

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.71'782'6:539.42

СТАДИЙНОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ КОМПОЗИТОВ С СИЛУМИНОВОЙ МАТРИЦЕЙ ПРИ СЖАТИИ

© 2019 г. Н. М. Русин^а, *, А. Л. Скоренцев^а

^аИнститут физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 4/2, Томск, 634055 Россия

*e-mail: rusinnm@mail.ru

Поступила в редакцию 25.01.2019 г.

После доработки 26.02.2019 г.

Принята к публикации 21.03.2019 г.

Проведены испытания спеченных композитов (Al–12Si)–xSn сжатием. Обнаружено, что кривые течения образцов всех составов состоят из чередующихся линейных и параболических участков, отвечающих соответствующей стадии деформации, число которых может достигать восьми. Коэффициент деформационного упрочнения θ_i материала на каждой стадии течения есть величина постоянная, убывает по мере увеличения номера i стадии и может принимать отрицательное значение. В общем случае $\theta = \theta_i^n$, где $n = 1$ на линейной стадии течения и $n = 0.5$ на параболической (нечетной) стадии.

Ключевые слова: композиционные материалы с металлической матрицей, спеченные алюминиевые сплавы, пластическое течение

DOI: 10.1134/S0015323019080138

ВВЕДЕНИЕ

Пластическое течение металлических материалов под нагрузкой является многофакторным процессом, графическим отображением которого является кривая течения типа “ σ – ϵ ”. Она непрерывна и состоит из участков с отличающимся углом наклона, величина которого указывает на интенсивность деформационного упрочнения материала. Традиционно кривую течения поликристаллов с кубической решеткой в области множественного дислокационного скольжения представляют в виде кривой второго порядка [1]: $\sigma = \sigma_0 + \theta \epsilon^n$, где σ_0 – предел текучести материала, θ – константа, характеризующая скорость его деформационного упрочнения, а n – показатель параболичности. Однако практика показывает, что форма кривой течения на деле более сложная, и попытки описать ее некоторой единой формулой не прекращаются [2, 3].

Еще до недавнего времени на таких кривых течения выделяли до 4 стадий деформации, отличающихся собственным коэффициентом деформационного упрочнения $\theta_i = d\sigma/d\epsilon$. По мере усовершенствования экспериментальной техники и накопления фактического материала на кривых течения кристаллических тел стали различать до восьми участков (стадий), отличающихся на кривой течения углом наклона, а, следовательно, и

величиной θ_i [3–6]. Линейные отрезки условно считаются четными, и они характеризуются почти постоянным значением угла наклона, наибольшая величина которого наблюдается на второй стадии [6]. Соединяющим их изогнутым участком присвоен нечетный порядковый номер. Некоторые стадии на кривой течения, в зависимости от материала и условий его испытания, могут отсутствовать. Наклон кривой течения наиболее интенсивно понижается на параболической стадии течения III.

При анализе кривых течения композиционных материалов (КМ) выделяют другие стадии их течения [7, 8]: упругую; упругую волокон, но пластическую матрицы; совместная пластическая деформация волокон и матрицы; разрушение волокон, а за ними и всего образца. Однако на практике также нередко используются КМ с волокнами или включениями менее прочными, чем матрица, например, псевдосплавы Al–Sn [9, 10]. Более того, в [11, 12] было показано, что содержащиеся в таких КМ включения олова при небольшой деформации не упрочняются, и прочность композитов Al–xSn в основном определяется особенностями дислокационной структуры алюминиевой матрицы.

Указанные композиты были получены спеканием и из-за большой остаточной пористости и низкой адгезионной прочности между фазами

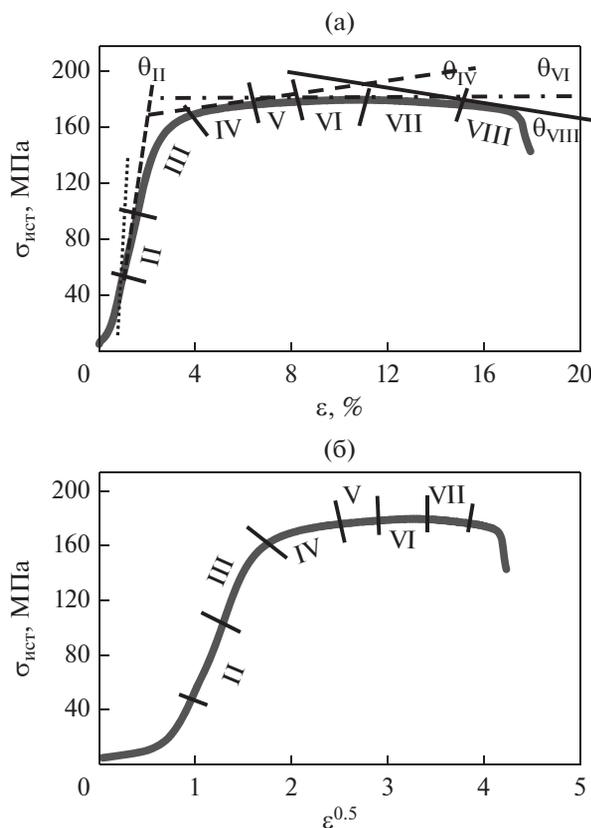


Рис. 1. Кривые сжатия спеченного сплава Al–12Si в координатах “ σ – ε ” (а) и “ σ – $\varepsilon^{0.5}$ ” (б).

вследствие плохого смачивания окисленной поверхности алюминиевых порошков жидким оловом имели низкую пластичность. Поэтому качественный анализ характера их течения при больших деформациях проведен не был. Однако путем дополнительного уплотнения композитов удалось добиться более однородного распределения деформации по объему и повысить их пластичность. Длина кривых сжатия КМ семейства Al– x Sn возросла, что позволило исследовать их на предмет существования стадий деформации и геометрии соответствующих им участков. Результаты анализа изложены ниже.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Композиты (Al–12Si)– x Sn были получены путем жидкофазного спекания в вакуумной печи прессовок из смеси порошков силумина Al–12Si (AK12) и олова. Предполагалось, что легирование матрицы кремнием повысит напряжение ее течения, а, следовательно, действующее гидростатическое давление, что, в свою очередь, способствует улучшению адгезионного взаимодействия фаз. Для устранения остаточных пор спеченные

образцы уплотнялись в закрытом штампе при температуре 250°C и давлении, кратно превышающем предел текучести ($\sigma_{0.2}$) силумина АК12. Детали процедуры описаны в работе [13].

Для испытания образцов на сжатие использовалась машина “Walter+BaiAGLFM-125” (Швейцария). Скорость осадки составляла 0.5 мм/мин. Напряжение течения композитов ($\sigma_{ист}$) рассчитывали по формуле: $\sigma_{ист} = \sigma(1 - \delta) = \sigma(h/h_0)$, учитывающей увеличение площади поперечного сечения сжимаемых образцов при равномерном их осаживании, где δ – относительное укорочение сжимаемого образца с исходной высотой h_0 , а h – текущая его высота. Осадка образцов при испытаниях не превышала 20% с тем, чтобы искажение их формы не влияло на однородный характер пластического течения, а разность между логарифмической (e) и относительной деформацией (ε) оставалась незначительной.

Шлифы для металлографических исследований готовились обычным способом, с последующим их травлением в 4% растворе азотной кислоты в спирте. Плоскость шлифа была всегда параллельна оси сжатия образцов. Снимки поверхности шлифов получали с помощью растрового электронного микроскопа LEO EVO 50 (Карл Цейс, Германия), предоставленного ЦКП “НАНОТЕХ” ИФПМ СО РАН (ЦКП ТНЦ СО РАН).

Для выявления стадий пластического течения использовали [6], описывающую порядок их размещения и соответствующий угол наклона. Для тестирования данной теории применительно к нашему случаю использовали кривую сжатия спеченных образцов из порошков (Al–12Si) (рис. 1).

Данная кривая течения за пределом текучести имеет выпуклую форму, поэтому для выявления линейных участков течения с постоянным углом наклона использовали метод касательных. Первая касательная θ_{VI} параллельна оси ε определяет ветви кривой течения с положительным и отрицательным углом наклона. Она показала, что на отрезке VI, выделенного на рис. 1 вертикальными рисками, вершина кривой сжатия плоская.

Согласно [6], на участке кривой течения ГЦК-поликристаллов между $\sigma_{0.2}$ и пределом прочности (σ_B) могут быть еще две линейные стадии II и IV, отличающиеся углом наклона. В нашем случае с помощью перебора касательных с большим углом наклона (θ_{II}) на кривой сжатия за пределом текучести материала также был выявлен протяженный по σ , но короткий по ε , линейный участок II (рис. 1а).

Аналогичным образом, уменьшая угол наклона касательных, между участками II и VI был выявлен совпадающий с касательной θ_{IV} еще один линейный участок, но уже с малым углом наклона, обозначенный на рис. 1а меткой IV. В случае

пластичных металлов в [6] допускают наличие еще одной линейной стадии течения VIII. И такой участок с отрицательным углом наклона и совпадающий с касательной θ_{VIII} , был выявлен на кривой сжатия Al–12Si (рис. 1а, участок VIII).

Таким образом, представленная методика позволила установить, что на кривой сжатия полученного спеканием и последующим доуплотнением сплава Al–12Si обнаруживается 4 линейных участка. Естественно, что такие участки соединяются криволинейными отрезками, обозначенными на рис. 1а как III, V и VII соответственно.

Для определения степени параболичности криволинейных участков, соединяющих прямолинейные отрезки, кривые сжатия “ σ – ϵ ” на рис. 1а были перестроены в координатах “ σ – $\epsilon^{0.5}$ ” (рис. 1б). В этом случае линейные участки трансформируются в параболические, а участки параболической формы выпрямляются и их можно вычленивать по описанной выше методике. Результаты анализа формы кривых течения в перестроенных координатах с помощью касательных представлены на рис. 1б. Видно, что изогнутые отрезки с нечетными индексами действительно трансформировались в прямые, и, следовательно, на рис. 1а они имеют параболическую форму.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА

Кривые течения спеченных композитов состава (Al–12Si)–xSn приведены на рис. 2. Прочность КМ снижалась по мере роста концентрации олова. Положение максимума прочности композитов с 10 и 20 вес. % олова определено не было, поскольку материал продолжал упрочняться и после осадки образцов на 20%. На кривых сжатия образцов с высоким (30 и 40 вес. %) содержанием олова величина σ_B была представлена, как и в случае сплава Al–12Si, параллельным оси ϵ отрезком некоторой длины, на котором выполняется условие Бэкофена–Консидера [1, 6]: $\sigma(\epsilon) = \sigma_B$. На рис. 2а эти отрезки отмечены цифрой VI.

Область упругих деформаций ($\sigma < \sigma_{0.2}$) сплава Al–12Si отделена на рис. 1а пунктирной прямой. Согласно [5], за ней располагается переходная стадия, но в нашем случае она не выявляется. Зато следующая стадия линейного упрочнения II с большим углом наклона четко видна. При добавлении в сплав олова стадия не исчезает, и на рис. 2а ей соответствуют участки с индексом II. Их протяженность определяется положением правого края отрезка II, и по мере снижения объемной доли олова его положение по шкале σ становится выше.

Согласно рис. 1, следующая линейная стадия деформации IV с меньшим углом наклона расположена на кривой течения силумина левее σ_B и отделена от стадии II участком параболической формы. Определенные таким образом участки

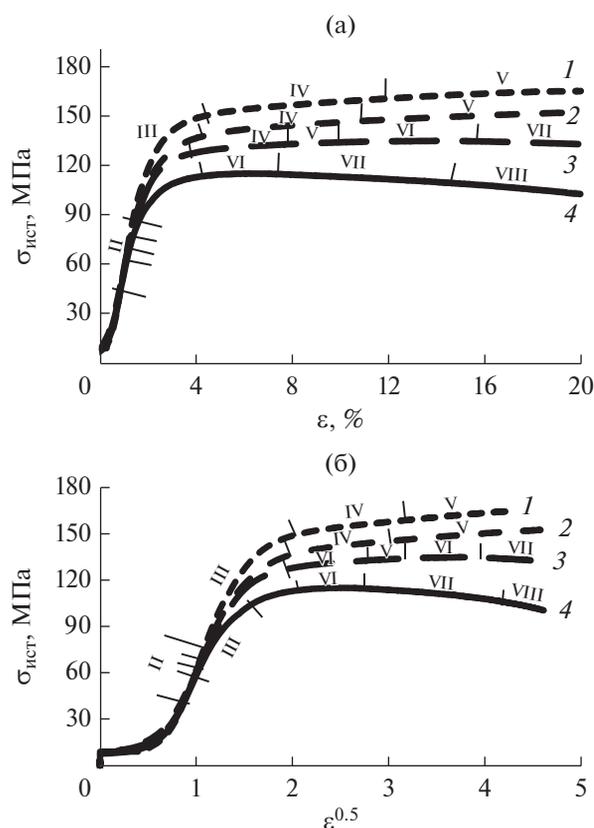


Рис. 2. Кривые сжатия КМ (Al–12Si)–xSn в координатах “ σ – ϵ ” (а) и “ σ – $\epsilon^{0.5}$ ” (б). Содержание олова, вес. %: 1– 10, 2– 20, 3– 30, 4– 40.

стадии IV в случае КМ (Al–12Si)–xSn выявляются после осадки образцов на 6–7% и отмечены индексом IV на рис. 2а. Они параллельны друг другу, значит, их угол наклона есть величина постоянная и независимая от концентрации олова в КМ. Длина отрезков данной стадии сокращается с ростом концентрации олова, и на кривой сжатия композита (Al–12Si)–40Sn отрезок IV практически вырождается в точку.

Если кривые течения композитов (Al–12Si)–xSn содержали ниспадающую ветвь, как на рис. 1, то на ней можно было выделить линейную стадию VIII, отделенную от линейной стадии VI изогнутым отрезком VII, отрицательный наклон которого определенно, но непрерывно возрастает.

Согласно [5, 6], в случае ГЦК–поликристаллов между стадиями их линейного упрочнения II и IV однозначно располагается параболическая стадия течения, то есть, деформационная кривая на данном участке описывается выражением: $\sigma \sim (\theta_{III}\epsilon)^n$. Поскольку углы наклона обрамляющих данный участок линейных отрезков II и IV фиксированы (см. рис. 2а), то это означает, что угол между ними также есть величина постоянная. Однако при этом длина дуги, соединяющей концы указанных

линейных участков кривой течения, не определена, а с нею и величина $\theta_{III} = \partial\sigma/\partial\varepsilon$.

Согласно [1], если дислокационное скольжение на этой стадии удовлетворяет модели Тэйлора, то есть, задействовано не менее 5 кристаллографических систем скольжения, то показатель степени $n = 0.5$. Графики перестроенных в новой системе координат “ $\sigma-\varepsilon^{0.5}$ ” кривых сжатия приведены на рис. 2б. Видно, что в новых координатах отрезки III преобразовались в совпадающие по углу наклона прямые. Следовательно, длина дуги, соединяющей линейные участки стадий II и IV на рис. 2а, также постоянна. Т.е. КМ (Al–12Si)–xSn на стадии течения III упрочняются на одну и ту же величину $\Delta\sigma$ независимо от содержания в них олова. Начало стадии и соответствующая ей величина σ определяются длиной предыдущей II линейной стадии с большим углом наклона.

Правее данного участка на перестроенных кривых течения наблюдаются и другие отрезки линейной формы с более пологим наклоном. Так, между стадиями течения III и VI у всех образцов за исключением композита с 40% Sn располагается длинный прямолинейный участок, который можно классифицировать как стадию деформации V [6]. Причем у образцов с 10 и 20% олова линейная стадия течения V не заканчивается стадией VI, так как предел их прочности не был достигнут.

Таким образом, на кривых сжатия спеченных КМ состава (Al–12Si)–xSn обнаруживаются, как и в случае базового сплава, четыре линейные стадии пластического течения. Угол их наклона последовательно убывает, и выполняется условие ($\theta_{II} > \theta_{IV} > \theta_{VI} > \theta_{VIII}$), где $\theta_{VI} = 0$, а $\theta_{VIII} < 0$. Причем отрезки, отвечающие стадиям с одинаковым номером, имеют равный угол наклона, т.е. $\theta_i = \text{const}$ при фиксированном i , и ее величина не зависит от содержания Sn в КМ. Длина первых двух линейных стадий II и IV у испытываемых КМ сокращается по мере увеличения в них концентрации олова.

Линейные отрезки на кривых течения соединяются дугами, относящимися к нечетным стадиям. Они выпрямляются в координатах “ $\sigma-\varepsilon^{0.5}$ ” и имеют одинаковый наклон при равном порядковом номере. Длина нечетных стадий с одинаковым номером постоянна, поскольку на кривых течения на рис. 2 они соединяют прямые отрезки также с одинаковым наклоном. Следовательно, темпы изгиба участков нечетных стадий на рис. 1 и 2 с одним и тем же индексом i одинаковы, а, значит, равны и соответствующие коэффициенты деформационного упрочнения θ_i также. Это означает, что величина деформационного упрочнения ($\Delta\sigma$) образцов на криволинейных стадиях деформации III, V и VII также фиксирована и не зависит от концентрации Sn в КМ. Расположение кривых течения композитов одна над другой на рис. 2

обеспечивается упрочнением материала в ходе линейных стадий II и IV, имеющих разную длину при отличном содержании олова в композите.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Из представленных результатов следует, что композиты с пластичной матрицей, наполненной мягкими включениями, деформируются при сжатии в несколько стадий, и каждая из них характеризуется собственным коэффициентом деформационного упрочнения θ_i постоянной величины. И хотя применительно к композиционным материалам это обнаружено впервые, сам факт стадийности течения КМ (Al–12Si)–xSn представляется закономерным, ввиду использования образцов, в которых несущая основную нагрузку матрица состоит фактически из чистого алюминия, упрочненного небольшим количеством изолированных частиц кремния.

Согласно [4–6], пластическое течение таких ГЦК-материалов сопровождается формированием определенного типа дислокационных структур, размер ячеек которых закономерно связан (через уравнение Холла–Петча) с величиной напряжения течения. Продолжительность существования структуры конкретного типа определяется ее способностью абсорбировать решеточные дислокации с эффективностью, характеризующейся величиной коэффициента упрочнения.

Однако какой бы эффективной не была действующая структура, в ней неизбежно имеет место накопление новых дислокаций, что приводит к повышению напряжения течения. Темпы его роста характеризуются величиной коэффициента упрочнения θ_i , и его обратную величину можно рассматривать как своего рода “КПД” абсорбционной (диссипативной) эффективности действующей структуры. На каждой последующей стадии деформации КПД становится выше, и 100% эффективность демонстрирует структура, сформировавшаяся к началу стадии течения VI, на протяжении которой θ_{VI} не растет с увеличением степени деформации.

Наклон последующих стадий VII и VIII становится отрицательным, т.е. КПД действующих структур становится больше 1. Этого не может быть, и, следовательно, смена знака наклона кривой течения указывает на принципиальное изменение механизма релаксации напряжений. Видимо, на протяжении стадии VI на границах субзерен формируются условия для образования несплошностей, способных поглотить ближайшие решеточные дислокации, которые выталкивает действующее напряжение. Этот механизм релаксации приходит на смену ранее действовавшим, использующим упорядочение новых дислокаций и частичную их аннигиляцию. Объемная доля

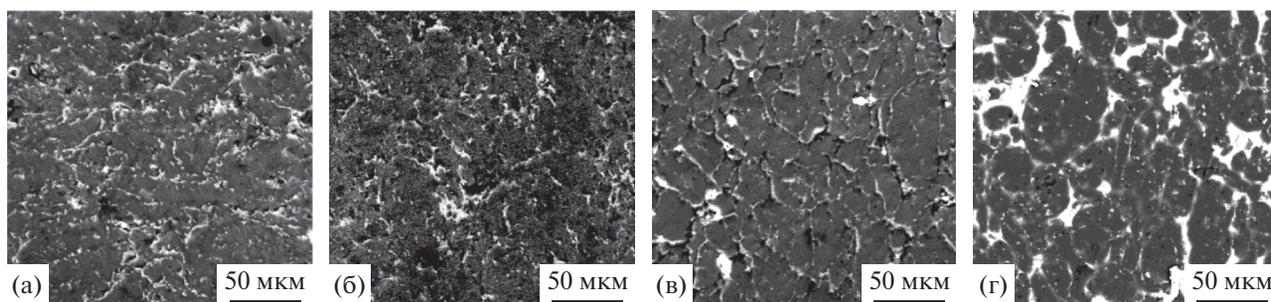


Рис. 3. Макроструктура спеченных композитов (Al–12Si)– x Sn после их горячего доуплотнения при 250°C. Содержание олова (x), вес. %: 10 (а), 20 (б), 30 (в) и 40 (г).

указанных несплошностей на стадии VII растет, и к концу ее они начинают перерождаться в микротрещины. Трещины в этой иерархии диссипативных структур являются наиболее эффективными, при условии, что уровень действующих напряжений достаточно высокий, чтобы совершить работу по образованию в кристаллическом теле новых свободных поверхностей.

Олово тоже вносит свой вклад в процесс пластического течения КМ (Al–12Si)– x Sn. Причем его вклад не ограничивается аддитивным понижением твердости КМ, иначе кривые их течения были бы параллельны и располагались одна под другой в соответствии с объемным содержанием второй фазы. Из рис. 2 следует, что малые (до 20%) добавки олова способствуют улучшению пластичности композитов, но при более высоком его содержании их пластичность начинает ухудшаться. Проявляется это в укорочении стадии течения IV и объясняется особенностями распределения олова по объему КМ (рис. 3).

На фотографиях структуры КМ видно, что олово (светлая фаза) равномерно распределяется в матрице по границам зерен. С увеличением его концентрации межзеренные прослойки становятся более толстыми и разветвленными, и сливаются в непрерывную сеть, существенно ослабляющую каркас из несущих нагрузку зерен. То есть, эффективное несущее нагрузку сечение образцов уменьшается, а нагрузка на оставшиеся зерна матрицы возрастает. Однако при расчете действующего напряжения течения КМ мы этого не учитываем, и поэтому на деле действующее в плоскости течения максимальное напряжение сдвига оказывается выше расчетного на величину пропорциональную площади, занимаемой включениями неупрочняющегося Sn.

Причиной перестройки действующей дислокационной структуры является достижение уровня напряжений, при которых становятся возможны новые механизмы перемещения дислокаций, например, образование скользящих ступенек или переползание на параллельную плоскость скольжения и т.п. Величина указанных напряжений в

материале постоянного состава фиксирована, и, чтобы ее достичь, нужна тем большая осадка образцов, чем меньше в них олова (то есть, чем больше их эффективное сечение). Поэтому точка перехода от стадии II к стадии III на кривых течения образцов с малым содержанием олова располагается по шкале σ выше (рис. 2а), хотя состав матрицы у них одинаков.

Следующая стадия деформации IV опять линейная, то есть напряжение течения растет пропорционально количеству абсорбированных структурой дислокаций. Повышение их плотности в ячейках приводит к пропорциональному росту напряжения течения КМ. Однако на кривой течения композита (Al–12Si)–40Sn данная стадия IV практически отсутствует (см. рис. 2). Обусловлено это тем, что связанность зерен матрицы в данном сплаве сильно ослаблена прослойками олова (см. рис. 3). Немногочисленные мостики не могут удерживать соединяемые ими зерна в скелете, и они начинают двигаться как целое, выдавливая защемленное на границах олово.

Такое их перемещение способствует быстрому формированию транскристаллитных полос сдвига в плоскостях с максимальным сдвигающим напряжением из-за большого содержания в них мягких оловянных прослоек. Сдвиг локализуется в таких ослабленных оловом полосах. Мостики между зернами матрицы разрываются, появляются цепочки микротрещин, которые еще больше способствуют ослаблению материала и формированию полос локализованного сдвига, являющихся предвестниками стадии разрушения материала. Такие полосы хорошо видны на фотографиях (рис. 4а) структуры композита (Al–12Si)–40Sn после осадки образцов на 16%.

При меньшем содержании олова, зерна матрицы закреплены более прочно и не могут двигаться как целое, и вынуждены согласовывать изменение своей формы с изменением формы всего образца путем пластического течения внутри зерен. Течение сопровождается накоплением дислокаций в пределах действующей структуры, и скорость их накопления характеризуется коэффици-

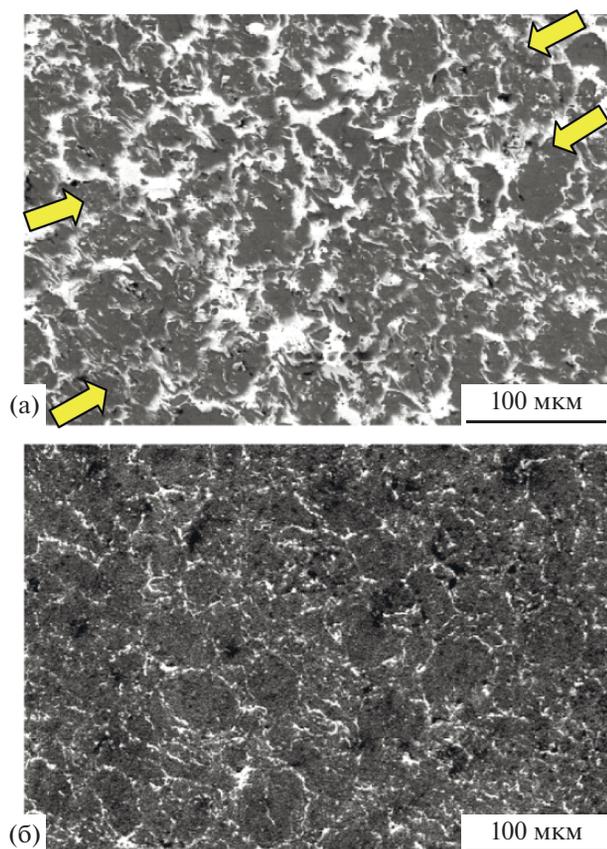


Рис. 4. Структура спеченных КМ (Al–12Si)–40Sn (а) и (Al–12Si)–10Sn (б) после допрессовки при 250°С и последующего сжатия на 16%. Стрелками показаны полосы локализованного течения с микротрещинами.

ентом упрочнения θ_{IV} . Его величина (наклон) меньше, чем на предыдущей стадии, но также одинаков у всех образцов, поскольку соответствующие им отрезки на кривых сжатия параллельны друг другу (см. рис. 2).

В конце данной стадии деформации плотность дислокаций и напряжение их скольжения в матрице снова достигают величины, достаточной для инициации формирования новой структуры в зернах матрицы. Начинается стадия течения V. При формировании новой структуры имеет место аннигиляция части дислокаций с противоположным упругим зарядом, накопление дислокаций одного знака и разориентация соседних областей зерна. То есть, наблюдается не накопление, а интенсивное участие испускаемых дислокаций в строительстве новой структуры. Для описания кривой течения на данной стадии снова можно использовать выражение $\sigma(\epsilon) = (\theta_V \epsilon)^{0.5}$, где $(\theta_V)^{0.5} = \text{const}$.

Действующее напряжение в конце стадии V достигает предельно высокого для данного материала уровня, а сформированная к этому моменту субзеренная структура столь эффективна, что не-

которое время на стадии VI происходит аккумуляция новых дислокаций без повышения напряжения течения, которое наблюдалось на всех предыдущих стадиях.

Отметим, что указанные стадии течения IV и V развиваются при относительно больших степенях осадки образцов, которая требует соответствующего изменения формы зерен. Формирование такой макротекстуры способствует появлению преимущественной ориентации оловянных прослоек в направлении максимального сдвигающего напряжения. Это приводит к образованию ослабленных направлений. И если связанность зерен матрицы недостаточна, то формируются полосы локализованного скольжения. Причем, их образование имело место при сжатии композитов не только с 40%, но и с 30% олова. Поэтому на кривой течения данного КМ появилась стадия VI, а за нею и последующие стадии, предшествующие разрушению образцов, правда, при более высоком напряжении течения.

Однако когда связанность зерен матрицы высокая, деформация распределяется по объему композиционного образца более равномерно. Видимо, олово в этом случае способствует повышению пластичности матрицы, так как увеличивает подвижность соседних зерен на сопряженных участках. Проскальзывание на таких участках не приводит к повышению напряжения течения, поэтому стадия IV значительно удлиняется, прежде чем по ходу ее будет достигнут критический уровень напряжений. В этом случае, как видно на рис. 4б, полосы локализованной деформации не формируются даже при больших деформациях, и, значит, стадия течения VI, предшествующая стадиям ослабления материала за счет образования несплошностей и микротрещин, отодвигается в область больших ϵ .

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Из проделанной работы следует, что пластическое течение плотных спеченных КМ (Al–12Si)– x Sn с неупрочняющейся второй фазой при испытаниях на сжатие носит стадийный характер. Кривые их сжатия состоят из чередующихся линейных и параболических отрезков с постоянным коэффициентом деформационного упрочнения на каждой стадии. На четных (линейных) стадиях течения коэффициент деформационного упрочнения имеет показатель степени $n = 1$, а на нечетных (параболических) стадиях $n = 0.5$.

Число стадий может достигать восьми, как и в случае мелкозернистых ГЦК-поликристаллов. Однако протяженность стадий по оси деформаций зависит от особенностей распределения по образцу включений мягкой фазы, определяемых, в том числе, и ее концентрацией. Когда зерна

матрицы прочно связаны многочисленными мостиками, аккомодационное течение на границах их с мягкой фазой не приводит к образованию транскристаллитных полос локализованного сдвига, и на кривой сжатия образцов наблюдаются все стадии течения. Если включения мягкой фазы образуют развитую непрерывную сеть, то пластическое течение композитов стремится локализоваться в таких мягких прослойках. В этом случае вся нагрузка ложится на немногочисленные мостики связи между зернами, они быстро упрочняются и разрушаются, так что действующее напряжение оказывается значительно ниже рассчитанного по правилу идеальной смеси.

Работа выполнена в рамках программы фундаментальных исследований СО РАН на 2017–2020 годы (Программа III.23.2).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. М.: Мир, 1972. 408 с.
2. Trusov P.V., Volegov P.S. Crystal plasticity theories and their applications to the description of inelastic deformations of materials. Part 1: rigid-plastic and elasto-plastic theories // PNRPU Mechanics Bulletin. 2011. № 1. P. 5–45.
3. Решетняк А.А. Статистический подход к напряжению течения и обобщенный закон Холла–Петча для поликристаллических материалов при пластических деформациях // Известия ВУЗов. Физика. 2018. № 3. С. 1–12.
4. Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Данилов В.И. Структурные уровни деформации и разрушения. Новосибирск: Наука. Сиб. отд-ние, 1990. 254 с.
5. Конева Н.А. Природа стадий пластической деформации // Соросовский образовательный журнал. 1998. № 10. С. 99–105.
6. Козлов Э.В., Глезер А.М., Конева Н.А., Попова Н.А., Курзина И.А. Основы пластической деформации наноструктурных материалов. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2016. 304 с.
7. Kelly A., Davies G.J. The principles of the fiber reinforcement of metals // Metallurgical Reviews. 1965. V. 10. № 1. P. 1–77.
8. Чикова О.А., Финкельштейн А.Б., Шефер А.А. Структура и наномеханические свойства сплава Al–Si–Fe, полученного путем продувания расплава кислородом // Физика металлов и металловедение. 2018. Т. 119. № 7. С. 730–735.
9. Алиева С.Г., Альтман М.Б., Амбарцумян С.М. Промышленные алюминиевые сплавы: Справ. изд. М.: Металлургия, 1984. 528 с.
10. Яковлева А.О., Белов Н.А., Базлова Т.А., Шкалей И.В. Влияние легирующих металлов (Pb, Bi, Cd, In) на структуру, фазовый состав и свойства литейного сплава Al–5%Si–4%Cu // Физика металлов и металловедение. 2018. Т. 119. № 1. С. 36–44.
11. Rusin N.M., Skorentsev A.L., Mishin I.P. Evolution of structure and properties of Al–Sn composites under deformation // Inorganic Materials: Applied Research. 2015. V. 6. № 5. P. 427–437.
12. Русин Н.М., Скоренцев А.Л., Мишин И.П., Гурских А.В. Влияние межфазных границ на структуру и механические свойства композитов Al–Sn, подвергнутых интенсивной обработке // Изв. вузов. Физика. 2015. Т. 58. № 6/2. С. 243–247.
13. Русин Н.М., Скоренцев А.Л. Влияние структуры на механические и трибологические свойства спеченного сплава (Al–12Si)–40Sn // Перспективные материалы. 2018. № 5. С. 66–75.