

2 до 9 %. На рис. 2 представлены суммарные для 4-х образцов зависимости ΔM_n , ΔM_k от ε^{pl} . Как видно, имеет место снижение этих температур с ростом предварительной пластической деформации, вызванное, очевидно, увеличением количества дефектов и соответственным ростом внутренних напряжений в материале. Подобное же поведение характерно и для температур обратного мартенситного перехода.

На одном из образцов порядок задания пластической деформации оставался тот же, но в режиме кручения изучали зависимость деформации пластичности превращения γ^{pl} от приложенного касательного напряжения (рис. 3). Как видно на рисунке, эта зависимость линейна до $\tau = 50$ МПа. Известны наблюдения как нелинейной, начиная с $\tau = 50$ МПа [6], так и линейной зависимости при напряжении до 150 МПа [7]. Отметим, что качественно вид кривой сохраняется и для деформированного образца, однако происходит снижение общего уровня накапливаемой деформации γ^{pl} .

Как видно на рис. 2, 3, пластическая деформация частично подавляет способность материала накапливать деформацию γ^{pl} и приводит к снижению температур превращения.

Насколько возможно восстановить эти свойства, должен был ответить эксперимент по изохронному отжигу. Образец предварительно продеформировали растяжением на 8 %. Эффекты пластичности превращения и памяти формы исследовали в режиме кручения. Температуру отжига варьировали от 523 до 923 К, время выдержки было постоянным – 20 минут. В результате отжига свойства материала частично восстановились. Как видно из рис. 4а, наиболее интенсивно этот процесс происходит при температуре 823 К. Дальнейшее повышение $T_{отж}$ приводит к снижению деформации пластичности превращения. На рис. 4б представлена кинетика изменения характеристических температур превращения в зависимости от температуры отжига. Практически полное восстановление свойств

происходит после отжига при 723 К. По некоторым данным [8], именно в области этой температуры в TiNi происходят процессы рекристаллизации, которые, как известно, сопровождаются резким снижением плотности дефектов и полным устранением последствий пластического деформирования. По-видимому, это и наблюдается в данном эксперименте.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гюнтер В.Э., Малеткина Т.Ю., Клопотов А.А. Влияние деформации и внешней нагрузки на характеристики мартенситных превращений и эффекты памяти формы в сплавах на основе никелида титана // Прикладная механика и техническая физика. 1998. Т. 39. № 2. С. 175-181.
2. Гюнтер В.Э., Малеткина Т.Ю. Влияние деформации на характеристики эффекта памяти формы в сплавах на основе TiNi // Исследование, разработка и применение сплавов с памятью формы в медицине. 1994. Вып. 1. С. 1-6.
3. Kovneristy Yu.K., Fedorov S.G., Matlakhova L.A. The influence of plastic deformation on the structure, shape memory effect and other properties of TiNi alloy // Proceeding of the International Symposium on Shape Memory Alloys. September 6-9. 1986. Guilin (China), 1986. P. 175-180.
4. Волков А.Е., Иночкина И.В. Влияние пластической деформации на характеристики памяти формы никелида титана // Матер. XXXV семинара «Актуальные проблемы прочности». Ч. 2. Псков, 13-18 сент. 1999. Псков, 1999. С. 619-622.
5. Ермолаев В.А., Кузьмин С.Л., Лихачев В.А., Шиманский С.Р., Помыткин В.П. Влияние деформации и отжига на эффекты памяти формы и демпфирование в сплаве TiNiCu // Изв. вузов. Цвет. мет. 1985. № 1. С. 108-112.
6. Лихачев В.А., Шиманский С.Р. Исследование механических свойств и реактивных напряжений в сплаве ТН-1К // Деп. рук. Ред. журн. Вест. ЛГУ. Мат., мех., астроном. Л., 1984. Депонирована в ВИНТИ 10.12.84. № 7866.
7. Лихачев В.А., Кузьмин С.Л., Каменцева З.П. Эффект памяти формы. Л.: Изд-во ЛГУ, 1987. 216 с.
8. Saburi T. Ti-Ni shape memory alloys // Shape Memory Materials / Ed. by K. Otsuka, C.M. Wayman. Cambridge: Cambridge University Press, 1998. P. 49-96.

БЛАГОДАРНОСТИ: Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 99-01-00987).

УДК 548.571

ИССЛЕДОВАНИЕ КОЛЛЕКТИВНЫХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В УСЛОВИЯХ ЭФФЕКТА ПОРТЕВЕНА – ЛЕ ШАТЕЛЬЕ

© М.А. Лебедин, Л.Р. Дунин-Барковский

Россия, Черногловка, Институт физики твердого тела РАН

Lebyodkin M.A., Dunin-Barkovsky L.R. Investigation of collective dislocation processes under conditions of the Portevin – Le Chatelier effect. The statistical and dynamic features of the Portevin – Le Chatelier plastic instabilities in Al-Mg alloys are investigated experimentally and by computer simulation. The data obtained demonstrate that spatial coupling in the homogeneously deformed crystal stems from plastic strain incompatibilities. Consequently, the flow stress is one important parameter governing the complex spatio-temporal behaviour of the phenomenon investigated.

В последнее время явление пластической неустойчивости интенсивно исследуется с точки зрения самоорганизации в нелинейных системах вдали от равновесия. Эффект Портевена – Ле Шателье (ПЛШ), наблюдаемый в сплавах, характеризуется сложным поведени-

ем во времени (скачкообразные кривые деформации) и пространстве (возникновение неподвижных или расширяющихся зон локализации деформации). На примере этого эффекта ясно, что выяснение природы пространственной связи в неоднородно деформируе-

мых материалах и характерных пространственных масштабов является центральной задачей для установления связи между микроскопическими моделями движения дислокаций и континуальной механикой. В данной работе представлены результаты экспериментальных исследований и компьютерного моделирования статистических и динамических свойств временной неустойчивости пластического течения в условиях эффекта ПЛШ и ее пространственной природы.

Микроскопический механизм эффекта ПЛШ связан с динамическим деформационным старением – диффузией примесных атомов к подвижным дислокациям, временно остановленным на препятствиях (детальные ссылки приведены, например, в обзоре [1]). Это приводит к нелинейной N -образной зависимости деформирующего напряжения σ от скорости деформации $\dot{\epsilon}$, что и определяет возникновение неустойчивости течения.

В работе изучались кривые растяжения плоских поликристаллических образцов сплава Al – 3 at % Mg, микроструктура которых изменялась путем отжига при различных температурах. Средний размер зерен варьировался в диапазоне 50...500 мкм. Другая группа образцов представляла собой монокристаллы Al – 4,5 % Mg, ориентация которых соответствовала множественному скольжению. Исследовалось влияние микроструктуры, температуры T в диапазоне $-30...+160^\circ\text{C}$, скорости деформации $\dot{\epsilon}_a$, задаваемой деформационной машиной в диапазоне $2 \cdot 10^{-6} \dots 2,7 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$, и размера образцов на кривые деформации [2, 3].

В случае поликристаллов, деформируемых с постоянной скоростью, соответствующей участку отрицательной скоростной чувствительности напряжения, обычно выделяют три типа кривых деформации [4]. Они соответствуют различной динамике локализации деформации и изменяются от типа C к типу B и затем к типу A при увеличении $\dot{\epsilon}_a$ или уменьшении T . Статистический анализ показал, что при этом происходит увеличение асимметрии распределений глубины скачков $\Delta\sigma$, как показано на рис. 1. Наблюдались следующие основные формы распределений: кривые с максимумом (p), асимметричные монотонно спадающие распределения (as) и промежуточный тип, характеризуемый асимметричным пиком с максимумом (i). Эти данные систематизированы на рис. 2. В случае наиболее асимметричных распределений функции плотности распределения аппроксимируются степенным законом $D(s) \sim s^{-\alpha}$ с показателем α в диапазоне 1...1,5.

Сопоставление данных для отожженных и неотожженных поликристаллов, монокристаллов, а также исследование влияния степени деформации и размеров образцов на форму гистограмм показывают, что упомянутые изменения являются общей тенденцией, но начинаются тем раньше, чем ниже напряжение течения. Например, в случае исходных поликристаллов распределения не становились монотонными вплоть до самых высоких скоростей деформации. Другим фактором, управляющим особенностями эффекта ПЛШ, является влияние условий деформации и микроструктуры образцов на форму N -образной характеристики, которая лежит в основе пластической неустойчивости.

Дискретная модель [5] основана на допущении N -образной зависимости $\sigma = F(\dot{\epsilon})$, предсказанной микроскопическими моделями [1], и учете пространствен-

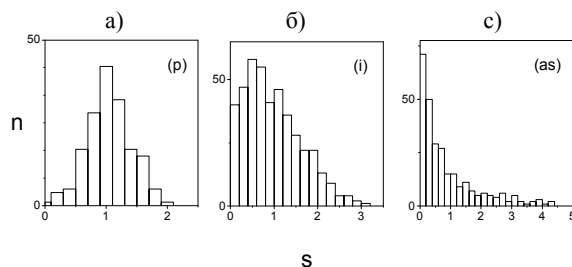


Рис. 1. Примеры гистограмм распределений нормированной амплитуды s скачков напряжения ($T = 300 \text{ K}$): а) поликристаллический образец, $\dot{\epsilon}_a = 1,3 \cdot 10^{-5} \text{ c}^{-1}$ (тип p); б) монокристалл, $\dot{\epsilon}_a = 1,3 \cdot 10^{-5} \text{ c}^{-1}$ (тип i); в) поликристалл, $\dot{\epsilon}_a = 6,1 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ (тип as)

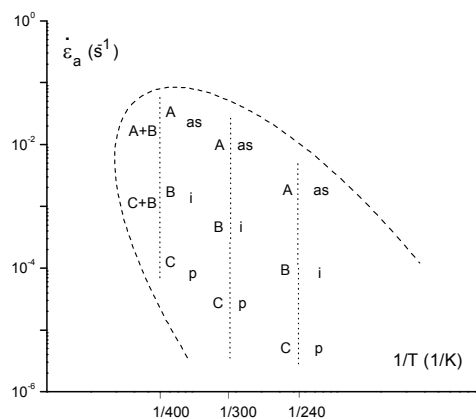


Рис. 2. Классификация типов кривых деформации и статистики скачков напряжения на плоскости $\dot{\epsilon}_a, 1/T$. Границы между различными областями указаны схематически

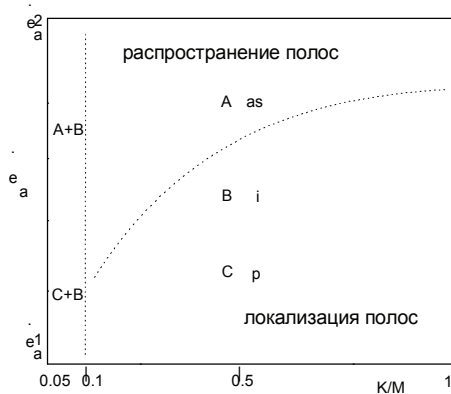


Рис. 3. Схематическая диаграмма поведения численной модели (см. рис. 2). Штриховая линия разделяет области различной пространственной природы локализации деформации. Область слева от вертикальной штриховой линии соответствует особенностям поведения при высоких температурах

ной связи между элементами образца, имеющими разную локальную степень деформации, в материальном уравнении:

$$\sigma = h\epsilon_i + F(\dot{\epsilon}_i) - K[(\epsilon_{i-1} - \epsilon_i) + (\epsilon_{i+1} - \epsilon_i)],$$

где h – коэффициент деформационного упрочнения и K – постоянная связи между соседними элементами i .

Вместе с уравнением растяжения с постоянной скоростью $\dot{\epsilon}_a = \dot{\sigma} / M + \langle \dot{\epsilon} \rangle$ (где M – жесткость системы «машина – образец»), эти уравнения составляют полную систему. Влияние условий деформации на кривую $F(\dot{\epsilon})$ известно [1]. Поэтому сопоставление экспериментальных результатов с результатами моделирования при различных значениях K , свободного параметра модели, позволяет выяснить механизм пространственной связи.

Численное решение дискретной модели воспроизводит наблюдаемое изменение типов кривых деформации, статистики скачков нагрузки (включая степенную статистику) и характера локализации деформации при варьировании $\dot{\epsilon}_a$ и K . Полученные результаты суммированы на рис. 3. Слева от вертикальной штриховой линии при $K/M \approx 0,1$ наблюдаются смешанные типы $A+B$ и $C+B$, соответствующие высокой температуре (см. рис. 2). Если зафиксировать K справа от этой линии, то при изменении $\dot{\epsilon}_a$ или T воспроизводятся переходы, наблюдаемые экспериментально. Увеличение K/M в этой области приводит к смещению начала переходов, аналогичному их смещению при увеличении напряжения течения реальных кристаллов. Например, на рисунке показана граница, отделяющая стационарные и распространяющиеся решения. Скачки напряжения связаны с коллективным переходом нескольких элементов i между двумя ветвями кривой $F(\dot{\epsilon})$. При малых $\dot{\epsilon}_a$ это соответствует локализованной «полосе деформации», состоящей из 10–30 соседних элементов. Если увеличивать $\dot{\epsilon}_a$, то наблюдаются узкие полосы, распространяющиеся вдоль «кристалла».

Таким образом, результаты моделирования и экспериментальные данные хорошо согласуются, если предположить существование соответствия между параметром связи и напряжением течения. Это приводит к заключению, что для рассматриваемых сплавов пространственные корреляции связаны с упругой реакцией на несовместимость локальных пластических деформаций. Уменьшение K при увеличении T , $\dot{\epsilon}_a$ или рекристаллизации образцов логично связать с пластической релаксацией этих несоответствий.

Очевидно, определенные макроскопические аспекты неустойчивости ПЛШ могут быть описаны на основе процессов меньших масштабов. Можно заключить, что ее динамические свойства и сложные вариации напряжения определяются двумя ключевыми факторами: локальной нелинейной зависимостью напряжения

течения от скорости деформации и зависящей от микроструктурного состояния пространственной связью. Благодаря простоте представленной дискретной модели, нетрудно объяснить ее динамику и сделать некоторые предположения о поведении реальных кристаллов. Она основана на конкуренции двух характеристических времен: времени, связанного с выравниванием скорости деформации и определяемого величиной K , и времени, за которое скорость деформации достигает нижней границы области неустойчивости. Когда связь сильна, а скорость деформации мала, соседние элементы имеют близкие значения $\dot{\epsilon}$, так что скачок $\dot{\epsilon}$ одного элемента может инициировать лавинообразный процесс образования деформационной полосы, останавливающийся из-за упругой разгрузки образца. Если скорость деформации достаточно мала, градиент деформации на границе полосы эффективно релаксирует так, что пространственная корреляция между полосами деформации отсутствует. При больших скоростях деформации такая корреляция приводит к распространению полос.

Наконец, статистический и спектральный анализ кривых деформации позволил связать возникновение степенной статистики с явлением самоорганизующейся критичности [6]. Распределения с максимумом были идентифицированы в [7] как детерминированный хаос. Наличие двух существенно различных динамических режимов, один из которых связан с небольшим числом степеней свободы (детерминированный хаос), а второй – с их большим числом (самоорганизующаяся критичность), свидетельствует о важности изучения коллективного движения дислокаций при пластической неустойчивости для понимания ее макроскопического поведения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Kubin L.P., Estrin Y. Continuum Models for Materials with Microstructure / Ed. by H.-B. Mühlhaus. N.Y., 1995. 395 p.
2. Лебедин М.А., Душин-Барковский Л.П. // ЖЭТФ. 1998. Т. 113. С. 1816.
3. Лебедин М.А., Душин-Барковский Л.П. // ФТТ. 1998. Т. 40. С. 487.
4. Chihab K., Estrin Y., Kubin L.P. and Vergnol J. // Scripta Metall. 1987. V. 21. P. 203.
5. Lebyodkin M.A., Estrin Y., Brechet Y. and Kubin L.P. // Acta Metall. Mater. 1996. V. 44. P. 4531.
6. Bak P., Tang C. and Wiesenfeld K. // Phys. Rev. A 1988. V. 38. P. 364.
7. Noronha S.J., Ananthakrishna G., Quaoire L., Fressengeas C. and Kubin L.P. // Int. J. of Bifurcations and Chaos. 1997. V. 7. P. 2577.

БЛАГОДАРНОСТИ: Работа была частично поддержана РФФИ (грант № 98-02-16644).