

01,07,08

Морфологический переход от евклидовой к фрактальной форме полосы Людерса в алюминий-магниевом сплаве АМг6

© А.А. Шибков, А.Е. Золотов, М.А. Желтов, А.А. Денисов

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина,
Тамбов, Россия

E-mail: shibkov@tsu.tmb.ru

(Поступила в Редакцию 22 сентября 2010 г.)

С помощью высокоскоростной видеосъемки исследовали пространственно-временную структуру полосы Людерса в искусственно состаренном и рекристаллизованном сплавах АМг6, деформируемых одноосным растяжением с постоянной скоростью увеличения приложенного напряжения $\sigma_0 = \text{const}$. Выявлен кинетический морфологический переход между евклидовой и фрактальной формой полосы Людерса при изменении исходной микроструктуры сплава от преципитатной, полученной искусственным старением, к структуре собирательной рекристаллизации. Обсуждаются механизмы формирования дендритоподобной фрактальной структуры фронта Людерса.

Работа выполнена в рамках реализации аналитической ведомственной целевой программы „Развитие научного потенциала высшей школы (2009–2010 гг.)“, проект № 2.1.1/2747.

1. Введение

Явление Людерса — наиболее известное проявление неустойчивой пластической деформации кристаллических материалов на макроскопическом уровне. Иерархическая структура фронта Людерса и механизм его распространения в монокристаллических сплавах системы Cu–Zn и в облученных нейтронами монокристаллах меди подробно исследованы и описаны Нейхойзером и др. [1–3]. Методом киносъемки рельефа поверхности установлено, что полоса Людерса (ПЛ) продвигается „последовательно“ за счет последовательного зарождения и распространения тонких параллельных линий скольжения на фронте ПЛ в плоскости максимальных касательных напряжений, составляющих угол 45° с осью растяжения [2]. Было показано, что зарождение новых линий скольжения обусловлено внутренними напряжениями, которые вызваны локализацией решеточного поворота вблизи фронта ПЛ из-за интенсивного сдвига в условиях одноосного растяжения [3].

Кинетика и геометрия ПЛ при растяжении поликристаллических сплавов интенсивно исследовались различными методами: оптическими [4–8], тепловизионным [9], методами клевого экстенсометра [8,10] и поверхностных царапин [11,12]. Характеризация фронта Людерса обычно ограничивается углом наклона к оси растяжения, скоростью фронта, деформационным профилем и влиянием ПЛ на предел текучести. В [13] показано, что форма образца и способ нагружения влияют на морфологию и ориентацию фронта ПЛ; например, трубчатый образец при кручении дает одну ПЛ с плоским фронтом, перпендикулярным оси образца, при растяжении трубчатого образца наблюдаются множественные полосы, а при растяжении образца с пентагональной формой поперечного сечения угол между осью растяжения и фронтом полосы равен $48 \pm 1.5^\circ$ [13]. В услови-

ях растяжения плоских поликристаллических образцов также наблюдаются отклонения от угла 45° из-за поворота решетки вследствие неоднородного распределения скольжения на фронте ПЛ. В поликристаллах фронт ПЛ более локализован, чем в монокристаллах. Предполагается, что внутренние напряжения, возникающие из-за несовместности деформации соседних зерен, играют важную роль в процессе распространения ПЛ [14].

Исследование механизмов зарождения и распространения ПЛ в промышленных поликристаллических сплавах затруднено многообразием структурных факторов, которые, как представляется, необходимо учитывать для разработки таких механизмов: исходная плотность решеточных дислокаций, средний размер зерна и распределение зерен по размерам, наличие в границах зерен свободного объема и частиц вторичной фазы и т.д. Эти вопросы особенно актуальны для сплавов на алюминиевой основе, применяемых в авиационной технике, так как полосы Людерса ухудшают качество поверхности промышленных изделий. В настоящей работе экспериментально выявлено сильное влияние выделений вторичной β -фазы на морфологию и подвижность полос макролокализованной деформации на фронте ПЛ при растяжении плоских образцов мелкозернистого алюминий-магниевого сплава АМг6, широко используемого при производстве летательных аппаратов и автомобилей.

2. Методика

Образцы сплава АМг6 (Al–5.92 wt.% Mg–0.61 wt.% Mn–0.27 wt.% Fe–0.14 wt.% Si) в форме двухсторонних лопаток с размерами рабочей части $6 \times 3 \times 1.2$ mm вырезали из холоднокатаного листа ($\varepsilon = 5$). Для исследования влияния на скачкообразную

деформацию структурных изменений, связанных с рекристаллизацией и выделением вторичной фазы, образцы отжигали в течение 1 h в интервале температур $T_{\text{ан}} = 200\text{--}500^\circ\text{C}$ и закачивали на воздухе. Выше температуры ограниченной растворимости $T_{\text{SV}} \approx 275^\circ\text{C}$ состав сплава представляет собой α -твердый раствор магния в алюминии с рекристаллизованной зеренной структурой и средним размером зерна около $10\ \mu\text{m}$, а ниже T_{SV} , в двухфазной области, структура и состав сплава определяются процессами возврата, первичной рекристаллизации и выделения частиц вторичной $\beta(\text{Al}_3\text{Mg}_2)$ -фазы [15].

Через 1 h после термообработки образцы растягивали с постоянной скоростью роста напряжения ($\dot{\sigma}_0 = 0.2\ \text{MPa/s}$) при комнатной температуре в мягкой деформационной машине, описанной в [16]. Кривые деформирования регистрировали с помощью контактного цифрового индикатора смещения ID-C125 фирмы Mitutoyo с точностью $1\ \mu\text{m}$ и частотой 10 Hz.

Исследование динамики полос деформации проводили с помощью скоростной цифровой видеокамеры VS-FAST/G6 научно-производственной компании „Видеоскан“. Для регистрации полос деформации на всей рабочей части образца поле зрения видеокамеры выбиралось равным $10 \times 10\ \text{mm}$, что при скорости съемки 500 frames/s и формате изображения 1204×1280 пикселей соответствует разрешению около $8\ \mu\text{m}/\text{pixel}$, т.е. размер пикселя примерно равен размеру зерна $10\ \mu\text{m}$.

Данная методика предназначена для *in situ* исследования временной эволюции рельефа поверхности металла, связанного с динамикой агрегата зерен, от нескольких зерен (мезоуровень) до размера образца (макроуровень). Обработка видеопленки состояла в вычитании с помощью компьютерной программы последовательных во времени кадров. При такой обработке изображений выделяются только распространяющиеся полосы деформации. Подробнее методика эксперимента и микроструктура материала исследования описаны в [15–17].

3. Результаты

3.1. Диаграммы растяжения. Сплав АМг6 демонстрирует ярко выраженную прерывистую деформацию при комнатной температуре. В [18] показано, что независимо от режима прерывистой деформации (жесткого, когда задана скорость деформирования $\dot{\epsilon}_0 = \text{const}$, или мягкого, когда задана скорость возрастания приложенного напряжения $\dot{\sigma}_0 = \text{const}$) первый скачок деформации в поликристаллических сплавах Al–Mg и Al–Cu обусловлен зарождением и распространением полосы Людерса. Типичные ступенчатые диаграммы растяжения в мягкой деформационной машине с постоянной скоростью нагружения представлены на рис. 1 для искусственно состаренного (кривая 1) и рекристаллизованного (кривая 2) сплавов АМг6. Для искусственно состаренного при температурах $240\text{--}260^\circ\text{C}$ сплава,

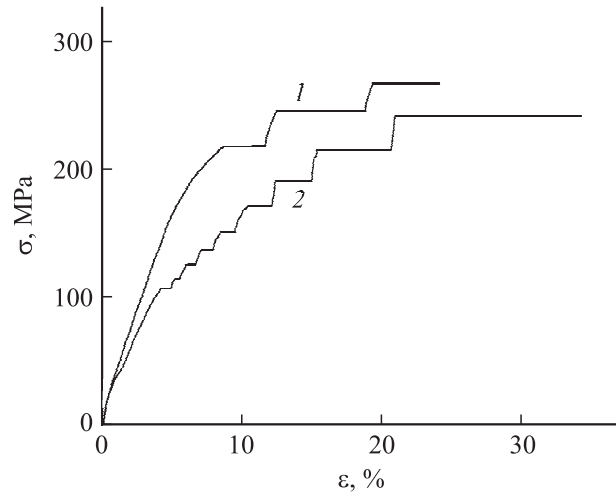


Рис. 1. Диаграмма растяжения с постоянной скоростью возрастания напряжения $\dot{\sigma}_0 = 0.2\ \text{MPa/s}$ искусственно состаренного при 250°C сплава АМг6 (1) и рекристаллизованного при температуре отжига 450°C сплава АМг6 (2). Температура испытания 20°C .

т.е. имеющего структуру $\alpha + \beta$, диаграмма нагружения содержит обычно 2–3 ступени, включая последнюю ступень с разрывом материала. В то же время после отжига выше температуры ограниченной растворимости $T_{\text{SV}} \approx 275^\circ\text{C}$ ступенчатая диаграмма растяжения сплава АМг6 характеризуется существенным уменьшением первой критической деформации (деформации появления первой ступени), ростом количества ступеней и доли скачкообразной деформации.

Резкий переход между деформационным поведением искусственно состаренного и рекристаллизованного сплава АМг6 происходит в узком интервале температур отжига в окрестности температуры сольвус T_{SV} и свидетельствует о важной роли частиц вторичной $\beta(\text{Al}_3\text{Mg}_2)$ -фазы в механизмах неустойчивой деформации алюминий-магниевого сплава. Подробно этот переход описан в [15]. Помимо резкого изменения диаграмм растяжения искусственно состаренный и рекристаллизованный сплавы АМг6 существенно различаются по морфологии и подвижности полосы Людерса на фронте первой деформационной ступени.

3.2. Морфология полосы Людерса в искусственно состаренном сплаве АМг6. Согласно данным скоростной видеосъемки фронтальной поверхности ($3 \times 6\ \text{mm}$) образца, развитие первой деформационной ступени в искусственно состаренном сплаве АМг6 начинается с зарождения в некоторой точке на ребре кристалла первичной полосы локализованной деформации, которая распространяется со скоростью вершины $v_f \sim 0.3\text{--}1\ \text{m/s}$ в направлении, перпендикулярном оси растяжения (рис. 2). Начальная зарегистрированная ширина полосы составляет $8\text{--}16\ \mu\text{m}$ (1–2 пикселя), что соответствует деформационным процессам в одном или двух зернах. В первые $\sim 10\ \text{ms}$ полоса распространяется

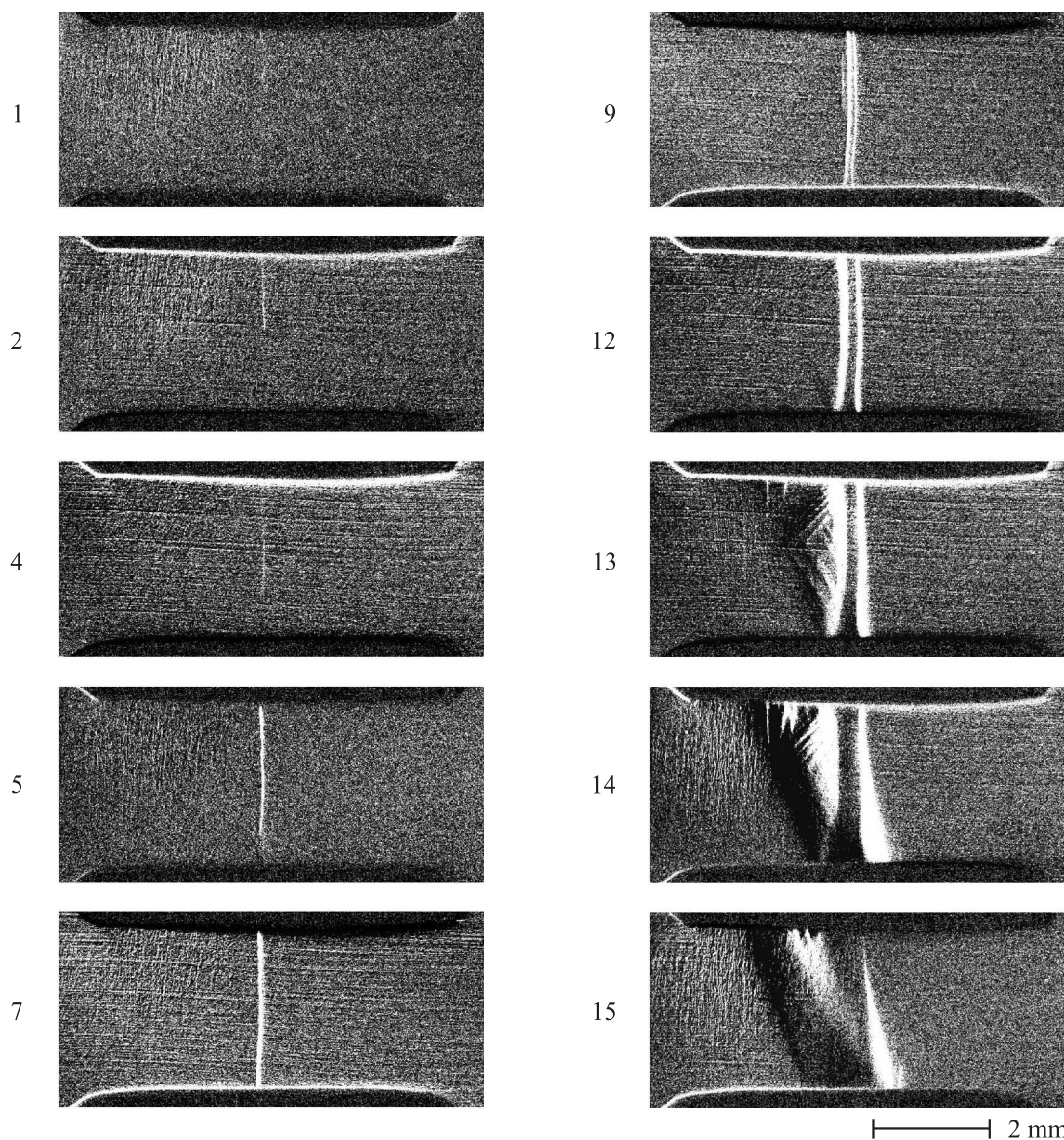


Рис. 2. Зарождение и начальная стадия распространения полосы Людерса при одноосном растяжении искусственно состаренного сплава АМг6. Скорость видеосъемки 500 frames/s. Числа — номера кадров. Фронтальная съемка (вид со стороны грани 3×6 mm).

со скоростью бокового роста $v_s \approx 0.5$ cm/s (кадры 2–7). После достижения противоположного ребра плоского образца скорость расширения полосы увеличивается до 5–7 cm/s (кадры 7–12). При этом границы расширяющейся полосы приобретают со временем кривизну с центром на оси растяжения, что свидетельствует об избытке дислокаций одного механического знака, которые искривляют плоскости скольжения в полосе. Дугообразная граница полосы создает концентрацию напряжений вблизи боковых граней образца. В некоторой фазе развития полосы это приводит к зарождению тонких (мезоскопических) полос скольжения от боковых граней и распространению под углом около 45° , а затем коллизии в центральной части образца (кадр 13). Скорость их роста до столкновения превышает 1 m/s. За 2 ms (время между кадрами) выявляется не менее десятка таких

мезополос. Затем огибающая субструктуры мезополос приобретает форму параллелограмма с углом $55\text{--}63^\circ$ с начальной шириной 1–1.5 mm. Этот параллелограмм представляет собой границы расширяющейся шейки, описанной в [19].

Для исследования пространственной ориентации первичной полосы проводили видеосъемку с помощью зеркала, которое устанавливали таким образом, чтобы в каждом кадре видеофильма фиксировались изображения фронтальной (*a*) и боковой (*b*) поверхностей деформируемого образца (рис. 3). Из рисунка видно, что на фронтальной поверхности след полосы образует угол 90° , а на боковой — около 45° к оси растяжения. Скорость вершины полосы на боковой поверхности образца сопоставима со скоростью на фронтальной поверхности и составляет обычно 0.6–0.8 m/s. Первичная полоса,

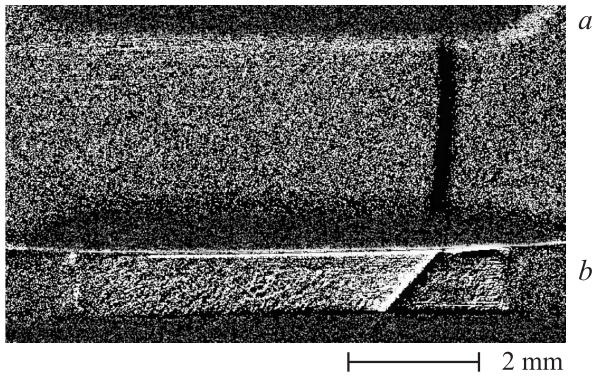


Рис. 3. Кадр видеосъемки с помощью зеркала, на котором видна фронтальная (а) и боковая (b) поверхности образца с полосой Людерса в искусственно состаренном сплаве АМгб.

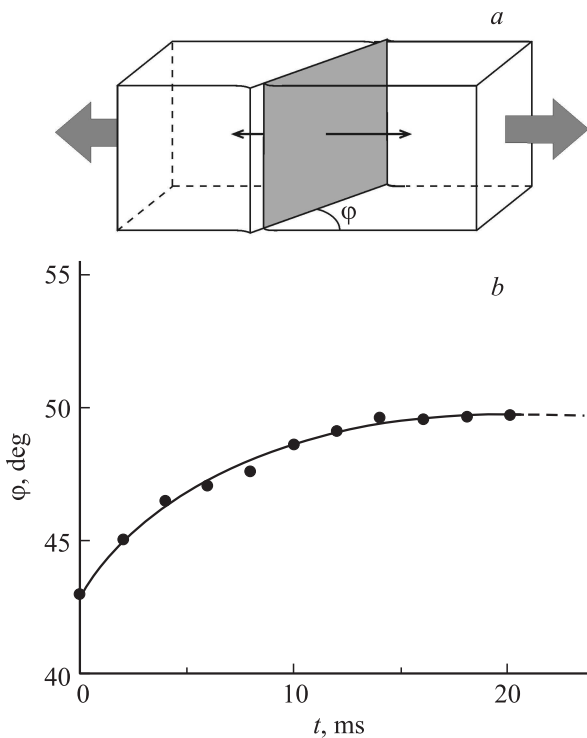


Рис. 4. Схематическое изображение полосы Людерса в искусственно состаренном сплаве АМгб (а) и временная зависимость угла φ наклона полосы Людерса к оси растяжения (b).

таким образом, представляет собой полосу локализованного сдвига, которая распространяется в плоскости максимальных касательных напряжений (рис. 4, а).

Временная зависимость угла φ первичной полосы относительно оси растяжения представлена на рис. 4, b. Начальный угол полосы составляет 42–43°. В ходе расширения полосы угол φ растет и через 4 ms после зарождения угол полосы равен 46°, а через 20 ms достигает максимального значения 51°. Отклонение угла ПЛ от 45° в сторону больших значений, как известно, обусловлено решеточным поворотом из-за неоднородно-

го распределения скольжения на границе полосы [20]. Зарегистрированный в первые миллисекунды после зарождения угол полосы меньше 45° обусловлен предположительно тем, что вследствие инерционности машины область вне полосы в течение этого времени испытывает упругое сжатие, так как деформация в полосе оказывается больше деформации всего образца. Это предположение согласуется с выводами экспериментальной работы [21], в которой исследовалось распределение поля скоростей деформации на ранней стадии зарождения деформационной полосы в алюминиевом сплаве А2017. Отметим, что для регистрации отрицательного отклонения угла полосы от значения 45° необходимы высокоскоростные измерения угла φ со скоростью съемки (не менее 500 frames/s), зависящей от инерционности испытательной машины.

Интересным примером пространственно-временной корреляции полос деформации является формирование „деформационного диполя“, представленного на рис. 5. Через 4 ms после зарождения первичной полосы на расстоянии около 2 mm стартует полоса, которая распространяется антипараллельно первичной полосе. Естественно предположить, что корреляционным полем является упругое поле полос: эволюция полосы с избытком дислокаций одного механического знака создает изгибающий момент, а эволюция полосы с избытком дислокаций противоположного знака вызывает его релаксацию для уменьшения суммарного вектора Бюргера дислокационного ансамбля. В последующие 2 ms по диагонали прямоугольника, образованного антипараллельными полосами, образуется полоса в виде наклонной шейки под углом около 60° к оси растяжения (рис. 5, кадр 6).

3.3. Морфология полосы Людерса в рекристаллизованном сплаве АМгб. Кинетика и геометрия фронта ПЛ при растяжении в условиях $\dot{\sigma}_0 = \text{const}$ рекристаллизованного сплава существенно отличается от описанной эволюции ПЛ в искусственно состаренном сплаве АМгб. Основное качественное отличие состоит в многостадийности и сложности пространственно-временной структуры ПЛ. На ранней стадии от источников на ребре плоского образца зарождаются и медленно растут со скоростью $\sim 10\text{--}100 \mu\text{m/s}$ незавершенные полосы деформации, т.е. не пересекающие сечение образца (рис. 6, кадр 1). Они имеют форму, близкую к треугольной, и растут перпендикулярно оси растяжения. На этой стадии сплав деформируется монотонно без заметных скачков (по крайней мере, их амплитуда не превышает $\sim 1 \mu\text{m}$, т.е. $< 0.01\%$). Эта стадия предшествует первой критической деформации ε_c — деформации появления первого деформационного скачка с амплитудой обычно 0.3–3%.

Первая критическая деформация соответствует спонтанному зарождению и быстрому распространению через все сечение образца со скоростью $\sim 0.5\text{--}1 \text{ m/s}$ узкой (шириной 40–60 μm) деформационной полосы (рис. 6,

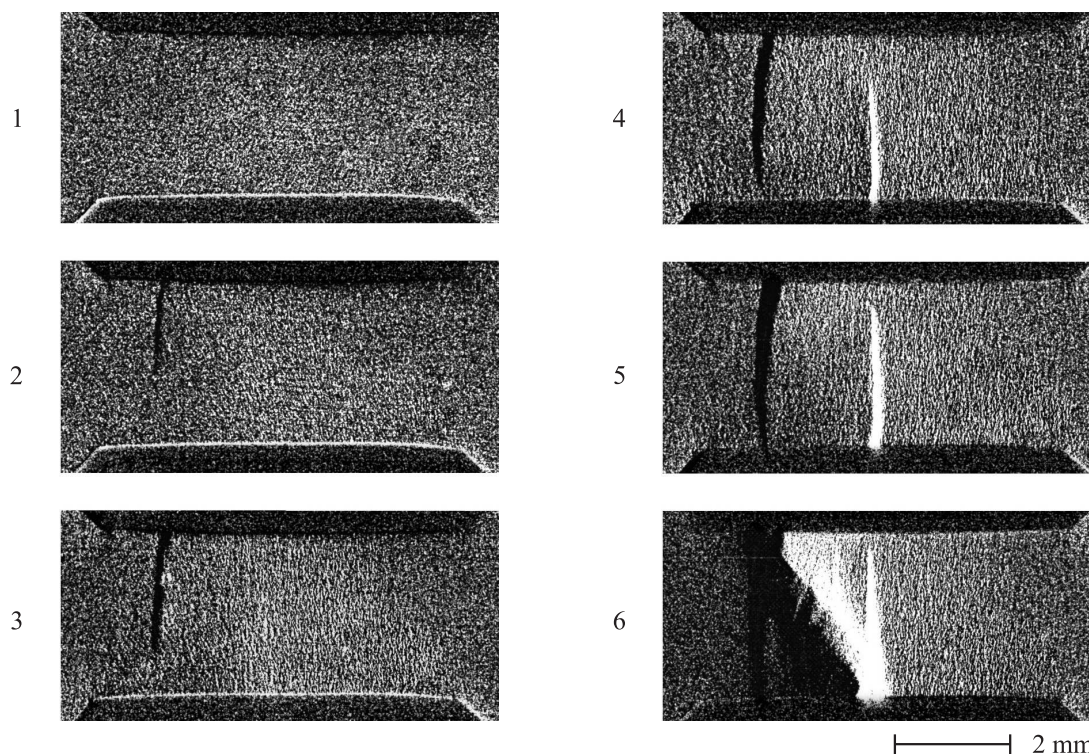


Рис. 5. Зарождение с интервалом в 4 ms двух антипараллельных полос локализованного сдвига и последующее образование полосы в виде наклонной шейки в состаренном сплаве АМг6. Цифры — номера кадров.

кадры 2–5), которая является триггером развития первого деформационного скачка на диаграмме растяжения рекристаллизованного сплава АМг6. Длительность первого скачка обычно составляет $\sim 0.3\text{--}0.5$ s. Полоса-триггер зарождается и распространяется макроскопически гетерогенно, т.е. по границе уже существующей в материале „материнской“ полосы деформации, со скоростью на 3.5–4 порядка выше скорости материнской полосы. Это свидетельствует о важной роли напряжений несовместности на границе материнской полосы, которые способствуют зарождению и распространению свежей деформационной полосы [22–24]. Напряжения несовместности, возникающие вследствие упругой аккомодации на границе между пластически деформируемым и недеформированным слоями материала, как показано в [22], пропорциональны лапласиану деформационного поля $\nabla^2\varepsilon$. Поэтому гетерогенная полоса распространяется по поверхности максимума функции $\nabla^2\varepsilon$. Эта поверхность служит каналом пластического пробоя, который является „спусковым крючком“ для развития деформационного скачка.

В эволюции ПЛ можно выделить, таким образом, две основные физически различные стадии: стадию докритического медленного роста полос деформации до первой критической деформации ε_c и стадию закритического роста ПЛ. В первом случае полосы макролокализованной деформации растут с ростом приложенного напряжения (управляемый рост), а во втором — за счет релаксации

внутренних напряжений (неуправляемый рост) аналогично, например, росту закритической трещины. В этом контексте „критическим“ событием в эволюции ПЛ является взрывообразное распространение сквозной деформационной полосы, сигнализирующее о начале развития первого деформационного скачка.

Закритический рост ПЛ также проявляет стадийность, связанную с двумя механизмами макроскопически гетерогенного зарождения и распространения новых деформационных полос: а) зарождением на границе материнской полосы (точка А на рис. 6, кадр 1) и распространением вдоль этой границы, при этом новая полоса наследует форму границы материнской полосы (кадры 2–5); б) ветвлением ПЛ — гетерогенным зарождением вторичной полосы локализованной деформации в некоторой точке на границе материнской полосы и распространением под углом $20\text{--}60^\circ$ к этой границе (кадры 11–27).

Множественные процессы ветвления на фронте ПЛ дают основной вклад в развитие первого деформационного скачка, поэтому рассмотрим их более подробно. В отличие от первичной полосы локализованного сдвига в искусственно состаренном сплаве в ходе развития ПЛ перемещаются не только ее внешние границы, имеет место активная локализованная деформация внутри полосы. Шаг ветвления варьируется от ~ 1 mm на начальной стадии ветвления до $\sim 100\ \mu\text{m}$ на завершающей стадии развития первого скачка деформации. Начальная

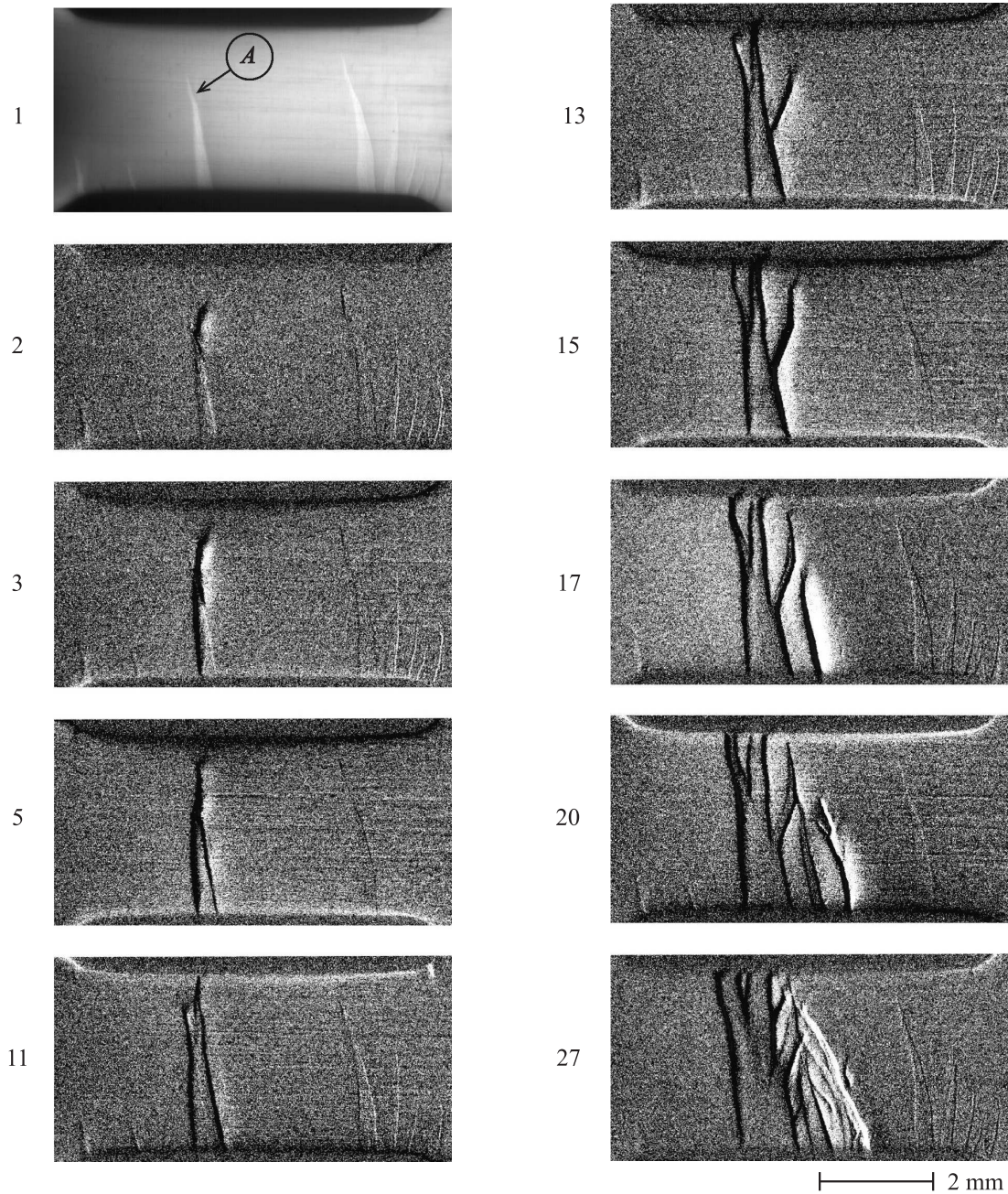


Рис. 6. Начальная стадия распространения ветвящегося фронта полосы Людерса в рекристаллизованном сплаве АМг6. Температура отжига 450°С. Позиция зарождения гетерогенной полосы отмечена точкой А. Числа — номера кадров.

скорость перемещения вершин узких полос в первые миллисекунды ветвления составляет ~ 1 м/с. Ветвление происходит прерывисто, стохастическими скачками. После резкого торможения вершины узкой полосы в структуре ПЛ зарождаются и растут ветви нового поколения и так далее, так что огибающая этой сложной дендритоподобной структуры перемещается вдоль оси растяжения со средней скоростью около ~ 1 см/с.

Для количественной характеристики пространственной структуры деформационных полос, распространяющихся на фронте первого скачка в сплаве АМг6 с

рекристаллизованной структурой, удобно использовать фрактальный анализ цифровых изображений, полученных программным вычитанием последовательных кадров цифрового видеофильма и последующим контрастированием с помощью программы Photoshop для выделения активных контуров полос.

Фрактальную размерность D_f вычисляли по формуле $L \sim A^{D_f/2}$, используемой для вычисления фрактальной размерности рек и плоских древовидных структур [25]; здесь L — длина разветвленной линии („русла реки“), A — площадь „бассейна“. Фрактальный анализ

фронта Людерса показал, что через 30–40 ms после начала закритической стадии роста ПЛ фрактальная размерность ветвящегося фронта выходит на значение $D_f \approx 1.74 \pm 0.02$, которое приблизительно сохраняется в ходе дальнейшего распространения ПЛ. Полученная оценка фрактальной размерности близка к размерности проекции перколяционного кластера: $D_p \approx 1.75$ [25], что свидетельствует в пользу перколяционной природы фронта размножения дислокаций в первоначально свободной от дислокаций зеренной структуре поликристалла как о процессе переноса в неоднородной (гранулированной) среде. Важно отметить, что дендритная форма фронта Людерса наблюдается только в свежезакаленном рекристаллизованном сплаве АМг6.

4. Обсуждение результатов

Динамику первых полос деформации можно охарактеризовать их подвижностью: $\mu_c = \bar{v}_t / \sigma_c$, где σ_c — напряжение появления первого деформационного скачка. Среднюю скорость вершины оценим как $\bar{v}_t \approx w / \Delta t$, где Δt — время роста полосы через все сечение. Учитывая, что ширина образца $w = 3$ mm, $\sigma_c \approx 210$ –230 МПа, а $\Delta t \approx 10$ ms, получим оценку скорости и подвижности первичной полосы в сплаве АМг6 с преципитатной микроструктурой: $\bar{v}_t \approx 0.3$ m/s и $\mu_c \approx (1.3$ – $1.4) \cdot 10^{-9}$ m/(s · Pa), что типично для образцов АМг6, состаренных в температурном интервале 240–270 °С. Для рекристаллизованного сплава АМг6 характерные скорости узких полос в первые миллисекунды ветвления достигают $\bar{v}_t \sim 1$ m/s; при напряжении $\sigma_c \approx 100$ МПа это дает оценку подвижности таких полос $\mu_c \sim 10^{-8}$ m/(s · Pa), которая почти на порядок выше подвижности полосы локализованного сдвига на фронте первого скачка деформации в искусственно состаренном сплаве.

Таким образом, если в искусственно состаренном сплаве АМг6 потеря устойчивого пластического течения начинается с формирования макроскопически плоской (евклидовой) полосы локализованного сдвига в плоскости максимальных касательных напряжений, то в свежезакаленном сплаве со структурой собирательной рекристаллизации первоначальным проявлением пластической неустойчивости является распространение дендритоподобного (фрактального) фронта Людерса. Переход между плоской и дендритной формой ПЛ происходит с ростом температуры отжига в узком температурном интервале (~ 10 °С) вблизи температуры сольвус T_{SV} (рис. 7). Этот переход имеет основные признаки кинетического морфологического перехода первого рода [26]: в окрестности точки перехода $T \approx T_{SV}$ скачком, почти на порядок, возрастает подвижность полос деформации и меняется их геометрия от евклидовой к фрактальной.

Хорошо известно, что в состаренных сплавах системы Al–Mg с содержанием магния больше 5–6%

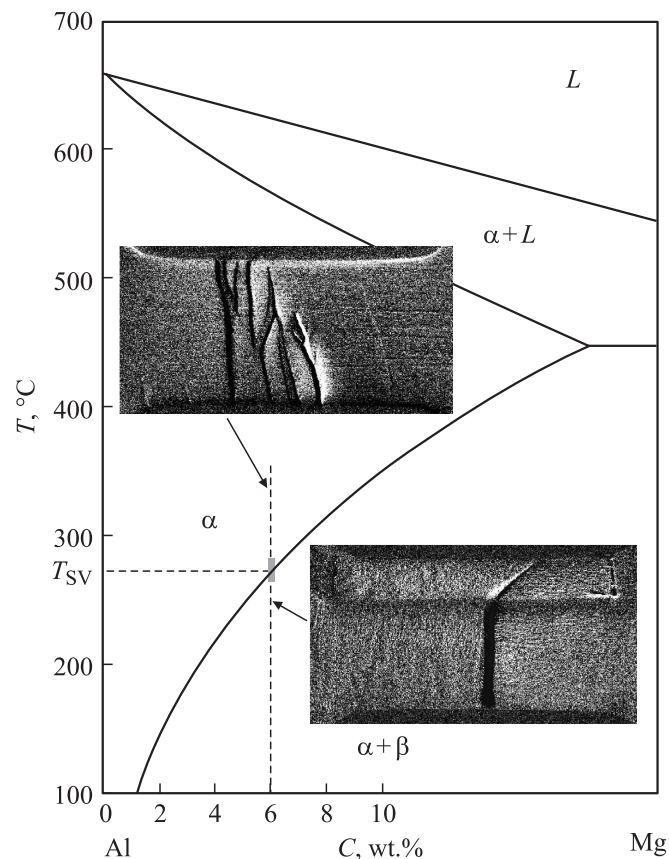


Рис. 7. Типичные формы полос Людерса в однофазной (α) и двухфазной ($\alpha + \beta$) областях на диаграмме равновесия Al–Mg. Серой полосой отмечена температурная область закалки сплава АМг6, в которой происходит переход между евклидовой и фрактальной формой полосы Людерса.

частицы вторичной β (Al₃Mg₂)-фазы находятся преимущественно в границах зерен [27,28]. При отжиге выше температуры ограниченной растворимости T_{SV} вторичная β -фаза растворяется [29,30]. В ходе испытания сплава АМг6 сразу после закалки от температуры выше T_{SV} в результате разблокировки границ зерен от частиц β -фазы и роста в границах избыточного свободного объема за счет стекания неравновесных деформационных вакансий и других дефектов [31–33] создаются условия для зернограничного проскальзывания (ЗГП). Оно, как предполагается, и провоцирует неустойчивость растущей полосы локализованной деформации, вызывая ее множественное ветвление.

Следует отметить, что лавинообразное размножение большого количества дислокаций в деформируемом мелкозернистом поликристалле представляет перколяционную задачу о процессе переноса в неупорядоченной среде. Действительно, в условиях одноосного растяжения зерна с благоприятным фактором Шмида образуют случайную пространственную сетку, звеньями которой могут быть отдельные зерна или кластеры зерен, окруженные зернами с низкими значениями фактора Шмида.

С ростом температуры отжига в окрестности температуры сольвуса в результате растворения частиц β -фазы в границах зерен в деформируемом сплаве будет возрастать вероятность ЗГП и соответственно увеличиваться эффективная длина свободного пробега дислокаций по каналам, вовлекающим как объемы „благоприятных“ зерен, так и участки зернограницной поверхности. При этом траектория свободного пробега дислокации будет приобретать вид запутанного лабиринта. Можно предположить, что критическая деформация соответствует „порогу протекания“, т.е. спонтанному формированию бесконечного перколяционного кластера — фрактальной пространственной сетки, по которой распространяется фронт размножения дислокаций.

Значительно более высокая подвижность ветвящейся полосы Людерса по сравнению с плоской полосой локализованного сдвига, распространяющейся в сплаве с преципитатной микроструктурой, является свидетельством включения дополнительного канала переноса (с более подвижными носителями) предположительно за счет включения процессов ЗГП.

По существу лавинообразное размножение дислокаций в виде ветвящейся полосы Людерса представляет собой явление „пробоя“ в физике пластичности поликристаллов, по характеру и геометрии близкое к электрическому пробое диэлектрика (в виде фигур Лихтенберга [34]), когда в зазоре между электродами инжектируются новые, более подвижные носители заряда. „Инжектируемыми“ носителями переноса в случае развития неустойчивой деформации поликристалла являются зернограницные дислокации, подвижность которых резко увеличена вследствие наличия избыточного свободного объема и отсутствия выделений вторичной фазы в границах зерен. Так как плоскости легкого скольжения в зернах имеют хаотическую ориентацию, спонтанное развитие дислокационной лавины с участием процессов ЗГП и размножением решеточных дислокаций представляет типичную перколяционную задачу, как и в случае пробоя неоднородного диэлектрика. Такие задачи только начинают рассматриваться для объяснения дислокационных лавин в деформируемых сплавах [35].

В заключение отметим, что перколяционные процессы являются диффузионно-подобными [23], что может объяснить схожесть морфологий дендритного роста и перколяционных кластеров. Поэтому обнаруженная дендритная форма фронта Людерса может быть обусловлена диффузионно-подобной пространственной связью, отвечающей за распространение ПЛ. Такой вид пространственной связи был выявлен Ханером [20] при теоретическом моделировании распространения дислокационной лавины с учетом стохастической динамики плотности подвижных дислокаций, обусловленной зарождением и распространением дислокационных скоплений в зернах с различными активными плоскостями скольжения случайной ориентации. В результате в уравнении дислокационной динамики добавляется терм, пропорциональный лапласиану деформационного

поля $c\nabla^2\varepsilon$, где $c = \sigma_a s^2/8$ — параметр диффузионно-подобной пространственной связи, σ_a — приложенное напряжение, а s — толщина плоского образца. Таким образом, макроскопическая динамика фронта Людерса определяется диффузионно-подобным процессом, связанным со стохастической динамикой дислокационных скоплений в большом количестве зерен поликристалла.

Результаты настоящей работы, с одной стороны, дают новый пример дендритного роста, а с другой — подтверждают предположение, что дендритная форма является топологическим признаком диффузионного механизма роста [36–39].

Список литературы

- [1] H. Neuhauser. In: Dislocation in solids / Ed. F.R.N. Nabarro. North Holland Company, Amsterdam (1983). V. 6. P. 319.
- [2] H. Neuhauser, A. Hampel. Scripta Met. Mater. **29**, 1151 (1993).
- [3] A. Hampel, H. Neuhauser. Phys. Status Solidi A **100**, 1, 441 (1987).
- [4] E.O. Hall. Proc. Phys. Soc. B **64**, 742 (1951).
- [5] R.B. Liss. Acta Met. **5**, 341 (1957).
- [6] W. Sylwestrowicz, E.O. Hall. Proc. Phys. Soc. B **64**, 495 (1951).
- [7] T.D. Boxall, B.B. Hundy. Metallurgia **51**, 52 (1955).
- [8] R. Iricibar, J. Mazza. Scripta Met. **9**, 1045 (1975).
- [9] H. Louche, A. Ohrysochoos. Mater. Sci. Eng. A **307**, 15 (2001).
- [10] D.W. Moon. Scripta Met. **5**, 213 (1971).
- [11] D.J. Lloyd, L.R. Morris. Acta Met. **25**, 857 (1977).
- [12] K. Prewo, J.C.M. Li, M. Gensamer. Met. Trans. **3**, 2261 (1972).
- [13] W.M. Lomer. J. Mech. Phys. Solids **1**, 64 (1952).
- [14] I. Zhang, Y. Jiang. Int. J. Plasticity **21**, 651 (2005).
- [15] А.А. Шибков, А.А. Мазилкин, С.Г. Протасова, Д.В. Михлик, А.Е. Золотов, М.А. Желтов, А.В. Шуклинов. Деформация и разрушение материалов **5**, 24 (2008).
- [16] А.А. Шибков, М.А. Лебедкин, М.А. Желтов, В.В. Скворцов, Р.Ю. Кольцов, А.В. Шуклинов. Завод. лаб. **71**, 7, 20 (2005).
- [17] А.А. Шибков, Р.Ю. Кольцов, М.А. Желтов, А.В. Шуклинов, М.А. Лебедкин. Изв. РАН Сер. физ. **70**, 9, 1372 (2006).
- [18] F.B. Klose, F. Hagemann, P. Hähner, H. Neuhauser. Mater. Sci. Eng. A **387–389**, 93 (2004).
- [19] А.А. Шибков, А.Е. Золотов. Письма в ЖЭТФ **90**, 5, 412 (2009).
- [20] P. Hahner. Scripta Met. Mater. **29**, 9, 1171 (1993).
- [21] G.F. Xiang, Q.C. Zhang, H.W. Li, X.P. Wu, X.Y. Ju. Scripta Mater. **56**, 721 (2007).
- [22] Y. Estrin, L.P. Kubin. In: Continuum models for materials with microstructure / Ed. H.-B. Muhlhaus. Wiley & Sons, N.Y. (1995). P. 395.
- [23] P. Hahner. Mater. Sci. Eng. A **164**, 23 (1993).
- [24] А.А. Шибков, А.Е. Золотов, М.А. Желтов. ФТТ **52**, 11, 2223 (2010).
- [25] Е. Федер. Фракталы. Мир, М. (1991). 230 с.
- [26] E. Ben-Jacob, P. Garik. Nature **343**, 8, 523 (1990).

- [27] Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов. *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов*. МИСиС, М. (2001). 416 с.
- [28] Ф.Л. Локшин, Г.В. Шаханова, А.Т. Агеева, Л.Н. Баканова. *Металловедение и терм. обраб. металлов* **9**, 59 (1966).
- [29] М.В. Маркушев, М.Ю. Мурашкин. *ФММ* **92**, 1, 90 (2001).
- [30] М.В. Маркушев, М.Ю. Мурашкин. *ФММ* **98**, 2, 116 (2004).
- [31] В.Н. Переверзнецов. *ФММ* **93**, 3, 1 (2002).
- [32] А.Н. Орлов, В.Н. Переверзнецов, В.В. Рыбин. *Границы зерен в металлах*. *Металлургия*, М. (1980). 156 с.
- [33] В.Н. Переверзнецов, А.С. Пупынин, Ю.В. Свирина. *ФММ* **100**, 1, 17 (2005).
- [34] L. Niemeyer, L. Pietronero, H.J. Wiesmann. *Phys. Rev. Lett.* **52**, 12, 1033 (1984).
- [35] Y. Shim, L.E. Levine, R. Thomson. *Phys. Rev. E* **65**, 046 146 (2002).
- [36] T.A. Witten, L.M. Sander. *Phys. Rev. Lett.* **47**, 19, 1400 (1981).
- [37] E. Brener, H. Müller-Krumbhaar, D. Temkin, T. Abel. *Physica A* **249**, 73 (1998).
- [38] A.A. Shibkov, Yu.L. Golovin, M.A. Zheltov, A.A. Korolev, A.A. Leonov. *Physica A* **319**, 65 (2003).
- [39] A.A. Shibkov, M.A. Zheltov, A.A. Korolev, A.A. Kazakov, A.A. Leonov. *J. Cryst. Growth* **285**, 1–2, 215 (2005).