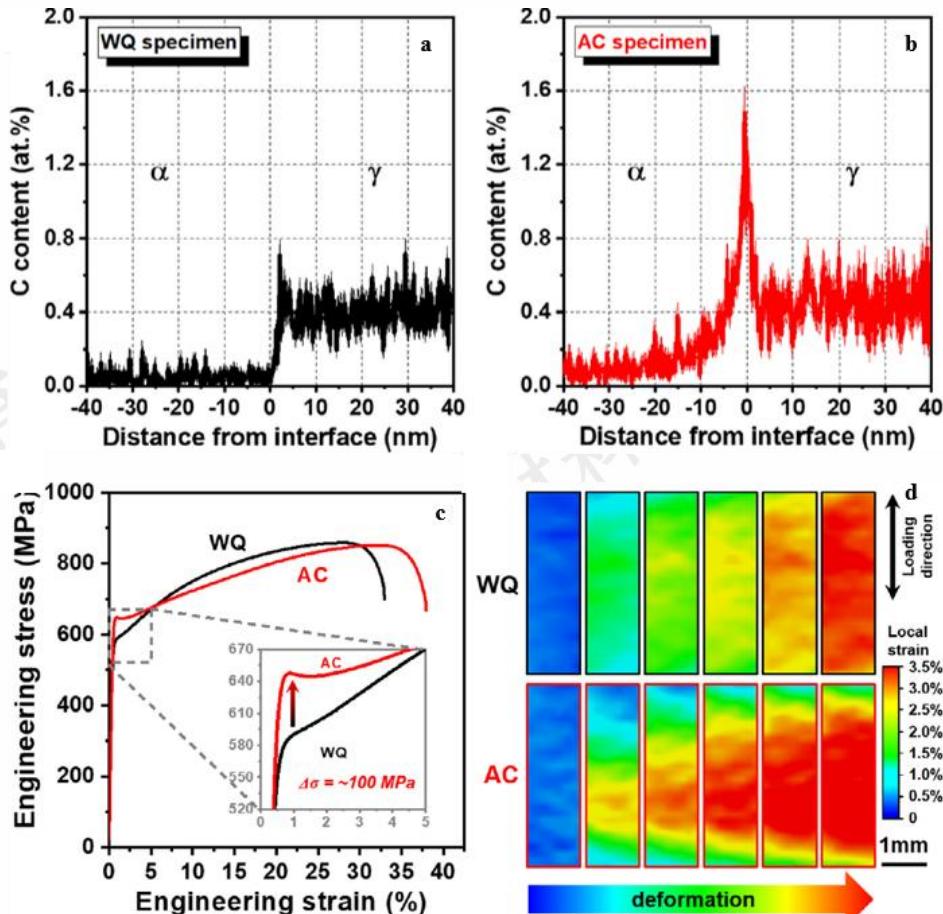


图 2 Fe-11.7Mn-2.9Al-0.064C (wt. %) 合金 (a) 水淬 (WQ) 试样和 (b) 空冷 (AC) 试样在铁素体/奥氏体界面附近的碳浓度分布; (c) WQ 和 AC 试样的工程应力-应变曲线 (箭头表示屈服强度的增加); (d) 在屈服阶段, WQ 和 AC 试样标距段的应变分布图^[24]

Fig.2 Carbon concentration profiles relative to the position of the phase boundary in (a) the water-quenched (WQ) specimen and (b) the air-cooled (AC) specimen of Fe-11.7Mn-2.9Al-0.064C (wt.%). (c) Engineering stress-strain curves of the WQ and AC specimens (the arrow indicates an increase in yield strength). (d) Local strain distribution covering the whole gauge section of the two specimens in the yielding stage^[24]

2.2 置换元素

合金中置换元素的含量和分布对室温屈服行为具有重要影响。与间隙元素类似, 置换元素能够通过与位错的直接交互作用或间接调控位错密度及增殖行为, 影响合金的屈服特性^[26-29]。

在铝合金的变形过程中, Mg 元素对位错移动产生钉扎作用, 位错的反复脱钉和重新钉扎导致 Lüders 应变的产生^[26]。在向铝合金中添加 Cu 元素可有效抑制 Lüders 应变^[27]。在 Al-Zn-Mg 合金体系中, 当 Cu 添加量达到 0.5 wt. % 时, $(Zn+Cu)/Mg$ 比值由 0.59 提升至 0.79, 这一比例虽仍低于理论阈值 1, 但已显著改变合金的析出行为。经过 T4P 回火热处理后发现, 未添加 Cu 的铝合金在室温拉伸时表现出明显的 Lüders 应变,

而添加 0.5 wt. % Cu 的铝合金表现为连续屈服。未添加 Cu 的铝合金中 Guinier Preston zone (GP 区) 的数密度和平均尺寸为 $2.7 \times 10^{23} \text{ m}^{-3}$ 和 1.72 nm; 而添加 0.5 wt. % Cu 后, 铝合金中 GP 区的数密度增加至 $1.27 \times 10^{24} \text{ m}^{-3}$, 平均尺寸增大至 2.25 nm。两者的析出相成分为 T-Mg₃₂(AlZn)₄₉ 和 T-Mg₃₂(AlZnCu)₄₉, 析出相的 Mg 含量分别为 3.91 wt. % 和 5.63 wt. %。添加 0.5 wt. % Cu 后, 析出相含量增加, 尺寸增大, 降低了基体中 Mg 的含量, 削弱了位错钉扎效应, 从而抑制了 Lüders 应变。

在锆合金 Zr-0.35Sn-0.75Nb-0.3Fe-0.1Mo (wt. %, Zir 合金) 中, 分别添加 0.1 wt.%Cr 和 0.1 wt.%Cr + 0.05 wt. %V, 获得 Zir-0.1Cr 和 Zir-0.1Cr-0.05V 合金。在相同的变形量和热处理制度下, 随着 Cr 和 V 元素的加

入, 合金的室温不连续屈服现象逐渐消失^[28]。这是由于 Cr 和 V 元素的添加在一定程度上抑制了合金的再结晶, 使得小角晶界含量增加, 同时 Cr 和 V 元素促进了第二相颗粒的析出。小角晶界和第二相的增加使合金中的初始位错密度增大, 加工硬化能力提高, 从而导致了屈服平台的消失。此外, 预加载试验结果显示, 当预加载变形量为 0.5 % 时, 后续加载中仍存在明显的屈服平台; 当预加载变形量为 0.6 % 时, 屈服平台较小; 当预加载变形量为 0.8-1 % 时, 屈服平台完全消失。这表明原始 Zr 合金中的屈服平台现象是由初始位错密度较低引起的。

在近 β 钛合金 Ti-5Al-5Mo-5Cr-3Nb-2Zr-xV (Ti-xV, wt. %, $x = 2, 4, 6$) 中, 随着 V 含量的增加, 合金的屈服行为由连续屈服转变为不连续屈服, Ti-4V 和 Ti-6V 合金均出现了屈服下降现象^[29]。这是由于 V 含量的增加, 使得 α 相和 β 相的硬度差和杨氏模量差增大, 导致相界面局部位错密度增加。此外, Ti-4V 和 Ti-6V 合金中 α/β 相界面的位错堆积可以激发初生 α 相中的位错滑移, 促进屈服阶段的位错快速增殖, 引起外加应力的骤降, 从而导致不连续屈服现象的产生。

目前, 比间隙元素对合金屈服行为的研究相比, 置换元素的相关研究仍较为有限, 但二者的作用机制存在一定的类似性, 均可影响位错密度及位错移动速度而改变合金的屈服行为。置换元素合金化是调控合金微观组织和性力学能的常用手段, 其对屈服行为的影响机理仍需更多研究和系统性总结。

3 微观组织对屈服行为影响的研究

3.1 再结晶程度

在再结晶热处理过程中, 位错的演变过程及其密度和分布特征对合金在室温下的屈服行为具有重要影响。研究表明, 合金中位错密度随再结晶程度的提高而降低, 易诱发不连续屈服现象^[30-34]。

对轧制态 Zr-0.49Sn-0.43Nb-0.28Fe-0.047Cu (wt. %) 合金板材进行不同的热处理, 依次是 550 °C 保温 5 h, 500 °C 保温 5 h, β 淬火 + 480 °C 保温 5 h, 分别获得完全再结晶、部分再结晶和未再结晶的合金组织。其中, 完全再结晶的合金出现了屈服下降 ($\Delta\sigma$) 和 Lüders 应变; 随着合金再结晶程度的降低, 其屈服下降特征逐渐减弱; 在未再结晶态合金中, 屈服下降现象完全消失^[30], 这是由于完全再结晶和部分再结晶态合金中初始位错密度不足造成的。这一行为特征通过预加载试验得到了进一步证实。当预加载变形量从 0.5 % 逐步提升至 3 % 时, 完全再结晶合金的屈服下降现象逐渐消除, 这是由于预加载过程中引入了大量可移动的柱面位错。

然而, 当预加载变形量 > 9 % 时, 完全再结晶的合金再次出现屈服下降现象^[31]。预加载过程中引入了的部分柱面位错发生分解, 转变为亚稳定的不可动 $1/3[1\bar{1}00]$ 和 $1/3[0\bar{1}10]$ 不全位错。随着预加载变形量的增加, 不全位错的密度显著提高。为促使这些不全位错复合为可移动位错, 从而实现进一步塑性变形, 需提高外加载荷, 因此屈服下降现象再次出现, 并随着卸载应变的增大而增大。与大变形量预加载-卸载引起的 $\Delta\sigma$ 相比, 完全再结晶样品的 $\Delta\sigma$ 更大, 屈服下降行为更显著。该现象说明不全位错复合对屈服行为的影响弱于位错密度不足造成的影响。再结晶程度对 Lüders 应变大小具有类似的影响。例如, 当冷轧变形量较小时, 中锰钢的再结晶驱动力不足, 导致再结晶不完全, 试样在退火处理后保留了较高的位错密度, 进一步抑制了 Lüders 应变的产生^[32]。

在近 α 钛合金 Ti-3Al-2.5V 冷挤压管材中, 当再结晶分数超过 21 % 时, 合金表现为不连续屈服, 且应变平台随再结晶程度的增大而增大^[33]。Fan 等^[34]对冷轧 Ti-3Al-2.5V 合金进行了不同温度的退火处理, 研究了再结晶程度和晶粒尺寸对其屈服行为的影响规律和机制。随着退火温度从 550 °C 升高到 840 °C, 合金的再结晶程度和晶粒尺寸逐渐增加, 织构特征保持相似。图 3a 和 2b 是冷轧和退火态 Ti-3Al-2.5V 合金试样的室温拉伸应力-应变响应, 其中冷轧和再结晶程度较低的试样表现为连续屈服, 而再结晶程度较高的试样表现为不连续屈服。DIC 所得到的应变分布图 (图 3c) 说明该合金的应变平台包括 Lüders 带的形核和扩展, 持续时间为 ~20 s。在 Lüders 应变阶段, Lüders 带内的局部应变和局部应变速率始终大于总应变和总应变速率, 是典型的不均匀变形现象 (图 3d 和 2e)。此外, 在对 840 °C 退火后的样品进行 1 % 应变卸载-3 % 应变再加载实验中, 合金的屈服下降行为消失但应变平台仍然存在。这表明位错密度不足是合金屈服下降的主要原因。应变平台的形成则与 Lüders 带的形核和扩展密切相关, 在此过程中位错的积累和湮灭受到晶粒尺寸的显著影响。特别是 840 °C 退火试样的大晶粒尺寸显著提高了位错积累速率, 增强了加工硬化能力, 从而抑制了 Lüders 应变的扩展。然而在扫描电镜 (SEM) 准原位拉伸实验中, 完全再结晶的 Ti-3Al-2.5V 合金则表现出连续屈服行为^[64], 这可能与合金的其他微观组织特征如晶粒尺寸、织构特征等有关。

3.2 晶粒尺寸和形貌

晶粒尺寸及其形貌特征对合金室温屈服行为的重要影响主要源于位错与晶界之间的交互作用^[3, 9, 35-41]。

当晶粒尺寸小于某一临界尺寸时, 位错滑移主导

的塑性变形机制将诱发材料呈现不连续屈服特征^[3, 9, 35-37]。不同晶粒尺寸的纯 Al^[3]、纯 Cu^[9]、IF 钢(Interstitial-free steel)^[36]和商业纯 Ti^[37]的拉伸曲线如图 4 所示。

随着晶粒尺寸的增大，上述单相合金均呈现从不连续屈服向连续屈服转变的特征。

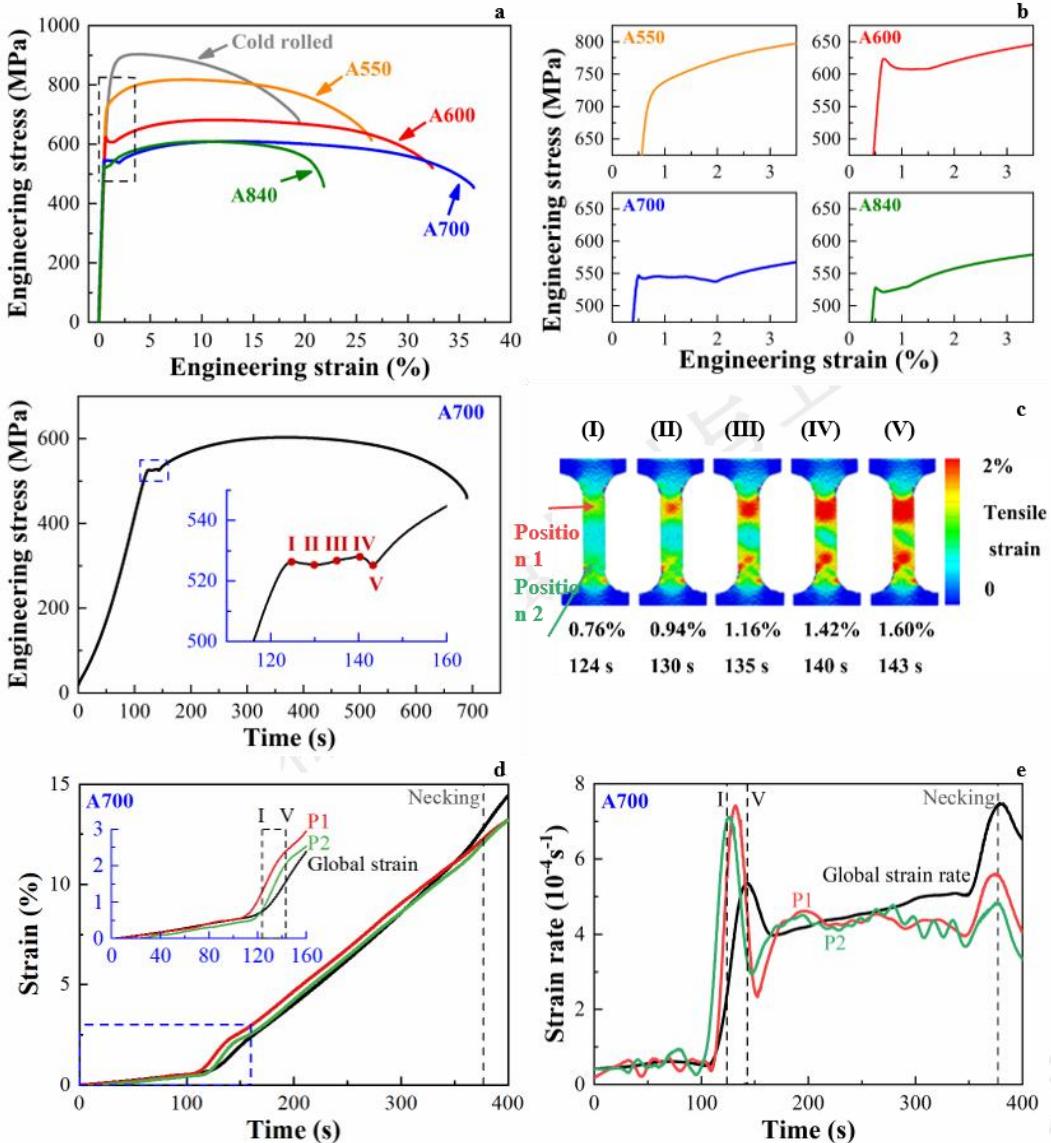


图 3 Ti-3Al-2.5V 合金的室温拉伸应力-应变响应。(a) 冷轧和退火样品的工程应力-应变曲线；(b) (a) 中虚线矩形的放大视图；(c) A700 的工程应力-时间曲线和 5 个特殊时间点 (I-V) 的 DIC 拉伸应变 (ϵ_{xx}) 分布图；(d) A700 的标距段总应变、P1 和 P2 点局部应变-时间曲线；(e) A700 的标距段总应变、P1 和 P2 点局部应变速率-时间曲线^[34]

Fig.3. Mechanical response of Ti-3Al-2.5V alloy at room temperature. (a) Engineering stress-strain curves of uniaxial tensile tests. (b) Enlarged view of the dashed rectangle in (a) showing different yielding behaviors. (c) Engineering stress-time curve of A700 and the corresponding DIC maps depicting the distribution of the tensile strain (ϵ_{xx}) fields on the sample surface at five representative points labeled as (I) to (V) during the stress plateau stage. The inset shows an enlarged view within the time range of 110 s to 160 s. (d) Time evolution of global strain over the full gauge length and the local strain at two locations of P1 and P2 indicated in (c). The inset shows an enlarged view within the time range from 0 s to 160 s. (e) Variation of tensile strain rates as function of time for the the global strain and the local strain at P1 and P2. The black dashed boxes in (d, e) indicate the Lüders strain stages^[34]

基于其变形行为特征，可将四种合金的变形行为分为四类：(1) 屈服后直接发生颈缩，例如 $0.35\text{ }\mu\text{m}$ 的纯 Al 和 $0.2\text{ }\mu\text{m}$ 的纯 Cu。该类样品的晶粒尺寸最小，应变变

局域化现象最为严重；(2) 屈服后出现明显的屈服下降现象，之后继续颈缩，例如 $0.59\text{-}1.03\text{ }\mu\text{m}$ 的纯 Al、 $0.3\text{ }\mu\text{m}$ 的纯 Cu 和 $0.45\text{-}0.85\text{ }\mu\text{m}$ 的 IF 钢；(3) 屈服后出现

屈服下降和 Lüders 应变平台, 例如 1.03-2.5 μm 的纯 Al、0.51-0.84 μm 的纯 Cu、0.95 μm 的 IF 钢和 0.88-2.12 μm 的商业纯 Ti; (4) 屈服后直接发生工硬化, 该类样品的具有较大的晶粒尺寸, 如 12-45 μm 的纯 Al、2.43-4.2 μm 的纯 Cu、1.5-12 μm 的 IF 钢和 2.26 μm 的商业纯 Ti。以上研究普遍认为: 当位错增殖速率低于其回复速率时, 位错诱导的加工硬化能力不足, 从而导致不连续屈服现象的产生。晶粒尺寸可通过影响位错的增殖与回复行为而影响屈服行为。Li 等^[57]进行了不同晶

粒尺寸无间隙原子钢的微柱压缩, 并在透射电镜下直接观察到了变形初期晶界吸收/发射位错的动态过程: 超细晶 (小于 1 μm) 试样在屈服前, 晶界会吸收预先存在的位错, 导致不连续屈服; 相比之下, 粗晶 (大于 1.5 μm) 粒试样在屈服过程中, 其晶粒内部存在充足的可移动位错源, 这些位错既包括已存在的位错, 也包括通过 Frank-Read 源在晶界形核的位错, 从而确保了连续屈服的发生。

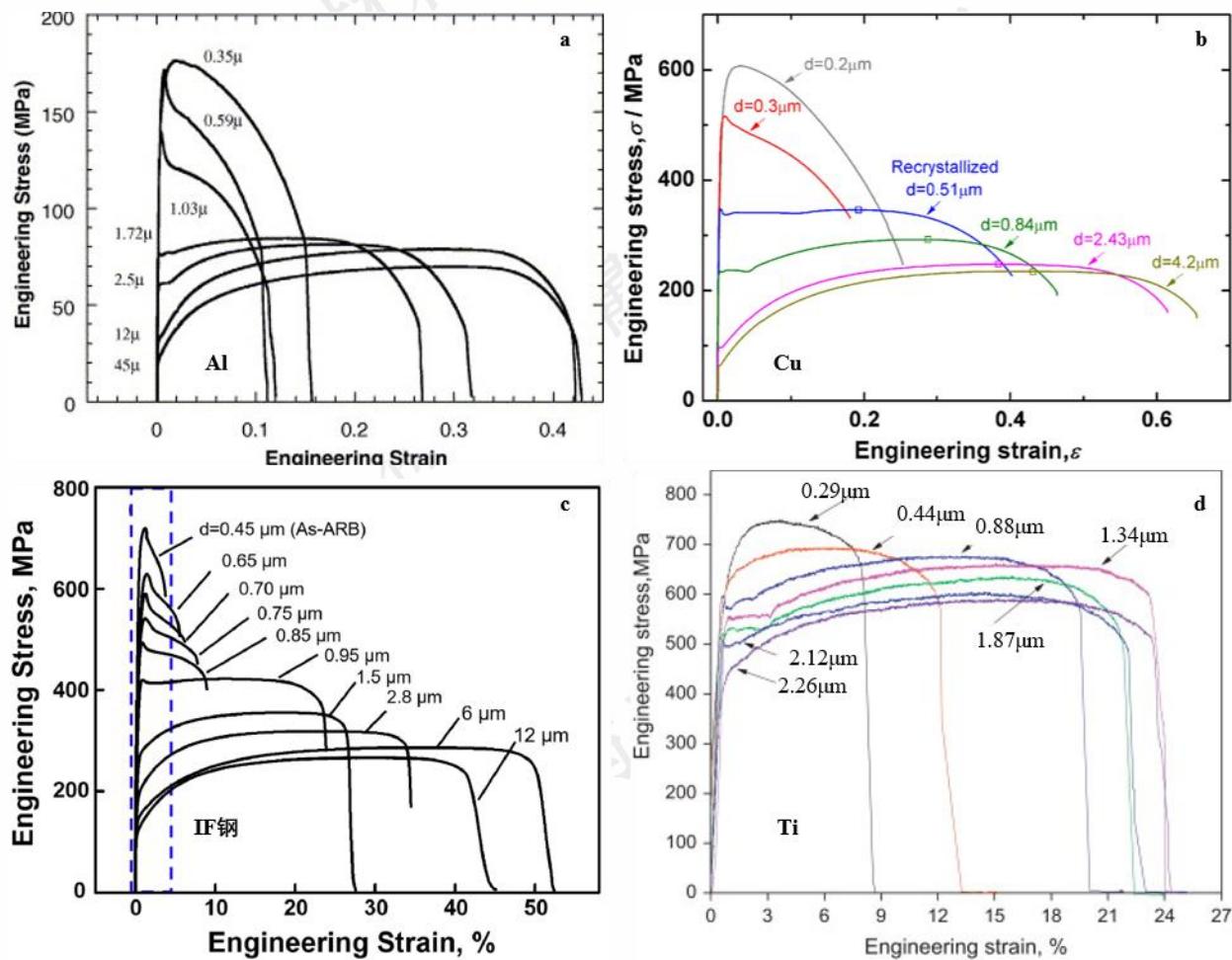


图 4 (a) 室温下所选纯 Al 试样的拉伸应力-应变曲线^[3]; (b) 通过 HPT 和退火处理后, 具有不同晶粒尺寸 Cu 试样的拉伸工程应力-应变曲线, 颈缩起始点用方形符号标记^[9]; (c) ARB 处理和退火 IF 钢的工程应力-应变曲线, 具有不同的晶粒尺寸, 从 0.45 到 12 μm ^[57]; (d) 在 500°C 退火不同时间 Ti 试样的拉伸变形曲线^[37]

Fig.4. (a) Tensile stress-strain curves for selected Al specimens at RT^[3]. (b) Tensile engineering stress-strain curves of the Cu specimens with different grain sizes after processing by HPT and annealing. The necking initiation points were marked by open square symbols^[9]. (c) Engineering stress-strain curves of the ARB processed and annealed IF steel with different mean grain sizes, from 0.45 to 12 μm ^[57]. (d) Tensile deformation curves of the Ti samples annealed at 500 °C for different time^[37]

受热机械加工及热处理工艺等因素的影响, 同种合金发生室温不连续屈服的临界晶粒尺寸可能不同^[38-40]。例如, 冷轧态纯 Ti (Grade2) 在 500 °C 退火时, 晶粒尺寸随着保温时间由 5 min 延长至 60 min 而逐渐增

大; 当晶粒尺寸为 0.88~2.12 μm 时, 纯 Ti 在拉伸过程中出现了屈服下降和屈服平台现象^[37]。类似的, 冷轧态纯 Ti (Grade2) 在 600 °C 保温 30 min 后, 晶粒尺寸为~3 μm , 出现 Lüders 应变现象; 然而分别在 280 °C、

335 °C 和 450 °C 保温 60 min 后, 晶粒尺寸均小于~3 μm, 为连续屈服^[39]。在另一项研究中, 纯 Ti 经过冷轧和退火后的晶粒尺寸为 6.6 μm 时, 但仍然表现为不连续屈服^[40]。经过累计迭轧焊 (ARB) 和 500 °C 退火处理后, 商业纯 Ti 的晶粒尺寸为~2 μm, 表现出不连续屈服^[38]。综上所述, 合金初始状态及热机械加工与热处理工艺的差异可能导致同种合金发生不连续屈服的临界晶粒尺寸不同, 这与组织组分、组织强度及其他微观组织特征有关, 然而目前有关组织对屈服行为的影响机理尚不清晰。

此外, 晶粒的形貌亦会影响位错的增殖和存储, 进而影响材料的屈服行为。在奥氏体-铁素体双相中锰钢 Fe-7.5Mn-1.5Al-0.2C (wt. %) 中, 等轴组织表现出不连续屈服行为, 而片层组织则表现为连续屈服行为^[41]。两种组织在变形前的奥氏体含量相近, 表明二者发生应力诱发马氏体相变的机率相似, 即应力诱发马氏体相变不是造成其屈服行为差异的主要原因。循环加载实验 (LUR) 表明, 等轴组织的背应力始终小于片层组织, 即后者发生了更多的 GNDs 塞积。当应变为 4.7% 时, 等轴组织发生了不均匀变形, GNDs 主要分布在晶界和相界, 晶粒内部的 GND 密度较低; 片层组织的 GNDs 则较为均匀的分布在晶内、晶界和相界。片层结构更有利于 GNDs 的产生、存储和均匀分布, 进而提高该中锰钢的加工硬化能力, 抑制 Lüders 应变的产生。

综上所述, 当合金的晶粒尺寸小于临界晶粒尺寸时, 材料可表现为不连续屈服行为。然而该临界晶粒尺寸受合金的组织特征(例如位错组态、组织类型和强度等)、热机械加工及热处理工艺等因素协同作用。此外, 晶粒形貌特征(如长径比)可通过调控 GNDs 的空间分布特征而影响材料的屈服行为, 但目前针对晶粒形貌与屈服行为的定量研究仍然较少, 晶粒尺寸与晶粒形貌对屈服行为的耦合作用机制也尚未得到系统研究。

3.3 相稳定性

基体相的稳定性对应力诱发相变具有重要的调控作用, 其相变临界应力与相变体积分数等因素共同影响合金的屈服行为。现阶段有关应力诱发相变和室温不连续屈服的研究主要集中在 NiTi 形状记忆合金^[17, 42-44]、中锰钢^[7, 45-48]和奥氏体不锈钢^[8]等体系, 已经证实应力诱发相变与室温不连续屈服行为存在强关联性。

NiTi 形状记忆合金的应变行为可分为四个特征阶段^[42]: (1) 奥氏体的弹性变形阶段, (2) 应力诱发马氏体相变阶段, (3) Lüders 应变结束后的马氏体定向阶段和 (4) 马氏体塑性变形阶段。在阶段 (2) 中, 应力诱发马氏体相变的发生对应于拉伸曲线上 Lüders 应变平台的出现; 当应变量增加至 8% 时, Lüders 平台消

失, 合金进入加工硬化阶段, 此时应力诱发马氏体发生完全的定向排列和退孪生, 即阶段 (3); 当应变量进一步增加至 10% 时, 应力诱发马氏体中形成大量位错, 标志着合金进入阶段 (4)。值得注意的是, 即使 Lüders 平台结束, NiTi 合金中仍存在一定量的残余奥氏体, 这表明应力诱发马氏体相变的完成存在滞后效应, 并未完全与 Lüders 平台的结束同步。

DIC 技术较好的揭示了 NiTi 合金在应力诱发马氏体阶段的力学行为及应变演化特征^[43]。如图 5a 所示, 在拉伸过程中, NiTi 合金在~360 MPa 应力条件下表现出一个较大的 Lüders 应变平台, 应变范围约为 1-7%。在此过程中, 拉伸应变的分布和演化如图 5b 所示, Lüders 带在 177 s 时形成并开始沿着拉伸轴向扩展, 在 750 s 时扩展至整个样品标距段。同时, 在图 5c 所示的剪切应变分布和演化图中, 横向应力分量诱发了 B2 奥氏体向 B19' 马氏体相变, 并伴随相反方向的横向剪切应变以实现协调变形。当应变为 1-3% 时, Lüders 带以单带模式进行扩展。随着应变增大, 在单个 Lüders 带内部出现了方向相反的剪切应变。这样的剪切应变会引发局部平面内的弯矩, 当弯矩达到临界值时, 触发 Lüders 分支形成。这些分支在试样两侧横向交替出现, 且剪切应变方向相反。对于每个横向分支与其所在间隙之间也会产生相反的剪切应变(图 5cI), 这种试样左右两侧以及分支与间隙之间的双重交替剪切应变机制, 确保了横向应变的有效协调。

Li 等^[17]通过对 NiTi 合金 Lüders 应变平台中的动态应变分析提出了一种新的机制模型。NiTi 合金的应力诱发马氏体相变触发局部应变速率骤升(局部应变速率可达 $2.23 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$), 该应变速率远高于拉伸试验机的位移速率。该动态应变速率失配现象需通过样品的弹性应变收缩实现负应变速率补偿, 而弹性应变收缩引起的应力下降, 标志着 Lüders 变形的开始。

中锰钢和奥氏体不锈钢的不连续屈服行为与应力诱发马氏体相变密切相关, 其本质受控于基体奥氏体相的稳定性^[2, 7, 8, 45]。Wang 等^[2]利用 DIC 和红外热处理 (IPT) 等手段研究了双相组织中锰钢 Fe-7Mn-0.14C-0.23Si (wt. %) 在拉伸过程中不连续屈服现象的动力学和热力学特征。合金为晶粒尺寸小于 10 μm 的铁素体和奥氏体两相组织。Lüders 带首先在试样的应力集中区域形核, 该区域的局部应变呈现以 12 s 为周期和 $7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的准线性增长特征, 随后 Lüders 带以恒定速率向试样其他区域扩展。X 射线衍射 (XRD) 和表面硬度测试结果表明, Lüders 带扩展区域发生了显著的应力诱发马氏体相变。

在超细晶中锰钢 Fe-7.5Mn-1.5Al-0.2C (wt. %) 中,

晶粒细化引发的加工软化效应会促进应变局域化现象;与此同时,应力诱发马氏体相变可有效提升局部变形区域的加工硬化能力^[7]。这种加工硬化与加工软化效应

之间的竞争与动态平衡机制,驱动 Lüders 带从较硬区域向较软区域逐步扩展,并伴随有较大的应变平台。

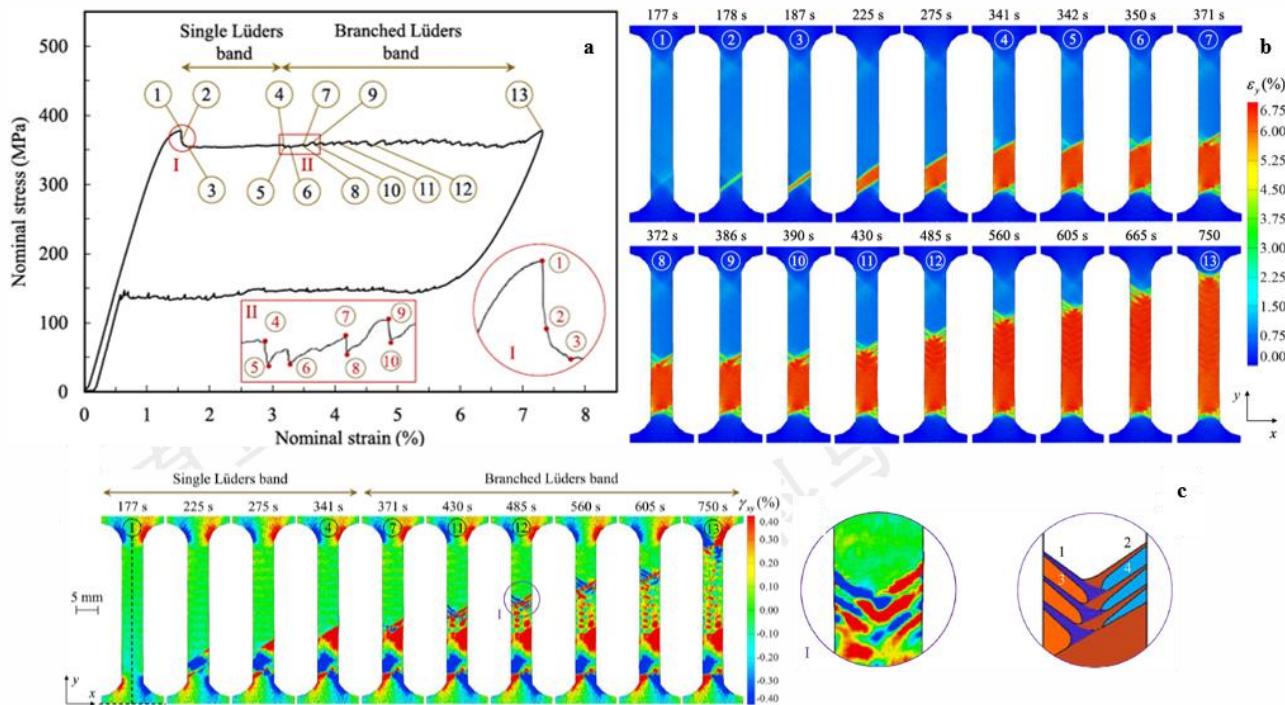


图 5 NiTi 的单个和分支 Lüders 带变形特征 (a) 应力-应变曲线, 在应变平台阶段存在应力波动及变形不稳定现象; (b) 在 Lüders 带形成和扩展过程中, 轴向应变场随时间的变化规律; (c) 拉伸应力诱发马氏体相变过程中 NiTi 样品内剪切应变的演化^[43]

Fig.5. Single and branched Lüders band deformation modes of NiTi. (a) The stress-strain variation showing mechanical instabilities over stress plateau . (b) The axial strain fields of the NiTi sample at progressive moments during the formation and propagation of the Lüders band. (c) Occurrence of shear strains within the NiTi sample during tensile stress-induced A→M transformation^[43]

中锰钢 Fe-10Mn-0.05C-1.63Al (wt. %)在 600 °C 和 650 °C 保温 6 h 后空冷, 分别得到 IA600 和 IA650 两种试样, 均为超细晶铁素体和残余奥氏体组织。残余奥氏体含量分别为 36 % 和 40 %。退火温度的提高导致奥氏体含量增加, 但其稳定性和层错能降低。两种试样的 Lüders 应变分别为~5.5 % 和~3 %^[45]。DIC 结果表明两者的 Lüders 带是由多个局部塑性区组成: IA600 和 IA650 试样的塑性区大小分别为~1 μm 和~30 μm, 后者塑性区中的奥氏体中存在不同滑移系的层错交叉, 这为马氏体相变提供了形核点。除此之外, IA600 试样在 0.5 % 应变下, 中锰钢中的铁素体几乎没有发生变形, 而奥氏体中出现大量层错。即 IA600 试样的铁素体为硬相、奥氏体为软相。该试样的 Lüders 带形成机制如下: 奥氏体作为软相, 先出现层错和应力集中现象, 层错可作为马氏体形核点; 马氏体转变引起的体积膨胀和应力集中使周围的晶粒发生变形, 形成局部塑性变形区, 多个塑性变形区组合为 Lüders 带。而 IA650 试样的马氏体相变驱动力增大, 促进了马氏体转变, 提高了材料的加工硬化能力从而减小了 Lüders 应变。

超细晶奥氏体不锈钢中也存在不连续屈服现象^[8]。

通过冷轧和退火得到超细晶的 304 奥氏体不锈钢, 其室温和 200 °C 高温下拉伸的结果如图 6 所示^[8]。在室温拉伸试验中, 304 奥氏体不锈钢在屈服下降后出现 Lüders 应变平台, 其标距段形成了与加载方向呈 60 ° 的应变带, 并随着拉伸过程持续扩展, 直至试样最终断裂 (图 6a)。宏观应变为 2 % 时的 SEM 图像和相图如图 6b 所示, 在 Lüders 带内, 随着局部应变的增大, 马氏体相含量增大, 最高可达到 72 %。在 200 °C 高温拉伸试验中, 试样在屈服下降后直接进入颈缩软化阶段, 断裂延伸率仅为~12 %。虽然标距段同样发现了与加载方向呈 60 ° 的应变带, 但并未出现明显扩展, 且该区域随即发生颈缩现象 (图 6c)。断口附近的马氏体相含量仅为 31 % (图 6d)。这是由于在高温条件下奥氏体相稳定性显著提高, 应力诱发马氏体相变受到明显抑制。这证明了应力诱发马氏体相变是导致超细晶奥氏体不锈钢出现 Lüders 应变的关键原因。

奥氏体钢 Lüders 应变的形成过程不仅受应力诱发马氏体相变调控, 而且与位错演化动力学密切相关^[46]。在传统的标准狗骨状拉伸试样中, Lüders 应变区域表面有明显的起伏且应变过渡范围小, 不利于局部变形

组织分析和应变定量分析。Ma 等^[46]设计了一种具有厚度变化的异形试样, 可以在其横向方向附加几何约束并引入梯度应力, 从而使试样在横向产生梯度 Lüders 应变, 并进行变形组织和应变定量分析。如图 7a 所示, 以 Fe-0.14C-7.14Mn-0.23Si (wt. %) 中锰钢为研究对象, 其初始组织由超细晶铁素体和 33.0 % 的残余奥氏体组成。在室温拉伸试验中, 标准狗骨状试样表现出~16 % 的 Lüders 应变。异形拉伸试样的结果显示, 当局部 Lüders 应变增至 10 % 时, 残余奥氏体含量从初始的 33.0 % 显著下降至 9.5 %。随着局部 Lüders 应变

进一步增至 16 %, 残余奥氏体含量保持不变。因此, 应力诱发马氏体相变主要发生在 Lüders 应变的初始阶段 (0-10 %)。图 7b-e 为不同 Lüders 应变阶段的变形组织观察结果和示意图分析, 在 0-10 % 的应变阶段, 中锰钢的残余奥氏体快速转变为马氏体, 并在相界和晶界处产生大量 GNDs; 当应变达到 10-16 % 时, 应力诱发马氏体相变趋于饱和, 相界和晶界的 GNDs 持续增加, 同时在晶内和马氏体内部也存在位错增殖, 此时位错主导了中锰钢的加工硬化能力。

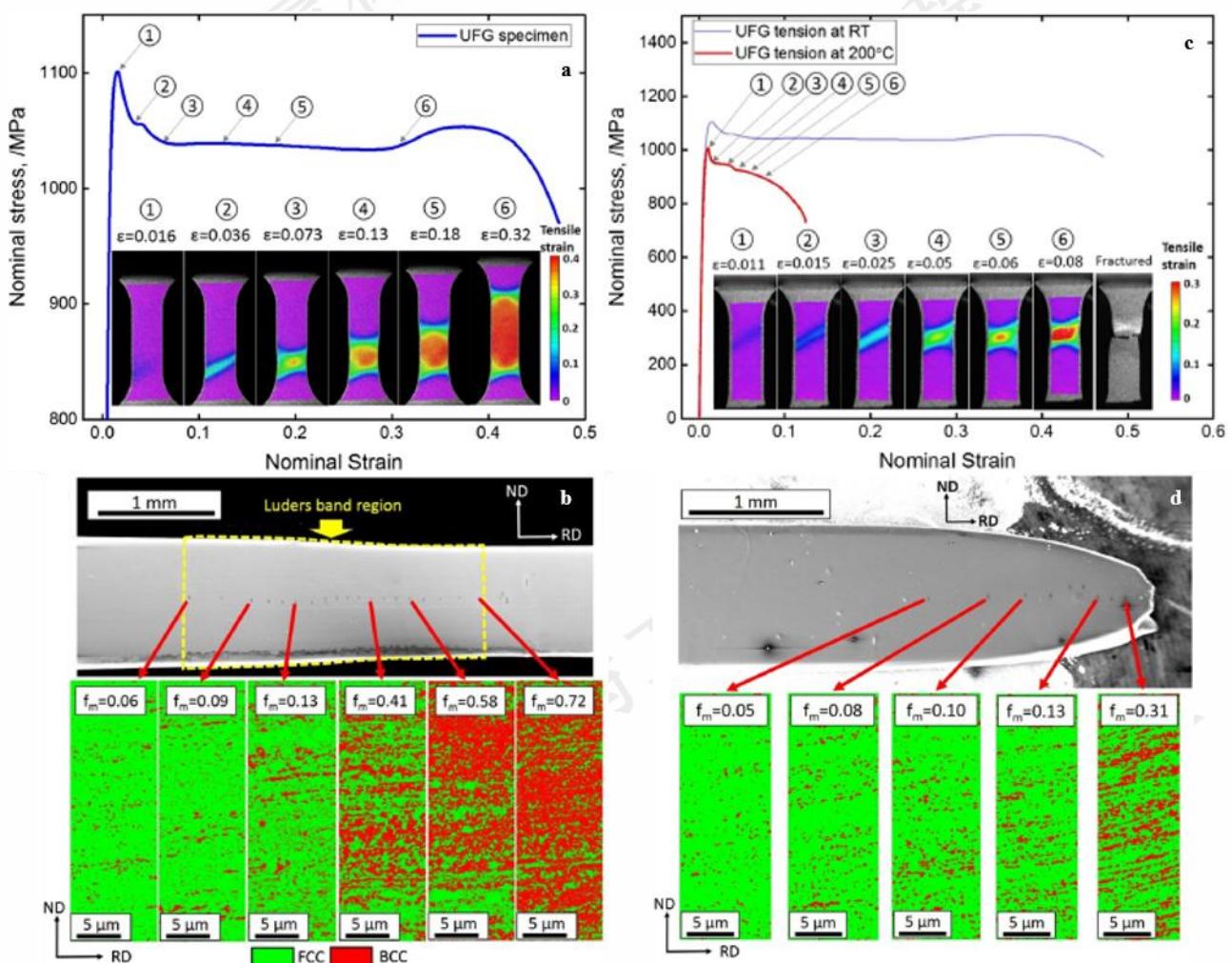


图 6 超细晶 304 奥氏体不锈钢在室温 (a) 和 200 °C下 (b) 的拉伸应力-应变曲线和相应的应变分布图; (b) 室温拉伸应变为 0.2 时试样的 SEM 图像和 Lüders 带区域的相图; (d) 200 °C拉伸条件下拉断试样的 SEM 图像和拉断颈缩区域的相图^[8]

Fig.6. (a) and (c) Nominal stress-strain curves of the UFG austenitic stainless steel specimens and corresponding tensile strains (ϵ_{xx}) maps obtained by DIC analysis at room temperature and 200 °C, respectively. (b) SEM image of the gauge section of the specimen of which tensile test at room temperature at a strain of 0.2 and corresponding EBSD phase maps obtained within the Lüders band. (d) SEM image of the gauge section near fracture surface of the specimen tensile tested at 200 °C and corresponding EBSD phase maps within the necked region^[8]

基体相含量也会影响中锰钢室温屈服的连续性。例如, 冷轧态中锰钢 Fe-0.05C-6Mn-1Al-1.5Si (wt. %) 分别在 760 °C、770 °C 和 780 °C 保温 3 min, 得到试样均

为超细晶组织。奥氏体相含量分别是 23.1 %、25.5 % 和 19.0 %。接着水冷将奥氏体转变为马氏体相, 含量分别是 1.4 %、2 % 和 11.4 %。三个试样的 Lüders 应变分别

为 2.4%、1.1% 和 0.9%^[47]。这一现象可以通过位错理论进行合理解释: 初始马氏体相含量的增加会导致材料中初始可移动位错密度相应提高, 进而提高了材料的加工硬化能力, 从而减小了 Lüders 应变。

综上所述, 中锰钢和奥氏体不锈钢在室温下表现出的不连续屈服行为, 与应力诱发马氏体相变和位错

增殖密切相关, 但二者的动态竞争与协调机制仍未得到系统研究。为解析相变驱动力和位错密度和分布的交互作用和变形机理, 需结合原位实验与晶体塑性有限元模拟等方法, 量化评估各影响因素的作用权重, 进而构建包含相变动力学与位错演化的多物理场本构模型, 为精确描述和预测室温屈服行为提供理论框架。

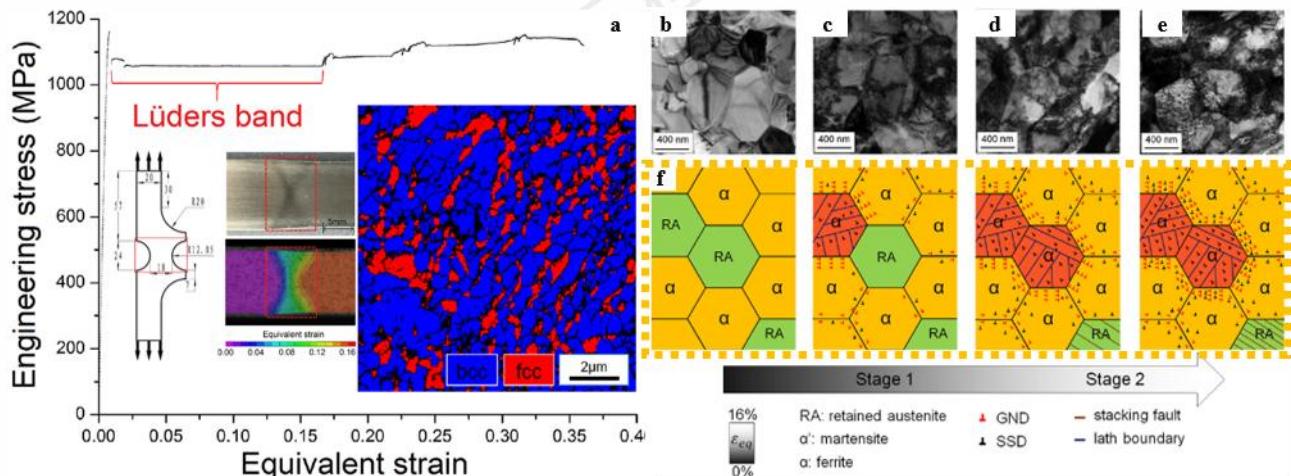


图 7 (a) Fe-0.14C-7.14Mn-0.23Si (wt. %) 合金的工程应力-应变曲线, 相图, 异性拉伸试样示意图及相应的 Lüders 带前沿区域等效应变分布图; 明场 TEM 图像显示了异形试样中等效应变为 (b) 0%、(c) 6%、(d) 10% 和 (e) 16% 的不同位置的微观组织; (f) 微观组织演变示意图^[46]

Fig.7. (a) Tensile behavior of Fe-0.14C-7.14Mn-0.23Si (wt%), EBSD phase map, the schematic illustration of the special-shaped specimen and the corresponding DIC-calculated equivalent strain distribution map of the Lüders front region as the inset. Bright-field TEM images showing the microstructures at various locations with equivalent strains of (b) 0, (c) 6 %, (d) 10 % and (e) 16 %, in the special-shaped specimen, (f) a sketch of the microstructure evolution^[46]

3.4 第二相

第二相颗粒通过调控合金相界面能^[29, 49]、位错密度^[50]以及变形孪晶特征^[51, 52]等因素, 显著影响合金的屈服行为。

在 Fe-0.85C-0.40Mn-0.25Si-0.009P-0.004S (wt. %) 合金中, 其铁素体 (α) -渗碳体 (θ) 相界面特征对合金的屈服行为具有重要影响^[49]。通过热轧, 热轧+700 °C 保温 810 ks (θ 相球化), 冷轧+700 °C 保温 810 ks (再结晶- θ 相球化) 获得三种样品, 分别记为 PA、SA 和 RA 试样。拉伸实验结果表明, PA 和 SA 试样均表现出连续屈服特征, 而 RA 试样则出现了明显的屈服下降现象并伴随 Lüders 应变产生。其中, PA 和 SA 试样中的 α - θ 相晶体取向符合 Pitsch-Petch 关系, 相界面为半共格结构; RA 试样中的 α - θ 相晶体取向偏离 Pitsch-Petch 关系, 形成非共格界面。同步辐射和中子衍射分析表明, SA 试样的半峰宽显著大于 RA 试样, 表明前者含有更高的缺陷密度。此外, 纳米压痕实验结果揭示出塑性变形的难易程度存在以下规律: 半共格相界面<晶界=非共格相界面<无位错晶粒内部=理论强度。以上结果表明, 在 PA 和 SA 试样中, 半共格相界面作为有

效位错源, 能够促进位错的产生, 激发周围晶粒的塑性变形, 从而实现连续屈服。而在 RA 试样中的非共格相界面需要更大的临界分切应力启动位错, 当位错开始大量增殖时通过加工软化效应降低流变应力, 这种特征性行为导致了屈服下降现象以及后续 Lüders 应变的产生。

在 AA5182 合金中, 通过控制凝固速率及表面平整处理后, 合金获得了不同晶粒尺寸与初始位错密度, 表现出不同的屈服连续性^[50]。在标准凝固速率、未进行表面平整处理的条件下, 随着晶粒尺寸从 $10 \pm 6 \mu\text{m}$ 增加至 $62 \pm 22 \mu\text{m}$, 该合金在拉伸时始终存在 Lüders 应变平台, 且其大小 ε_L (%) 与晶粒尺寸 d (μm) 呈 Hall-Petch 关系, 即 $\varepsilon_L \propto d^{-0.5}$ 。当对标准凝固速率的试样进行表面平整处理后, Lüders 应变完全消失, 这证明初始位错密度不足是 Lüders 应变产生的主要原因。值得注意的是, 在慢凝固速率条件下, 即使未进行表面平整处理, 该合金的屈服平台同样消失, 该现象与析出相的产生有关。在慢凝固过程中, AA5182 合金中生成了 $\text{Al}_{13}(\text{Mn}, \text{Fe})_6$ 和 $\text{Al}_{15}\text{FeMn}_3\text{Si}_2$ 析出相, 析出相与基体之间的热膨胀系数差异及其导致的体积不匹配效应, 会

在两相界面处诱发 GNDs 的形核与增殖, 其密度可通过该公示计算: $n = A \cdot \frac{\Delta \alpha \Delta T}{b} \cdot a$ (A 是与析出相形貌相关的常数, 立方形析出相的 $A \approx 3$, 椭球形的 A 更小; $\Delta \alpha$ 是热膨胀系数差, ΔT 是温度差; b 是 Al 的伯氏矢量; a 是立方型析出相的尺寸)。慢速凝固过程中析出相与基体相界面处存在的大量 GNDs 消除了 Lüders 应变平台。

析出相可调控变形孪晶特征, 进而影响合金的屈服行为。镁合金的不连续屈服现象主要由变形孪晶主导, 当变形孪晶受到抑制时, 不连续屈服现象也会随之减弱^[51, 52]。在 AZ31 镁合金中, 当 $\{10\bar{1}2\}$ 变形孪晶的横纵比达到一定范围, 且在晶界发生扩展的变形孪晶比例达到~0.33, 才会发生 Lüders 应变^[52]。在 Mg-4.5Zn(wt.%)合金中, 也存在相同的结论^[51]。通过对该合金进行不同的热处理, 分别得到不含析出相 (AE) 和含有析出相 (PA) 的试样。AE 试样的晶粒尺寸为~20 μm , 具有强烈的基面//压缩方向织构, PA 试样中时效析出的第二相平行于基体的 $\langle 0002 \rangle$ 方向。AE 试样在压缩时有明显的屈服应变平台, PA 试样几乎没有屈服应变平台。中断压缩试验后进行变形组织表征, AE 试样和 PA 试样中变形孪晶的横纵比 q 、数密度 N_A 和跨晶界比例分别为 0.05 和 0.03、4400 mm^{-2} 和 9300 mm^{-2} 、0.57 和 0.28。利用公式 $\frac{1}{q} = \frac{2sG\beta'}{\tau - \tau_G^*} - \frac{11}{5}$ (τ 为孪晶剪切系统的剪切应力, τ_G^* 为孪晶生长的摩擦力, s 为孪晶剪切应变的大小, G 为剪切模量, β' 为松弛因子 < 1) 计算可以得到, 析出相的存在使得变形孪晶生长摩擦力增大了 50-56 MPa, 这使得 PA 试样中变形孪晶横纵比减小、跨晶界比例的降低, 且数密度增加, 最终抑制屈服平台。

析出强化作为材料强化机制中的重要组成部分, 其对屈服行为的调控作用具有重要的理论价值和实际意义。然而, 目前关于析出相对合金屈服行为影响的研究尚不充分, 相关文献报道较为有限。

4 总结与展望

金属材料在室温下的不连续屈服行为是一个涉及多尺度、多机制的复杂物理现象。研究表明, 合金成分、再结晶程度、晶粒尺寸与形貌、相组成及其稳定性及第二相等微观组织特征均对该行为产生显著影响。当前研究虽已揭示了这些因素与不连续屈服之间的关联, 并初步阐明了相关变形机制和加工硬化行为, 但对于不连续屈服的完整理论框架及其微观机理仍有待进一步探索。为深入理解和准确表征金属材料的室温不连续屈服行为, 需着重关注以下几个关键问题:

(1) 合金屈服行为受成分及微观组织等多因素影

响。不同合金体系因其间隙及置换元素对位错增殖及运动行为的影响不同, 往往表现出不同的屈服行为特征。此外, 合金成分同合金的晶粒尺寸、形貌特征和晶体取向等多尺度微观组织特征协同影响合金的屈服行为。需结合先进的实验表征手段与理论分析方法进行定量研究, 揭示多因素协同作用的动态机制图。

(2) 屈服连续性本质上是多种变形机制动态竞争的结果, 反映了材料从弹性变形向塑性变形过渡的平滑程度。当屈服过程中的变形机制能有效分散应力、降低局部应力集中时, 材料的屈服行为将表现为连续屈服, 从而减少意外断裂或失效的风险。因此, 深入研究金属材料在屈服过程中的变形机制(如位错滑移、变形孪晶、应力诱发相变等)对于全面理解其屈服行为具有重要意义。

(3) 目前仍缺乏能够准确描述金属材料不连续屈服阶段变形行为的本构模型。未来研究有望通过创新实验技术(如高分辨数字图像相关法)与先进理论方法(如晶体塑性有限元模拟)的结合, 建立包含相变动力学与位错演化的多物理场本构模型, 实现对不连续屈服现象的定量化表征和机理揭示, 为金属材料的设计优化与工程应用提供科学依据。

参考文献 References

- [1] Schwab Rainer, Ruff Volker et al. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(5): 1798.
- [2] Wang X. G., Wang L., Huang M. X. et al. *Acta Materialia*[J], 2017, 124: 17.
- [3] Yu C. Y., Kao P. W., Chang C. P. et al. *Acta Materialia*[J], 2005, 53(15): 4019.
- [4] Aguirre F., Kyriakides S., Yun H. D. et al. *International Journal of Plasticity*[J], 2004, 20(7): 1199.
- [5] Zhang J. F., Jiang Y. Y. et al. *International Journal of Plasticity*[J], 2005, 21(3): 651.
- [6] Sun H. B., Yoshida F., Ma X. et al. *Materials Letters*[J], 2003, 57(21): 3206.
- [7] Zhang Y., Ding H. et al. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2018, 733: 220.
- [8] Gao Si, Bai Yu, Zheng Ruixiao et al. *Scripta Materialia*[J], 2019, 159: 28.
- [9] Tian Y. Z., Gao S., Zhao L. J. et al. *Scripta Materialia*[J], 2018, 142: 88.
- [10] Ma Huilin(麻慧琳), Wu Wandong(吴万东), Xu Zhiyuan(徐志远) et al. *Journal of Netshape Forming Engineering(精密成形工程)*[J], 2023, 15(12): 50.
- [11] Hallai Julian F., Kyriakides Stelios et al. *International Journal of*

- Solids and Structures*[J], 2011, 48(24): 3275.
- [12] Hallai Julian F., Kyriakides Stelios *et al.* *International Journal of Solids and Structures*[J], 2011, 48(24): 3285.
- [13] Zhang Yinhui, Shuai Jian, Lv Zhiyang *et al.* *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*[J], 2022, 119: 103354.
- [14] Dahl B. A., Ren X. B., Akselsen O. M. *et al.* *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*[J], 2018, 93: 88.
- [15] Zhang Guangying(张光莹), Li Yan(李 岩), Huang Liying(黄丽颖) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2024, 60(4): 443.
- [16] Hu Bing(胡斌), Tu Xin(屠鑫), Wang Yu(王玉) *et al.* *Chinese Journal of Engineering(工程科学学报)*[J], 2020, 1(42): 48.
- [17] Li Yingchao, Shariat Bashir S., Yang Hong *et al.* *Acta Materialia*[J], 2023, 245: 118604.
- [18] Liang Z. Y., Cao Z. H., Lu J. *et al.* *Acta Materialia*[J], 2021, 221: 117418.
- [19] Tsuchida N., Tomota Y., Nagai K. *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2006, 54: 57.
- [20] Wilson D.V. *et al.* *Acta Metallurgica*[J], 1968, 16(5): 734.
- [21] Torkamani Hadi, Raygan Shahram, Garcia Mateo Carlos *et al.* *Materials Science and Engineering: A*[J], 2019, 749: 56.
- [22] Lu Hui-Hu, Guo Hong-Kui, Liang Wei *et al.* *Materials & Design*[J], 2020, 188: 108477.
- [23] Song R., Ponge D., Raabe D. *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2005, 52: 1075.
- [24] Ma Yan, Sun Binhan, Schökel Alexander *et al.* *Acta Materialia*[J], 2020, 200: 389.
- [25] Luo Haiwen, Dong Han, Huang Mingxin *et al.* *Materials & Design*[J], 2015, 83: 42.
- [26] Ebenberger Paul, Uggowitzer Peter J., Gerold Bodo *et al.* *Materials*[J], 2019, 12(10): 1645.
- [27] Geng Yingxin, Zhang Di, Zhang Jishan *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 834: 155138.
- [28] Shi Huigang, Guo Xianglong, Li Jiuxiao *et al.* *Materials Science and Engineering: A*[J], 2019, 760: 407.
- [29] Sun Shichen, Fang Hongze, Chen Ruirun *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2023, 231: 115461.
- [30] Shi Huigang, Li Jiuxiao, Mao Jianwei *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2019, 169: 28.
- [31] Shi Huigang, Li Jiuxiao, Mao Jianwei *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2020, 188: 280.
- [32] Wang Hesong, Zhang Yuanxiang, Yuan Guo *et al.* *Materials Science and Engineering: A*[J], 2018, 737: 176.
- [33] Bayona-Carrillo Nicolás, Bozzolo Nathalie, Fundenberger Jean-Jacques *et al.* *Advanced Engineering Materials*[J], 2011, 13: 383.
- [34] Y.R. Fan, R. Chen, D.S. Yan *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2025, 923: 147701.
- [35] Hong Xia, Godfrey Andrew William, Liu Wei *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2018, 28(4): 585.
- [36] He Lizi, Chen Jian, Chen Qinglun *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(9): 2993.
- [37] Li Zhiming, Fu Liming, Fu Bin *et al.* *Materials Letters*[J], 2013, 96: 1.
- [38] Terada Daisuke, Inoue Masaya, Kitahara Hiromoto *et al.* *Materials Transactions*[J], 2008, 49(1): 41.
- [39] Shi Xiaohui, Cao Zuhuan, Fan Zhiyuan *et al.* *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*[J], 2020, 34: 701.
- [40] Ghaderi Alireza, Barnett Matthew R. *et al.* *Acta Materialia*[J], 2011, 59(20): 7824.
- [41] Zhang Yu, Ding Hua, Zhu Haokun *et al.* *Materials Science and Engineering: A*[J], 2021, 824: 141746.
- [42] Tan Geraldine, Liu Yinong, Sittner Petr *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2004, 50: 193.
- [43] Shariat Bashir S., Li Yingchao, Yang Hong *et al.* *Materials Science and Engineering: A*[J], 2022, 839: 142774.
- [44] Chen Yuxuan, Liu Yinong, Li Ang *et al.* *Materials Science and Engineering: A*[J], 2022, 829: 142136.
- [45] Varanasi Rama Srinivas, Zaefferer Stefan, Sun Binhan *et al.* *Materials Science and Engineering: A*[J], 2021, 824: 141816.
- [46] Ma Jiawei, Liu Haiting, Lu Qi *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2019, 169: 1.
- [47] Li Tianle, Yang Mei, Yan Shu *et al.* *Materials Letters*[J], 2021, 303: 130568.
- [48] Wang X. G., Liu C. H., He B. B. *et al.* *Materials Science and Engineering: A*[J], 2019, 761: 138050.
- [49] Wang Yanxu, Tomota Yo, Ohmura Takahito *et al.* *Acta Materialia*[J], 2020, 196: 565.
- [50] Ebenberger P., Uggowitzer P. J., Kirmstötter S. *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2019, 166: 64.
- [51] Wang Jun, Ferdowsi Mahmoud Reza Ghandehari, Kada Sitarama R. *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2019, 160: 5.
- [52] Barnett Matthew R., Nave Mark D., Ghaderi Alireza *et al.* *Acta Materialia*[J], 2012, 60(4): 1433.
- [53] Varin R.A., Mazurek B., Himbeault D. *et al.* *Materials Science and Engineering*[J], 1987, 94: 109.
- [54] Hahn G.T. *et al.* *Acta Metallurgica*[J], 1962, 10(8): 727.
- [55] Johnston W. G. *et al.* *Journal of Applied Physics*[J], 1962, 33(9): 2716.
- [56] Johnston W. G., Gilman J. J. *et al.* *Journal of Applied Physics*[J], 1959, 30(2): 129.
- [57] Li Hongxing, Gao Si, Tomota Yo *et al.* *Acta Materialia*[J], 2021, 206:

116621.

- [58] Akama D., Nakada N., Tsuchiyama T. *et al. Scripta Materialia*[J], 2014, 82: 13.
- [59] Zaiser Michael *et al. Advances in Physics*[J], 2006, 55(1-2): 185.
- [60] Johnson D. H., Edwards M. R., Chard-Tuckey P. *et al. Materials Science and Engineering: A*[J], 2015, 625
- [61] Nagarajan Srinivasan, N Raghu, B Venkatraman *et al. Materials*

Science and Engineering: A[J], 2013, 561

- [62] Sun H. B., Yoshida F., Ohmori M. *et al. Materials Letters*[J], 2003, 57(29): 4535.
- [63] Hallai Julian F., Kyriakides Stelios *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2013, 47: 1.
- [64] Li Hongmei, Boehlert Carl J., Bieler Thomas R. *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2014, 45: 6053.

Research Progress on Room Temperature Discontinuous Yielding Behavior of Metal Materials

Fan Yurong, Xue Xiangyi, Lai Minjie, Li Jinshan, Luo Ting

(State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: Discontinuous yielding of metal materials during room temperature deformation is a critical scientific issue that significantly affects their mechanical properties and application safety. This review systematically summarizes recent research advancements in this field, with a focus on the characteristics, influencing factors and underlying mechanisms of discontinuous yielding. The discontinuous yielding phenomenon is mainly characterized by a yield drop and a stress plateau on the stress-strain curve. Studies have shown that microstructural characteristics such as alloy composition, recrystallization degree, grain size and morphology, as well as phase composition and stability, serve as primary factors influencing discontinuous yielding. These factors affect the yielding behavior by regulating dislocation movement and deformation mechanisms. Furthermore, this work explores the intrinsic relationship between discontinuous yielding, room temperature deformation mechanism and the work hardening behavior in metallic materials. Based on current research, future studies should focus on the microstructure regulation, alloy design, deformation mechanisms and the development of constitutive models to deepen the understanding of discontinuous yielding and provide a foundation for optimizing material properties.

Key words: metal materials; yield drop; Lüders strain; microstructure; deformation mechanism

Corresponding author: Luo Ting, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, E-mail: t.luo@nwpu.edu.cn