Физика низких температур, 2010, т. 36, № 12, с. 1363–1371

Низкотемпературная пластическая деформация магниевого сплава AZ31 с различной микроструктурой

Ю.З. Эстрин

ARC Centre of Excellence for Design in Light Metals, Department of Materials Engineering, Monash University, and CSIRO Division of Process Science and Engineering, Clayton, Vic., Australia

П.А. Забродин, И.С. Брауде, Т.В. Григорова, Н.В. Исаев, В.В. Пустовалов, В.С. Фоменко, С.Э. Шумилин

Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАН Украины
пр. Ленина, 47, г. Харьков, 61103, Украина
E-mail: isaev@ilt.kharkov.ua

Статья поступила в редакцию 23 марта 2010 г.

Особенности пластической деформации магниевого сплава AZ31 при растяжении в интервале температур 4,2–295 К изучены в зависимости от микроструктуры, формирующейся после литья под давлением (SC) и после интенсивной пластической деформации (SPD) путем горячей прокатки и равноканального углового прессования. В результате SPD уменьшается средний размер зерна и образуется текстура, благоприятная для скольжения дислокаций в базисной плоскости. Обнаружено, что в области температур 4,2–25 К пластическая деформация становится неустойчивой (скачкообразной), а скачки напряжения в SPD поликристалле больше, чем в SC. Температурная зависимость предела текучести сплава характерна для термофлуктуационного открепления дислокаций от короткодействующих препятствий. Соотношение пределов текучести SPD и SC поликристаллов при фиксированной температуре объясняется упрочнением за счет измельчения зерна и разупрочнением вследствие благоприятной текстуры. С измельчением зерна скорость деформационного упрочнения поликристалла уменьшается, однако его пластичность (деформация до разрушения) увеличивается благодаря текстуре. Скоростная чувствительность напряжения течения сплава при $T \leq 100$ К не зависит от микроструктуры и определяется пересечением дислокаций «леса». С увеличением температуры в интервале 150–295 К скоростная чувствительность увеличивается вследствие активации динамического возврата, а также усиления роли диффузионных процессов при пластической деформации микрозернистых материалов.

Особливості пластичної деформації магнієвого сплаву AZ31 при розтягненні в інтервалі температур 4,2–295 К вивчено в залежності від мікроструктури, що формується після лиття під тиском (SC) та після інтенсивної пластичної деформації (SPD) шляхом гарячої прокатки та рівноканального кутового пресування. В результаті SPD зменшується середній розмір зерна та утворюється текстура, сприятлива для ковзання дислокацій в базисній площині. Помічено, що в інтервалі температур 4,2–25 К пластична деформація стає нестійкою (стрибкоподібною), а стрибки напруги в SPD полікристалі більше, ніж в SC. Температурна залежність границі плинності сплаву характерна для термофлуктуаційного відкріплення дислокацій від короткодіючих перешкод. Співвідношення границь плинності SPD та SC полікристалів при фіксованій температурі пояснюється зміцненням внаслідок подрібнення зерна та знеміцненням за рахунок сприятливої текстури. З подрібненням зерна швидкість деформаційного зміцнення полікристала зменшується, однак його пластичність (деформація до руйнування) збільшується завдяки текстурі. Швидкісна чутливість напруження плину сплаву при $T \leq 100$ К не залежить від мікроструктури та визначається перетином дислокацій «лісу». Зі збільшенням температури в інтервалі 150–295 К швидкісна чутливість збільшується внаслідок активації динамічного повернення, а також посиленням ролі дифузійних процесів при пластичній деформації мікрозернистих матеріалів.

PACS: **62.20.–x** Механические свойства твердых тел;
62.20.F– Деформация и пластичность.

© Ю.З. Эстрин, П.А. Забродин, И.С. Брауде, Т.В. Григорова, Н.В. Исаев, В.В. Пустовалов, В.С. Фоменко, С.Э. Шумилин, 2010

Ключевые слова: магний, равноканальное угловое прессование, текстура, пластическая деформация, низкие температуры.

1. Введение

Механические свойства магния и его сплавов обусловлены низкой симметрией ГПУ кристаллической решетки. Для активации достаточного числа систем скольжения механическая обработка магниевых сплавов путем прокатки, экструзии или прессования проводится, как правило, при повышенных температурах. В этих условиях существенными становятся процессы динамической рекристаллизации [1], в структуре сплавов формируется выраженная кристаллографическая текстура и усиливается анизотропия механических свойств [2,3]. Изучение эволюции микроструктуры магниевых сплавов в зависимости от стратегии их обработки представляет большой научный и прикладной интерес. Одним из актуальных направлений для решения этой задачи является изучение механизмов пластической деформации поликристаллов с разным размером зерна и текстурой в зависимости от условий деформации [4].

Эффективным способом улучшения свойств литого магниевого сплава AZ31 (Mg–Al–Zn) служит сочетание горячей прокатки и равноканального углового прессования при температурах в районе 200 ºС. Вследствие измельчения зерна, изменения природы границ зерен и усиления текстуры, благоприятной для базисного скольжения дислокаций, после такой обработки наблюдается повышение прочности, пластичности и сопротивления усталости сплава при комнатной температуре и выше [5,6]. Для дальнейшего изучения влияния микроструктуры на механизмы пластической деформации представляет интерес исследовать механические свойства сплава в области низких температур, где существенно подавлены диффузионные процессы.

Цель данной работы — изучение влияния размера зерна и текстуры на пластическую деформацию сплава AZ31 в условиях квазистатического растяжения при низких температурах.

2. Методика

В работе исследован сплав с номинальным составом Mg–3Al–1Zn вес.% (AZ31 согласно международной классификации) в двух различных структурных состояниях, зависевших от способа приготовления. Исходным материалом служили заготовки, полученные путем литья под давлением (squeeze casting — SC). Конечное состояние структуры сплава формировалось в результате многоступенчатой горячей прокатки при температуре 370 ºС с 85-процентным уменьшением толщины заготовки, а затем интенсивной пластической деформации (severe plastic deformation — SPD) путем четырехкратного равноканального углового прессования при температуре 200 ºС по маршруту B_c (поворот заготовки на 90º при каждом проходе).

Методика приготовления сплава, его химический состав и микроструктура в исходном литом состоянии (SC) и после прокатки и прессования (SPD), а также механические свойства сплава при комнатной температуре и выше ранее были детально изучены в работах [5–7]. По данным оптической и электронной микроскопии, SC поликристалл имеет дендритную микроструктуру, состоящую из крупных зерен размером от 150 до 450 мкм. Средний размер зерна составляет ~250 мкм. В результате горячей прокатки и четырех проходов равноканального углового прессования по маршруту B_c в микроструктуре сплава формируются почти равноосные зерна со средним размером ~2,5 мкм, разделенные равновесными большеугловыми границами. Внутри зерен наблюдается высокая по сравнению с исходным состоянием плотность дислокаций, часть которых образует малоугловые стенки. На этапе прессования в SPD материале формируется текстура с преимущественной ориентацией базисной плоскости под углом ~45º к направлению прессования.

Из SC и SPD заготовок, имевших одинаковое сечение 10×10 мм, с помощью фрезы и электроискровой резки получали плоские образцы в форме двойной лопатки с размерами рабочей части между захватами $1\times3\times10$ мм. Ось SPD образца была параллельна оси прокатки и прессования.

Микроструктуру плоских образцов для растяжения, вырезанных из исходных SC и SPD заготовок, дополнительно контролировали методом рентгеновской дифрактометрии. На рис. 1 представлены дифрактограммы, снятые вдоль и поперек оси образца стандартным методом (θ–2θ). Отношение интегральных интенсивностей отражений (10.0), (00.2) и (10.1) вдоль и поперек оси образца составляет ~1,1 и ~1,4 для SC (рис. 1,*а*,*в*) и SPD (рис. 1,*б*,*г*) образцов соответственно. Интегральная интенсивность отражений (00.2), нормированная на суммарную интенсивность, для образца из SPD заготовки увеличивается на порядок по сравнению с образцом из исходной SC заготовки. Указанные отношения интегральных интенсивностей свидетельствуют о том, что плоский образец для растяжения сохраняет текстуру исходной заготовки, а его продольная ось совпадает с направлением прокатки и прессования [5,6]. Область когерентного рассеяния для SC и SPD образцов, рассчитанная по графикам Холла, для базисной плоскости составляет 150 и 0,2 мкм соответственно. Эти оценки, как обычно в таких случаях, меньше, чем средний размер зерен по данным трансмиссионной микроскопии [5,6], однако относительное изменение области когерентного рассеяния в SC и SPD образцах коррелирует со значительным измельчением зерна в результате прокатки и прессования материала.

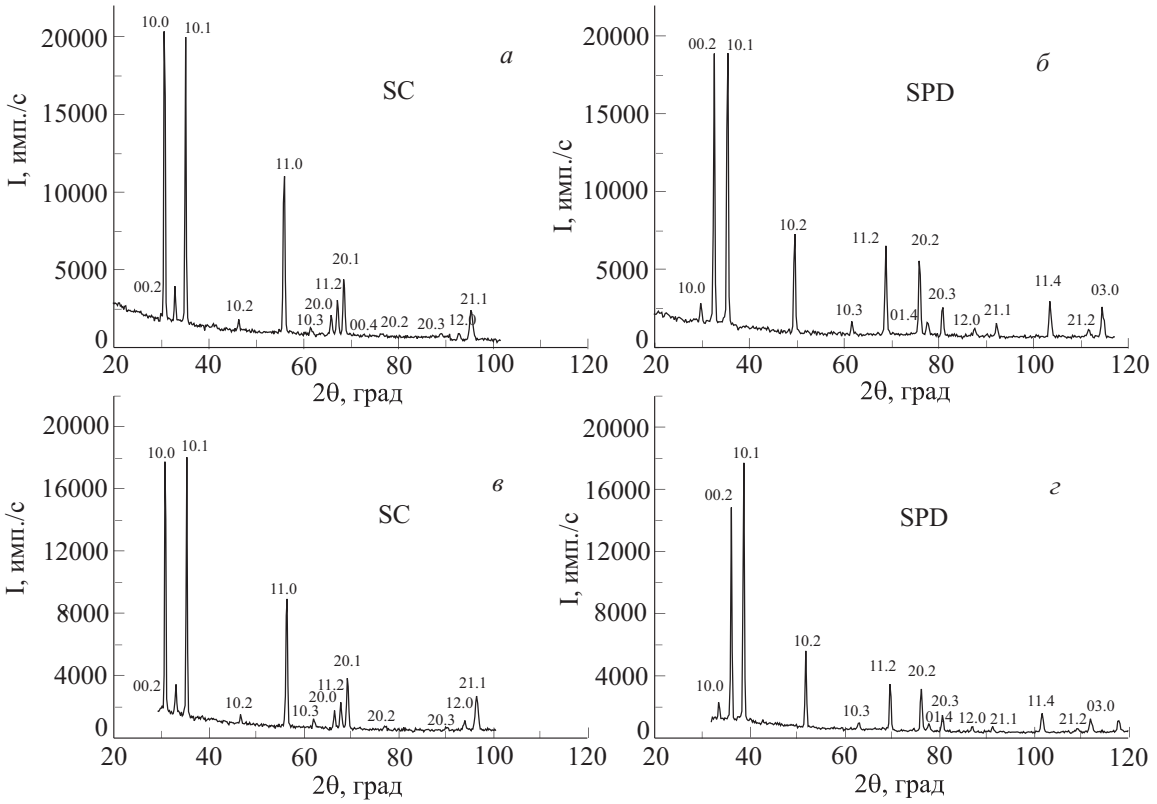

Рис. 1. Дифрактограммы для SC и SPD образцов сплава AZ31 вдоль (*а*, *б*) и поперек (*в*, *г*) оси растяжения.

Все образцы деформировались растяжением в деформационной машине с криостатами для жидкого азота и гелия в интервале температур 4,2–295 К. При заданной температуре и скорости штока регистрировали нагрузку в зависимости от времени движения штока и рассчитывали деформационную кривую в координатах «напряжение σ — деформация ε». Базовая скорость штока соответствовала начальной скорости деформации $\dot{\varepsilon} = 10^{-5}$ с$^{-1}$. Кроме того, скорость штока многократно изменяли в ходе деформации и регистрировали скачок нагрузки, а затем рассчитывали амплитуду скачка деформирующего напряжения δσ при изменении $\dot{\varepsilon}$ от 10^{-6} до 10^{-5} с$^{-1}$.

3. Результаты и обсуждение

3.1. Кривые растяжения

Кривые растяжения поликристаллов магниевого сплава с микроструктурой, сформировавшейся в результате SC и SPD, полученные при различных температурах, иллюстрирует рис. 2.

Кривые имеют параболический вид, характерный для множественного скольжения ГПУ кристаллов. При фиксированной температуре у SC и SPD поликристаллов наблюдаются близкие значения пределов текучести, однако скорость деформационного упрочнения SC поликристалла оказывается выше, а деформация до разрушения меньше, чем у SPD поликристалла. С по-

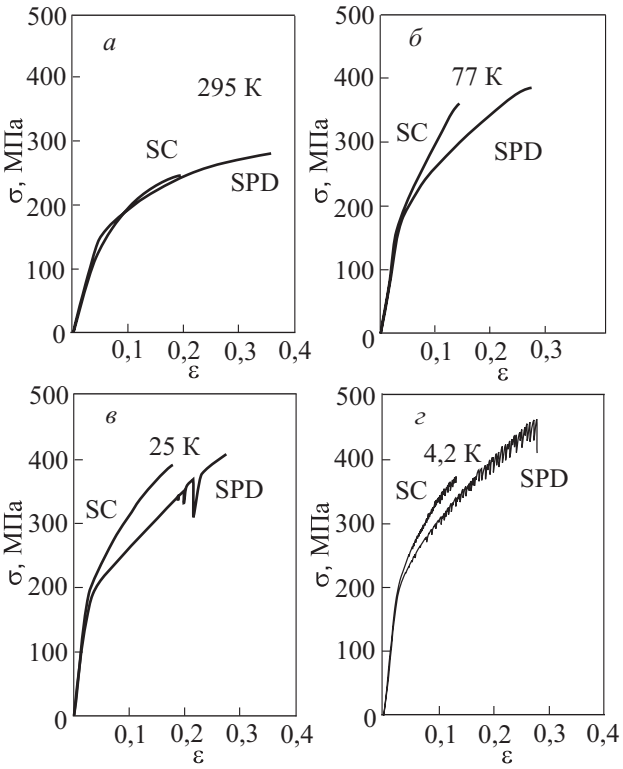

Рис. 2. Кривые растяжения σ — ε поликристаллов сплава AZ31 при четырех различных температурах: SC — крупнозернистые поликристаллы из литых заготовок; SPD — микрозернистые поликристаллы после прокатки и равноканального углового прессования.

нижением температуры предел текучести образцов независимо от микроструктуры увеличивается, а их пластичность немного уменьшается.

Пластическая деформация поликристаллов остается стабильной при температурах выше 25 К. При $T = 25$ К на кривой растяжения SPD поликристалла в области больших деформаций наблюдаются одиночные макроскопические скачки нагрузки, которым соответствуют скачки напряжения до 50 МПа. С понижением температуры до 4,2 К пластическая деформация как SPD, так и SC образцов становится скачкообразной уже при малых деформациях (при напряжениях вблизи предела текучести), а средняя амплитуда скачка увеличивается с деформацией. При фиксированной деформации (напряжении) средний скачок напряжения в крупнозернистом SC поликристалле оказывается меньше, чем в мелкозернистом SPD поликристалле.

Низкотемпературная скачкообразная деформация (СД) ранее наблюдалась для целого ряда металлов и сплавов с различными типами кристаллической решетки. Анализ экспериментальных данных, проведенный в обзоре [8], показал, что влияние типа решетки, микроструктуры кристалла, температуры, скорости деформации и других условий эксперимента на низкотемпературную СД не объясняется в терминах тепловой или дислокационной гипотез этого явления.

Поскольку в магнии и его сплавах низкотемпературная СД ранее не наблюдалась, представляет интерес сравнить полученные результаты с данными для других металлов и сплавов. Усиление СД с понижением температуры деформации AZ31 (см. рис. 2, *в*,*г*) характерно для большинства металлов и сплавов с ГЦК и ГПУ структурой [8]. Рост амплитуды СД с напряжением в магниевом сплаве AZ31 также характерен для пластической деформации металлов и сплавов путем скольжения дислокаций. При фиксированной температуре амплитуда СД в сплаве AZ31 увеличивается с уменьшением среднего размера зерна до 2,5 мкм (см. рис. 2,*г*). Ранее аналогичный результат наблюдался на алюминии [9] при измельчении зерна до ~ 1 мкм. Такое усиление СД в микрозернистых поликристаллах противоречит данным по затуханию СД, например, в алюминии при переходе от монокристаллов к поликристаллам и последующем измельчении зерна до 50 мкм (см. [8]). Другая особенность СД в сплаве AZ31 состоит в том, что при температуре 4,2 К пределы текучести SC и SPD поликристаллов практически равны, а усиление СД в SPD поликристалле наблюдается при меньшем уровне деформирующих напряжений и меньшей скорости деформационного упрочнения, чем в SC материале.

Как обсуждалось в [8], одной из причин усиления низкотемпературной СД может быть влияние границ зерен на длину свободного пробега дислокаций, мощность дислокационных скоплений и самоорганизованное движение дислокационных лавин. В рамках дислокационной гипотезы указанные выше особенности СД в магниевом сплаве AZ31, кроме размера зерна, могут быть связаны с изменением природы границ микрозерен, а также с текстурой. Помимо этого, измельчение зерна в микронном диапазоне может приводить к изменению тепловых констант материала, как это наблюдалось на примере ультрамелкозернистой меди [10], что также способствует низкотемпературной СД вследствие усиления локальных тепловых эффектов.

Подробные сведения о механических свойствах исследованных поликристаллов AZ31 с SC и SPD микроструктурой при одноосном растяжении в интервале температур 4,2–295 К представлены на рис. 3–5.

3.2. Предел текучести

Температурные зависимости условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ SC и SPD поликристаллов в изученном интервале температур приведены на рис. 3. При 295 К величина $\sigma_{0,2}$ составляет 105 и 145 МПа для SC и SPD поликристаллов соответственно, а при 80 К она увеличивается до 180 МПа. Ниже 80 К различия в микроструктуре образцов практически не влияют на величину $\sigma_{0,2}$. Средний наклон температурной зависимости предела текучести $d\sigma_{0,2}/dT$ для SC образцов несколько больше, чем для SPD.

В результате прокатки и прессования средний размер зерна в SC и SPD поликристаллах уменьшается не менее, чем на два порядка. Следовательно, приращение $\sigma_{0,2}$ SPD образца по сравнению с SC, наблюдаемое в интервале 80–295 К, не согласуется с соотношением Холла–Петча [11,12], а при $T < 80$ К противоречит этому соотношению. Таким образом, размер зерна не является основным структурным фактором, определяющим низкотемпературный предел текучести SPD образца. Как показано в [5–7], механические свойства мелкозернистых магниевых сплавов, деформированных при высо-

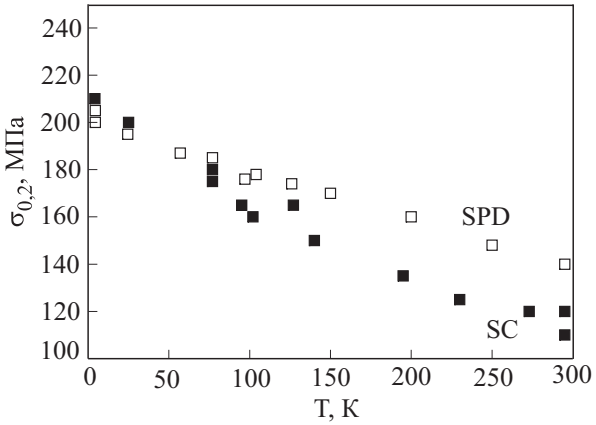

Рис. 3. Температурные зависимости условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ для SC (темные символы) и SPD (светлые символы) поликристаллов магниевого сплава AZ31.

ких температурах, зависят от кристаллографической текстуры, сформировавшейся на этапе предварительной прокатки и равноканального углового прессования. В этом случае упрочнение поликристалла вследствие измельчения зерна частично компенсируется разупрочнением за счет текстуры, благоприятной для базисного скольжения дислокаций [13,14]. При температурах ниже комнатной влияние текстуры сохраняется. Если размер зерна и текстуру рассматривать как основные факторы микроструктуры, определяющие предел текучести сплава AZ31, то при $T < 80$ К разупрочнение вследствие текстуры становится сравнимым с упрочнением за счет измельчения зерна, и пределы текучести SC и SPD поликристаллов практически совпадают, см рис. 3.

Отрицательные зависимости $\sigma_{0,2}(T)$ для SC и SPD поликристаллов характерны для термофлуктуационного движения дислокаций. При термически активированном взаимодействии дислокаций с однотипными локальными препятствиями такие зависимости, как правило, наблюдаются при $T < T_0$, где T_0 — критическая температура термоактивации. Выше T_0 короткодействующие препятствия преодолеваются только за счет термических флуктуаций, а зависимость $\sigma_{0,2}(T)$ становится слабой, т.к. определяется температурной зависимостью модуля упругости. Теоретически увеличение T_0 соответствует увеличению характерной энергии активации препятствия, а увеличение наклона $d\sigma_{0,2}/dT$ — увеличению плотности короткодействующих препятствий. В случае монокристаллов магния при базисном скольжении критическая температура составляет $T_0 = 330$ К [15], энергия активации порядка 0,05 эВ [16], а короткодействующими препятствиями, определяющими вид температурной зависимости критического напряжения сдвига, служат дислокации «леса» в плоскостях скольжения, пересекающих базисную, а также примесные атомы замещения. Уровень деформирующего напряжения и скорость деформационного упрочнения монокристаллов магния зависят от типа парного взаимодействия дислокаций в разных плоскостях [17].

Сравнивая зависимости $\sigma_{0,2}(T)$ для SC и SPD поликристаллов, следует предположить, что кристаллографическая текстура сплава влияет на тип и концентрацию короткодействующих препятствий, однако указать конкретный механизм такого влияния затруднительно. В поликристаллах магниевого сплава AZ31 дополнительные короткодействующие поля напряжений могут образовываться у малоугловых границ внутри зерна, легирующих атомов и их кластеров. При наличии спектра короткодействующих препятствий разной мощности зависимости $\sigma_{0,2}(T)$ являются монотонно убывающими, а критическая температура термоактивации в изученном интервале не наблюдается. Согласно [5,6], предел текучести данного сплава продолжает уменьшаться с увеличением температуры до 600 К, где существенными становятся диффузионные процессы.

3.3. Деформационное упрочнение и деформация до разрушения

Влияние структуры сплава на скорость его деформационного упрочнения, определяемую коэффициентом $\theta = (\partial\sigma/\partial\varepsilon)_T$, и деформацию до разрушения ε_{max} в области низких температур иллюстрируют рис. 4 и 5.

Видно, что температурные зависимости указанных параметров для SC и SPD поликристаллов подобны: чем ниже T, тем больше коэффициент θ и меньше деформация ε_{max}. Отметим, что с точностью до разброса экспериментальных данных в интервале $T < 180$ К зависимости $\theta(T)$ ослабевают, а зависимости $\varepsilon_{max}(T)$ усиливаются. Таким образом, измельчение зерна и усиление текстуры в результате предварительной прокатки и прессования способствуют уменьшению скорости деформационного упрочнения, увеличению пластичности сплава при фиксированной T во всем изученном интервале.

В теории деформационного упрочнения коэффициент θ определяется балансом процессов размножения и аннигиляции дислокаций [18,19]. Скорость аннигиляции зависит, прежде всего, от температуры и энергии дефекта упаковки атомов решетки, а также от плотности дислокаций и их распределения в объеме зерна. Эволюция микроструктуры материала в процессе интенсивной пластической деформации существенно отражается на кинетике процессов размножения и аннигиляции дислокаций [20,21]. Измельчение зерна и рост плотности дислокаций, а также релаксационные процессы в границах зерен, как правило, способствуют аннигиляции, поэтому скорость деформационного упрочнения уменьшается, что, в свою очередь, приводит к уменьшению степени однородного удлинения и по-

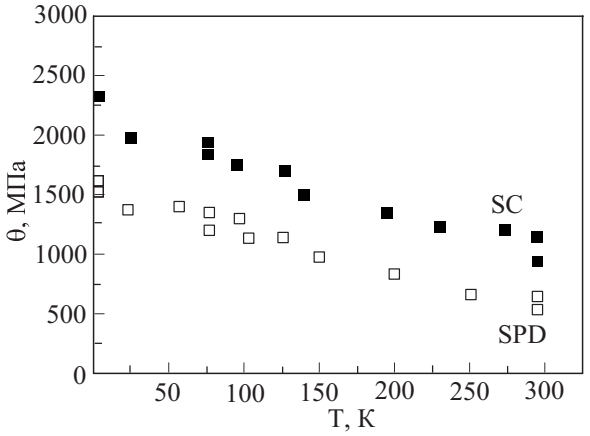

Рис. 4. Температурные зависимости коэффициента деформационного упрочнения θ для SC (темные символы) и SPD (светлые символы) поликристаллов магниевого сплава AZ31 (данные приведены для $\sigma = 215$ МПа).

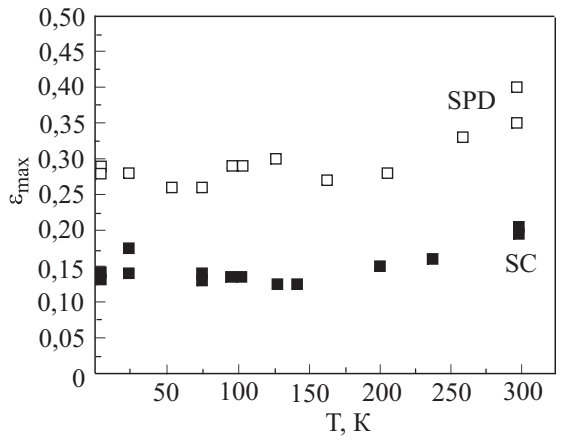

Рис. 5. Температурные зависимости максимальной пластической деформации до разрушения ε_{max} для SC (темные символы) и SPD (светлые символы) поликристаллов магниевого сплава AZ31.

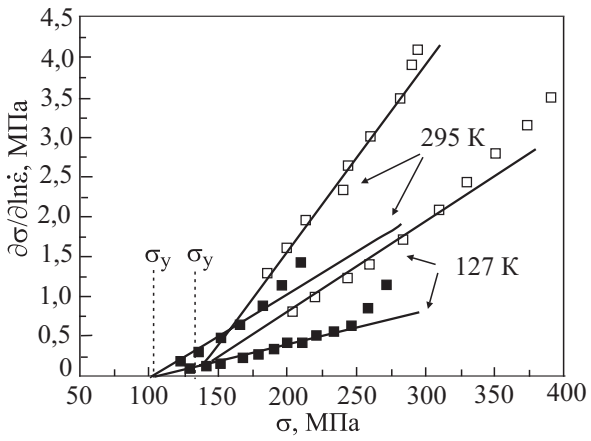

Рис. 6. Зависимости $\partial\sigma/\partial\ln\dot{\varepsilon}$ от напряжения σ для SC (темные символы) и SPD (светлые символы) поликристаллов магниевого сплава AZ31 при двух фиксированных температурах.

тере устойчивости пластической деформации. В ГЦК металлах с близкой к магнию температурой плавления и энергией дефекта упаковки, например в алюминии, с измельчением зерна скорость деформационного упрочнения и деформация до разрушения уменьшаются даже при низких температурах [9].

В ГПУ сплаве AZ31, как видно на рис. 4, коэффициент θ для мелкозернистого SPD поликристалла меньше, чем для поликристалла с исходной SC микроструктурой. Однако уменьшение θ с измельчением зерна не сопровождается уменьшением деформации до разрушения: величина деформации ε_{max} магниевого сплава, в отличие от алюминия, с измельчением зерна не уменьшается, а, наоборот, увеличивается (см. рис. 5). Причиной увеличения низкотемпературной пластичности магниевого сплава, подвергнутого SPD, может служить текстура поликристалла и/или двойникование. Ранее в [5,6] усилением текстуры, благоприятной для базисного скольжения, объяснялось уменьшение скорости деформационного упрочнения и увеличение пластичности данного сплава при комнатной температуре и выше. Роль двойникования в ГПУ металлах с измельчением зерна, как правило, уменьшается, а при деформации магния и его сплавов путем растяжения она не столь велика, как при сжатии [5]. Однако в области низких температур уменьшение скорости упрочнения и увеличение пластичности магниевого сплава вследствие двойникования не исключается.

3.4. Скоростная чувствительность деформирующего напряжения

Дополнительные сведения о механизмах пластической деформации магниевого сплава можно получить из данных по изменению деформирующего напряжения δσ при многократном изменении скорости деформации на величину $\delta\dot{\varepsilon}$ вдоль кривой растяжения. На рис. 6 представлены зависимости $\partial\sigma/\partial\ln\dot{\varepsilon} \cong \delta\sigma/\delta\ln\dot{\varepsilon}$ от σ, полученные при двух фиксированных температурах.

Видно, что при не слишком больших напряжениях величина $\partial\sigma/\partial\ln\dot{\varepsilon}$ линейна по напряжению. Угол наклона аппроксимирующих прямых зависит от температуры и микроструктуры образца: с увеличением *T* угол наклона увеличивается, причем для SPD материала он больше, чем для SC. Напряжение σ_y в точке пересечения экстраполированных прямых с горизонтальной осью практически не зависит от температуры и составляет ~102 и ~138 МПа для SC и SPD поликристаллов соответственно. В области больших напряжений зависимости $\partial\sigma/\partial\ln\dot{\varepsilon}$ от σ отклоняются от линейных.

Влияние температуры и микроструктуры на параметр $m \equiv (\sigma - \sigma_y)^{-1}[\partial\sigma/\partial\ln\dot{\varepsilon}]_T$, который характеризует скоростную чувствительность напряжения течения сплава и практически не зависит от напряжения (в пределах линейной аппроксимации), иллюстрирует рис. 7.

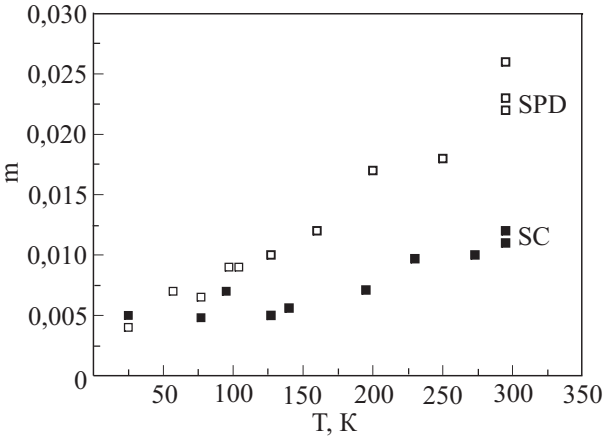

Рис. 7. Температурные зависимости параметра скоростной чувствительности *m*, рассчитанного для SC (темные символы) и SPD (светлые символы) поликристаллов магниевого сплава AZ31.

Как видно, во всем изученном интервале температур параметр m, во-первых, монотонно уменьшается с уменьшением температуры, во-вторых, чем ниже температура, тем меньше величина m зависит от микроструктуры. Средние значения m при 295 К составляют 0,011 и 0,023 для SC и SPD поликристаллов соответственно. При температуре 25 К параметр m уменьшается до 0,004–0,005, а ниже этой температуры надежное определение m затруднительно из-за развития скачкообразной деформации.

Анализ зависимости $m(T)$ в рамках модели термофлуктуационного пересечения дислокаций «леса» ранее применялся, в основном, к ГЦК металлам и сплавам [18]. Для ГПУ решетки необходимо, в общем случае, учитывать особенности развития дислокационной структуры в различных системах скольжения, а также двойникование. Согласно [17], деформирующее напряжение чистого магния зависит от вида парного взаимодействия дислокаций, однако при множественном скольжении оно пропорционально корню квадратному из плотности базисных и призматических дислокаций. Возможно, поэтому представленные на рис. 7 зависимости $m(T)$ для магниевого сплава качественно подобны соответствующим зависимостям для поликристаллов никеля [22] и алюминия [23], наблюдавшимся в этой же области низких температур. Как и в магниевом сплаве AZ31, с измельчением зерна в этих металлах увеличивалось атермическое напряжение σ_y, увеличивался наклон графика $(\partial\sigma/\partial\ln\dot{\varepsilon})_T$ от σ и уменьшался коэффициент деформационного упрочнения.

Согласно модели термофлуктуационного пересечения дислокаций «леса», параметр m обращается в нуль при температурах 0 и T_0, где T_0 — пороговая температура термоактивации, которая определяется мощностью короткодействующего барьера. Как видно на рис. 7, параметр m для SC и SPD поликристаллов действительно уменьшается с уменьшением температуры, а при $T \le 100$ К его величина слабо зависит от микроструктуры образца. Это позволяет предположить, что в области низких температур ($T \le 100$ К) и не слишком больших деформаций пересечение дислокаций «леса» — единый доминирующий механизм пластической деформации SC и SPD поликристаллов.

Из соотношения $m = MkT/V(\sigma - \sigma_y)$, где M — фактор Тейлора, k — постоянная Больцмана, $V = b^2L$ — активационный объем, b — длина вектора Бюргерса, следует, что при $m = 0{,}008$ среднее расстояние между дислокациями в SPD поликристалле $L \approx 1{,}3\cdot10^{-7}$ м, что по порядку величины согласуется с оценками плотности дислокаций «леса» в материале, подвергнутом интенсивной пластической деформации.

Увеличение параметра m с температурой при $T > 100$ К, а также зависимость m от микроструктуры (см. рис. 7) не объясняются в рамках модели термофлуктуационного пересечения дислокаций. Согласно [24,25], одной из причин увеличения скоростной чувствительности напряжения течения с температурой является активация механизмов динамического возврата. На усиление динамического возврата при больших деформациях в сплаве AZ31 указывают характерные отклонения зависимостей $(\partial\sigma/\partial\ln\dot{\varepsilon})_T$ — σ от линейных (см. рис. 6), а также уменьшение коэффициента θ с увеличением температуры (см. рис. 4). Высокие значения параметра m для SPD поликристалла по сравнению с SC вблизи комнатной температуры (см. рис. 7) можно объяснить ускорением релаксационных процессов за счет высокой плотности большеугловых границ зерен [25], а также дополнительным влиянием зернограничного скольжения, которое может быть существенным даже при низких гомологических температурах [22,23]. Этими же причинами объясняется низкая скорость деформационного упрочнения SPD поликристалла по сравнению с SC (см. рис. 4).

Отметим, что среднее значение параметра $m = 0{,}023$ для SPD поликристалла, полученное нами при 295 К, заметно выше, чем полученное в [26] на этом же сплаве. Разница обусловлена различием базовой скорости деформации: в нашей работе она составляла 10^{-5} с$^{-1}$, а в [26] — 10^{-3} с$^{-1}$. Высокая скоростная чувствительность m, как отмечалось ранее на примере других SPD материалов [27,28], может также рассматриваться как свидетельство усиления роли диффузионных процессов при пластической деформации ультрамелкозернистых материалов, особенно в диапазоне малых скоростей деформации.

Заключение

Пластическая деформация сплава AZ31 при квазистатическом растяжении в интервале температур 4,2–295 К изучена в зависимости от микроструктуры, которая формировалась в результате литья под давлением (SC) и интенсивной пластической деформации (SPD). Эволюция микроструктуры в результате горячей прокатки при 370 ºС и четырех проходов равноканального углового прессования по маршруту B_c при 200 ºС приводит к изменениям низкотемпературных механических свойств.

1. С понижением температуры прочность SC и SPD поликристаллов увеличивается, а их пластичность уменьшается. Пластическая деформация SPD поликристалла становится неустойчивой (скачкообразной) при более высоких температурах, чем для SC поликристалла. При температуре 4,2 К и фиксированной деформации амплитуда скачка в SPD поликристалле больше, чем в SC. Развитие СД в SPD поликристалле наблюдается при низком уровне напряжений и низкой скорости деформационного упрочнения по сравнению с SC материалом.

2. Температурные зависимости предела текучести SC и SPD поликристаллов в интервале температур 4,2–295 К обусловлены термически активированным взаимодействием дислокаций со спектром короткодействующих препятствий. Изменение предела текучести SPD поликристалла по сравнению с SC объясняется упрочнением вследствие измельчения зерна и разупрочнением за счет текстуры, благоприятной для скольжения дислокаций в базисной плоскости.

3. Низкая скорость деформационного упрочнения SPD поликристалла по сравнению с SC при фиксированных напряжении и температуре объясняется активацией процессов динамического возврата вследствие измельчения зерна и увеличения плотности дислокаций на этапе предварительной обработки. Однако благодаря текстуре пластичность (деформация до разрушения) SPD поликристалла остается сравнительно высокой.

4. Согласно данным о скоростной чувствительности деформирующего напряжения в области низких температур ($T \leq 100$ К), пересечение дислокаций «леса» является общим доминирующим механизмом пластической деформации SC и SPD поликристаллов. Высокая скоростная чувствительность деформирующего напряжения SPD поликристалла по сравнению с SC в интервале температур $T \geq 150$ К объясняется активацией процессов динамического возврата и усилением роли диффузионных процессов при пластической деформации микрозернистых материалов.

Авторы благодарят С. Зуберову и Т. Ламарка за приготовление и предварительную обработку исследованных материалов, а также И. Сабирова и С. Лубенца за обсуждение результатов.

1. K. Ishikawa, J. Wang, Z. Horita, M. Nemoto, and T.G. Langdon, *Scripta Mater*. **35**, 157 (1996).
2. H.K. Lin, J.C. Huang, and T.G. Langdon, *Mater. Sci. Eng*. **A402**, 250 (2005).
3. M. Janeček, M. Popov, M.G. Krieger, R.J. Hellmig, and Y. Estrin, *Mater. Sci. Eng*. **A462**, 116 (2007).
4. R.J. Hellmig, T.T. Lamark, M.V. Popov, M. Janeček, Y. Estrin, and F. Chmelík, *Mater. Sci. Eng*. **A462**, 111 (2007).
5. Z. Zúberová, Y. Estrin, T.T. Lamark, M. Janeček, R.J. Hellmig, and M. Krieger, *J. Mater. Proc. Technol*. **184**, 294 (2007).
6. Z. Zúberová, L. Kunz, T.T. Lamark, Y. Estrin, and M. Janeček, *Metal. Mater. Trans*. **38A**, 1934 (2007).
7. Y. Estrin, S.B. Yi, H.-G. Brokmeier, Z. Zuberova, S.C. Yoon, H.S. Kim, and R.J. Hellmig, *Intl. J. Materials Res*. **99**, 50 (2008).
8. В.В. Пустовалов, *ФНТ* **34**, 871 (2008) [*Low. Temp. Phys*. **34**, 683 (2008)].
9. Ю.З. Эстрин, Н.В. Исаев, Т.В. Григорова, В.В. Пустовалов, В.С. Фоменко, С.Э. Шумилин, И.С. Брауде, С.В. Маныхин, *ФНТ* **34**, 842 (2008) [*Low. Temp. Phys*. **34**, 665 (2008)].
10. O.V. Gendelman, M. Shapiro, Y. Estrin, R.J. Hellmig, and S. Lekhtmakher, *Mater. Sci. Eng*. **A434**, 66 (2006).
11. E.O. Hall, *Proc. Phys. Soc. London* **B64**, 747 (1951).
12. N.J. Petch, *J. Iron Steel Inst.* **174**, 25 (1953).
13. T. Mukai, M. Yamanoi, H. Watanabe, and K. Higashi, *Scripta Mater*. **45**, 89 (2001).
14. R. Agnew, P. Mehrorta, T.M. Lillo, G.M. Stoica, and P.K. Liaw, *Acta Mater*. **53**, 3135 (2005).
15. H. Conrad, R. Armstrong, H. Wiedersich, and G. Schoeck, *Philos. Mag*. **6**, 177 (1961).
16. В.Л. Владимирова, Ф.Ф. Лаврентьев, Ю.А. Похил, сб.: *Процессы пластической деформации при низких температурах*, Наукова Думка, Киев (1974), с. 44.
17. Ф.Ф. Лаврентьев, Ю.А. Похил, *Изв. АН СССР, сер. Физ.* **38**, 1540 (1974).
18. U.F. Kocks and H. Mecking, *Progr. Mater. Sci*. **48**, 171 (2003).
19. M.A. Meyers, A. Mishra, and D.J. Benson, *Progr. Mater. Sci*. **51**, 427 (2006).
20. Г.А. Малыгин, *ФТТ* **49**, 961 (2007).
21. R.Z. Valiev, Y. Estrin, Z. Horita, T.G. Langdon, M.J. Zehetbauer, and Y.T. Zhu, *J. Metals* **58**, Issue 4, 33 (2006).
22. L. Hollang, E. Hieckmann, D. Brunner, C. Holste, and W. Skrotzki, *Mater. Sci. Eng*. **A424**, 138 (2006).
23. Н.В. Исаев, Т.В. Григорова, П.А. Забродин, *ФНТ* **35**, 1151 (2009) [*Low Temp. Phys*. **35**, 898 (2009)].
24. H. Mecking and U.F. Kocks, *Acta Met*. **29**, 1865 (1981).
25. Г.А. Малыгин, *ФТТ* **49**, 2161 (2007).
26. Z. Zúberová, I. Sabirov, and Y. Estrin, *The Effect of Deformation Processing on Tensile Ductility of Magnesium Alloy AZ31,* to be published.
27. I. Sabirov, Y. Estrin, M.R. Barnett, I. Timokhina, and P.D. Hodgson, *Scripta Mater*. **58**, 163 (2008).
28. J. May, H.W. Höppel, and M. Göken, *Mater. Sci. Forum* **503–504**, 781 (2006).

Low-temperature plastic deformation of magnesium alloy AZ31 with different microstructure

Yu.Z. Estrin, P.A. Zabrodin, I.S. Braude, T.V. Grigorova, N.V. Isaev, V.V. Pustovalov, V.S. Fomenko, and S.E. Shumilin

The features of plastic deformation of magnesium alloy AZ31 by tension in the temperature range 4,2–295 K are examined depending on its microstructure after squeeze casting (SC) and severe plastic deformation (SPD) via hot rolling and equal channel angular pressing. The SPD processing results in decrease of grain size and formation of a texture favorable for basal dislocations glide. It is found that in the temperature range 4.2–25 K the plastic deformation becomes unstable (serrated) with stress jumps in the SPD alloy

greater than in the SC one. The temperature dependence of yield stress of the alloy is typical of thermally activated unpinning of dislocations from short range obstacles. The ratio of yield stresses for SPD and SC samples at given temperature is explained by hardening due to refinement of grain size and softening owing to favorable texture. The work hardening rate of alloy decreases a with grain size, but the ductility (strain to rupture) increases due to texture. The strain rate sensitivity of flow stress at $T \leq 100$ K does not depend on alloy microstructure and is determined by intersections with forest dislocations. As the deformation temperature increases in the range 150–295 K, the strain rate sensitivity rises owing to activation of dynamic recovery and contributions of diffusion processes under plastic deformation of fine-grained materials.

PACS: **62.20.–x** Mechanical properties of solids;
62.20.F– Deformation and plasticity;.

Keywords: magnesium alloy, equal channel angular pressing, texture, plastic deformation, low temperature.