

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.35:539.25

СРАВНЕНИЕ ВКЛАДОВ ДЕЙСТВУЮЩИХ МЕХАНИЗМОВ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДВОЙНОЙ И МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ЛАТУНЕЙ

© 2020 г. О. А. Яковцева^{а, *}, А. В. Михайловская^а, А. В. Иржак^б,
А. Д. Котов^а, С. В. Медведева^а

^аНИТУ “МИСисС”, Ленинский пр., 4, Москва, 119049 Россия

^бИПТМ РАН, ул. Академика Осипьяна, 6, Московская обл., Черноголовка, 142432 Россия

*e-mail:yakovtsevao@mail.ru

Поступила в редакцию 02.09.2019 г.

После доработки 14.01.2020 г.

Принята к публикации 23.01.2020 г.

Проанализированы микроструктурные изменения на поверхности образцов двойной латуни и латуней, легированных железом и марганцем или алюминием, в процессе сверхпластической деформации при температуре 550°C и постоянной скорости деформации $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Определены вклады зернограничной и внутризеренной деформации в общее удлинение образцов сплавов. Показано, что дополнительное легирование латуни приводит к снижению вклада зернограничного скольжения, который уменьшается с 54% в двойной латуни до 17–23% в легированных, и к росту вклада внутризеренной деформации с 10 до 30%. Эксперименты, основанные на методе Киркиндалла, показали, что легирование приводит к замедлению диффузионных процессов, что, предположительно, может задерживать зернограничное скольжение в исследуемых многокомпонентных латунях.

Ключевые слова: показатели сверхпластичности, зернограничное скольжение, латунь, диффузия

DOI: 10.31857/S0015323020060182

ВВЕДЕНИЕ

Сверхпластическая формовка (СПФ) позволяет получать изделия достаточно сложной геометрии с минимальным числом соединений [1–3]. Преимущества этой технологии реализуют, изготавливая изделия из титановых и алюминиевых сплавов для разных отраслей промышленности, в том числе транспортного машиностроения и строительства [1, 4, 5]. Перспективно использование сверхпластической формовки и в области промышленного дизайна для изготовления изделий сложных форм. В данном применении СПФ целесообразно использование латуни, как материала, который привлекает красивым внешним видом, хорошей коррозионной стойкостью и высокими механическими свойствами. Двухфазные латуни – это классический пример материала, обладающего сверхпластичностью [6–9]. Сверхпластичны как двойные Cu–Zn-сплавы [6, 10, 11], так и многокомпонентные латуни [12–14]. Однако в процессе сверхпластической деформации двойной латуни наблюдаются интенсивное порообразование [15–18], в результате большая остаточная пористость существенно снижает механические свойства конечных изделий и реализуемые при СПФ степени деформации.

Образование пор, вероятнее всего, является следствием действия зернограничного скольжения (ЗГС), основного механизма сверхпластической деформации большинства материалов [1, 12, 14]. Так, в сплавах, в деформацию которых значительный вклад вносит зернограничное скольжение, остаточная пористость существенна, пример такого материала – сплав Cu–40% Zn [6, 14, 18]. Помимо зернограничного скольжения механизмами сверхпластической деформации являются диффузионная ползучесть и дислокационное скольжение/переползание (ВДС), которые необходимы для accommodation зернограничного скольжения. Легирование латуни дополнительными элементами, например, алюминием и железом позволяет улучшить показатели сверхпластичности и уменьшить порообразование [12, 13]. При этом причины улучшения свойств и подавления пористости за счет дополнительного легирования окончательно не ясны. Легирование может приводить к уменьшению среднего размера зерен фаз, и, как следствие, к улучшению показателей сверхпластичности. Кроме того, легирование должно влиять на диффузионные характеристики сплавов, и, в конечном итоге, на все действующие механизмы, которые контролируются диффузией. В работе [14] на об-

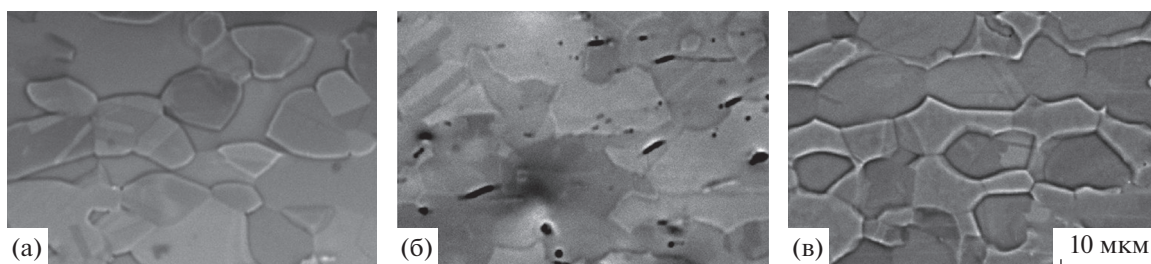


Рис. 1. Структура сплавов Cu–40% Zn (а), Cu–39% Zn–1% Fe–0.5% Mn (б) и Cu–38% Zn–1% Al (в) после 20 мин отжига при 550°C.

разцах латуней Cu–Zn и Cu–Zn–Al с нанесенными на поверхность маркерными царапинами показано, что легирование алюминием, несмотря на некоторое измельчение зеренной структуры, приводит к снижению вклада зернограницного скольжения, уменьшая число смещений и разворотов зерен. Однако, используемые в работе [14] в качестве маркера механические царапины нерегулярны и не всегда однозначно прослеживается их смещение, кроме того, практически невозможно определить вклад внутризеренной деформации. Метод фокусированного ионного пучка (ФИП) позволяет наносить на поверхность образцов сетки заданного размера и формы, наглядно показывать процессы, происходящие на поверхности образцов при сверхпластическом течении, и измерять вклады внутризеренной и межзеренной деформации [19–24].

Цель представленной работы – изучить влияние легирования Al, Fe и Mn на действующие при сверхпластической деформации механизмы в латунях, используя регулярные маркерные сетки заданной геометрии.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Объектами исследования служили листы сплавов Cu–40% Zn, Cu–39% Zn–1% Fe–0.5% Mn, Cu–38% Zn–1% Al толщиной 1.2 мм. Для определения показателей сверхпластичности использовали образцы указанных сплавов с шириной рабочей части 6 мм и длиной 14 мм [25].

Температура деформации составляла 550°C, что является близкой к оптимальной для сверхпластической деформации температуре для исследуемых сплавов согласно [12, 14]. Средний размер зерен обеих фаз после 20 мин отжига при 550°C (рис. 1), т.е. перед началом деформации, в сплаве Cu–Zn составил 6.4 ± 0.9 мкм, в сплаве Cu–Zn–Al – 4.9 ± 0.7 мкм, в сплаве Cu–Zn–Fe–Mn – 5.2 ± 0.5 мкм. Таким образом, можно говорить о несущественно более мелком зерне в многокомпонентных латунях, так как, несмотря на меньшие средние значения, в пределах доверительного интервала величины перекрываются.

Для испытаний на одноосное растяжение использовали универсальную разрывную машину Walter Bay 100N, оснащенную трехсекционной печью с точностью поддержания температуры 1 К.

Температуру деформации контролировали хромель–алюмелевыми термопарами, подведенными к обеим головкам образцов. Для определения скоростного диапазона сверхпластической деформации, соответствующего высоким значениям скоростной чувствительности, проводили эксперименты с пошаговым скачковым понижением скорости деформации с 5×10^{-2} до 5×10^{-5} с⁻¹ и деформации на каждом шаге 0.02. Показатель скоростной чувствительности m определяли, дифференцируя зависимости логарифма напряжения от логарифма скорости, полученные по результатам скачковых испытаний.

Для определения механизмов сверхпластической деформации на образцы наносили маркерную сетку [19, 26, 27]. Образцы предварительно шлифовали на SiC бумаге и полировали с использованием суспензии на основе оксида кремния на установке Struers LaboPol-5. Маркерные сетки с габаритным размером 100 × 100 мкм наносили при помощи ионного микроскопа STRATA FIB-205 [22, 27]. Линии сетки были выполнены с шагом 10 мкм для анализа межзеренной деформации, и на некотором участке сетки с шагом 2.5 мкм для анализа внутризеренной деформации.

Для определения влияния легирования на диффузионные параметры исследуемых латуней использовали метод, основанный на эффекте Киркендалла. Образцы, обмотанные вольфрамовой проволокой, являющейся внутренним маркером, покрывали слоем чистой меди. Гальванизацию проводили при токе 0.5 А в течение 10 ч в растворе CuSO₄. Затем образцы отжигали при температуре 550°C в течение 4, 8, 32, 64 и 128 ч, пошагово анализируя микроструктуру границы раздела медь–латунь. Отжиг проводили в атмосфере углерода для предотвращения окисления поверхности. Для анализа микроструктуры в объеме и на поверхности образцов использовали электронный сканирующий микроскоп TESCAN Vega 3 LMN с энерго-дисперсионным детекто-

ром X-Max 80 для микрорентгеноспектрального анализа.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты испытаний со ступенчатым понижением скорости деформации представлены на рис. 2. Зависимости напряжения от скорости деформации в логарифмических координатах имеют близкую к сигмоидальной форму, где линейный участок кривой соответствует сверхпластичному состоянию (рис. 2а).

Максимальные значения показателя скоростной чувствительности (рис. 2б) варьируются от 0.48 для сплава с железом до 0.57 для сплава с алюминием и двойной латуни и соответствуют скорости $5.5 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ для двойной латуни и $1.3 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ для многокомпонентных латуней, т.е. максимум показателя m многокомпонентных латуней смещен в область более высоких скоростей деформации, что объяснимо их несколько более мелкозернистой структурой.

При этом при скорости деформации $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, показатель m близок к 0.5 для всех сплавов.

Испытания на растяжение проводили с начальной скоростью $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ (рис. 3 штрих-пунктирные линии), т.е. с постоянной скоростью движения траверсы, и при поддержании постоянной скорости деформации $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ (рис. 3 сплошные линии). Отметим, что при испытаниях с постоянной скоростью деформирования максимальные значения напряжения на 1–2 МПа меньше, а относительные удлинения в 1.3–1.6 раза больше, чем при испытаниях с постоянной скоростью деформации. Кроме того, при испытаниях с постоянной скоростью деформирования на кривых наблюдается закономерное разупрочнение, обусловленное уменьшением скорости деформации, тогда как при постоянной скорости деформации стадия устойчивого течения без существенного упрочнения/разупрочнения начинается после деформации 0.1.

Значения напряжения течения не превышают 9 МПа в сплаве Cu–40% Zn и 7 МПа в многокомпонентных латунях при экспериментах с постоянной скоростью деформации. За счет легирования относительное удлинение увеличивается с 220 ± 20 до $340 \pm 10\%$ в случае испытаний с постоянной скоростью деформации и с 270 ± 10 до $510 \pm 30\%$ при испытаниях с начальной скоростью деформации $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. В латуни Cu–40% Zn, остаточная пористость перед разрушением достигла 5.1%, а в многокомпонентных сплавах не превысила 1.5% (рис. 3) при обоих видах испытаний, что согласуется с данными [12, 14]. Большее значение напряжения течения и несколько меньшие удлинения в двойном сплаве можно объяснить как несколько большим исходным размером

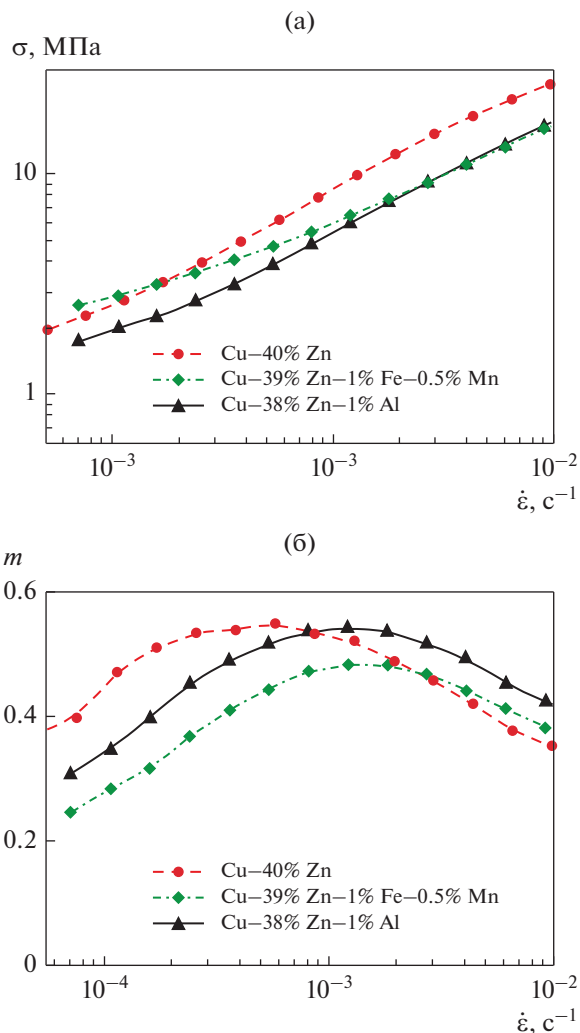


Рис. 2. Зависимость напряжения (а) и показателя скоростной чувствительности m (б) от скорости деформации в сплавах Cu–40% Zn, Cu–39% Zn–1% Fe–0.5% Mn и Cu–38% Zn–1% Al при 550°C.

зерна, так и более интенсивным порообразованием [12]. При этом отметим, что условия испытаний с поддержанием постоянной скорости деформации ближе к условиям СПФ, поэтому анализ эволюции структуры поверхности проводили с использованием растяжения с постоянной скоростью деформации.

Микроструктура поверхности образцов сплавов с маркерной сеткой после деформации 0.3 и 0.7 продемонстрирована на рис. 4. На поверхности образцов латуни Cu–40% Zn, преимущественно на межфазных границах, наблюдаются отдельные поры уже после деформации 0.3. В сплаве с железом поры на поверхности выявлены после деформации 0.7, а в сплаве с алюминием поры не выявлены.

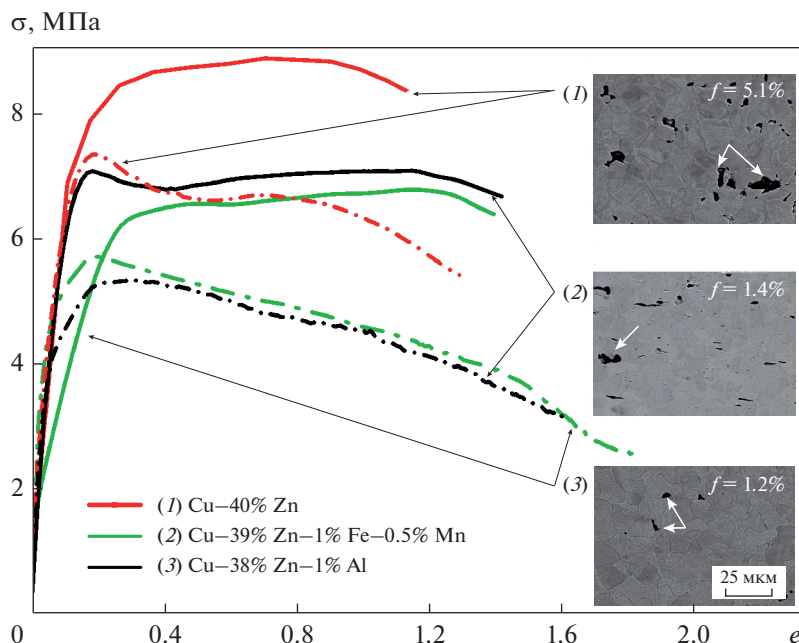


Рис. 3. Кривые напряжение–деформация для сплавов (1) Cu–40% Zn, (2) Cu–39% Zn–1% Fe–0.5% Mn и (3) Cu–38% Zn–1% Al при температуре 550°C и скорости деформации $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ (сплошные линии – постоянная скорость деформации, штрих-пунктирные линии – постоянная скорость деформирования/начальная скорость деформации); врезки – микроструктура сплавов перед разрушением, демонстрирующая остаточную пористость, объемная доля пор (f) указана на рисунке, поры обозначены стрелками.

Во всех сплавах внутризеренная деформация локализуется в более богатой цинком β -фазе с ОЦК-решеткой, где линии сетки практически размываются после деформации 0.7. Границы фазовых областей идентифицировали по картам распределения цинка. После деформации 0.3 деформация β -фазы вносит 20% в общее удлинение двойной латуни и 30–36% многокомпонентной (табл. 1).

Линии сетки в области α -фазы хорошо различимы и после деформации 0.7, что говорит о более слабой внутризеренной деформации α -фазы. Вклад внутризеренной деформации α -фазы, определенный по увеличению расстояния между линиями сетки в пределах одного зерна, не превысил 10%. Определить однозначно вклад внутризеренной деформации β -фазы после деформации 0.7 трудно из-за размывости линий сетки в

Таблица 1. Количественная оценка вкладов механизмов сверхпластической деформации в сплавах

Сплавы	Деформация e	Зерногранчное скольжение		Внутризеренная деформация α фазы		Внутризеренная деформация β фазы		Максимальный угол разворота зерен, град
		e	средний вклад $\gamma_{ЗГС}$, %	e	средний вклад $\gamma_{ВДС\alpha}$, %	e	средний вклад $\gamma_{ВДС\beta}$, %	
Cu–40% Zn	0.3	0.21 ± 0.06	28	0.02 ± 0.01	7	0.06 ± 0.01	20	35
	0.7	0.37 ± 0.07	52	0.04 ± 0.02	6	>0.15	>20	40
Cu–39% Zn–1% Fe–0.5% Mn	0.3	0.07 ± 0.02	23	0.03 ± 0.01	10	0.11 ± 0.05	36	30
	0.7	0.15 ± 0.09	21	0.03 ± 0.02	4	>0.42	>60	35
Cu–38% Zn–1% Al	0.3	0.07 ± 0.01	23	0.003 ± 0.003	≈ 0	0.09 ± 0.06	30	30
	0.7	0.12 ± 0.03	17	0.008 ± 0.002	1	–	–	32

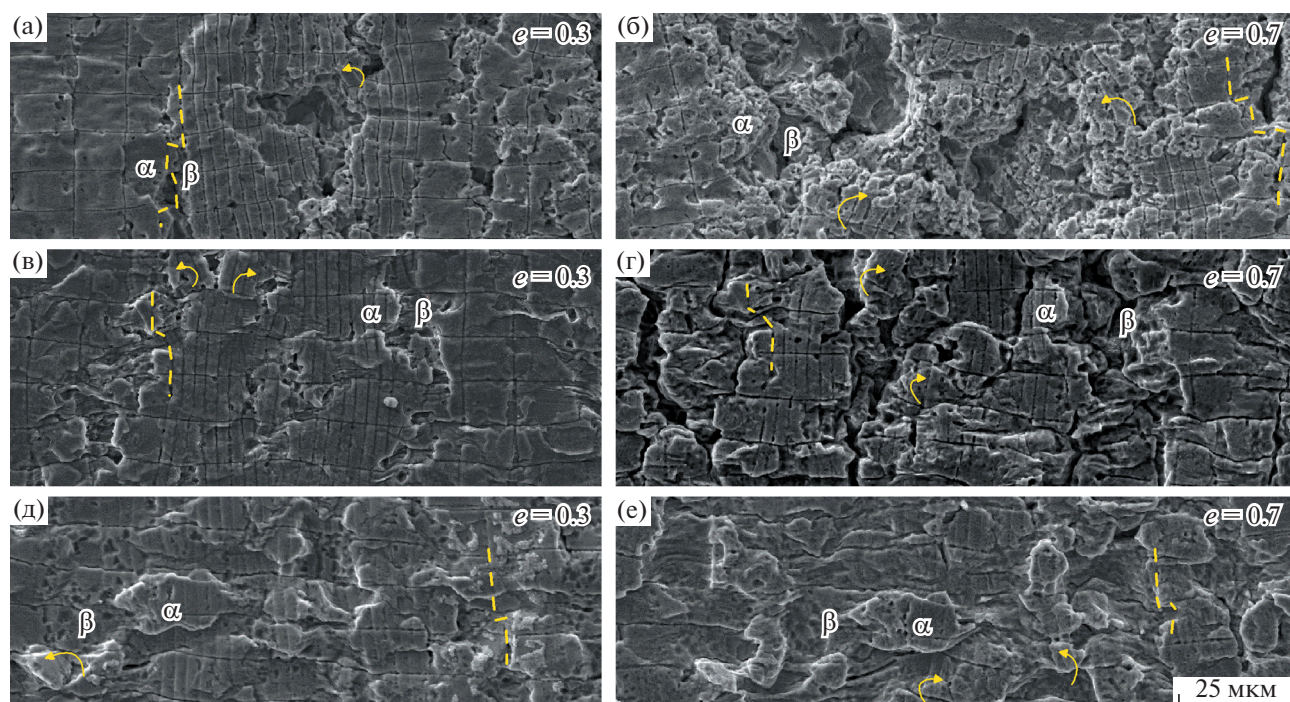


Рис. 4. Микроструктура поверхности образцов с маркерной сеткой сплавов Cu–40% Zn (а–б), Cu–39% Zn–1% Fe–0.5% Mn (в, г) и Cu–38% Zn–1% Al (д, е) после деформации 0.3 (а, в, д) и 0.7 (б, г, е) при температуре 550°С; ось растяжения горизонтальна, смещения маркерных линий обозначены пунктирными линиями, развороты зерен – стрелками.

пределах β -фазы, однако, по сохранившимся участкам, можно полагать, что вклад внутризеренной деформации в двойной латуни превысил 20%, а латуни с добавкой железа 60%. В латуни с алюминием различить линии сетки в пределах β -фазы после деформации 0.7 не представляется возможным, т.е. вклад не может быть корректно определен.

Во всех сплавах наблюдали развороты зерен (стрелки на рис. 4), с увеличением деформации угол разворота зерен увеличивался и достигал 30°–40° при накопленной деформации 0.7 (табл. 1, рис. 4). Смещения маркерных линий (штрих-пунктирные линии на рис. 4) по границам зерен в двойной латуни значительные, и вклад зернограничного скольжения достиг 52%. При этом средние значения вклада зернограничного скольжения не превысили 23% в многокомпонентных латунях, несмотря на несколько меньший средний размер зерен. Вклады ЗГС, определенные по смещениям регулярной ФИП-сетки в данной работе и механических царапин в работе [14], близки.

Все механизмы высокотемпературной деформации, и сверхпластической в том числе, должны контролироваться скоростью диффузионных процессов. Легирование может влиять на диффузионные характеристики обеих фаз, характер этого влияния в многокомпонентных сплавах неоднозначен. Для сравнения скорости диффузии цинка/меди в исследуемых сплавах проводили эксперименты, основанные на эффекте Киркендалла.

двух сплавов проводили эксперименты, основанные на эффекте Киркендалла.

На рис. 5 представлены граница медь/двухфазная латунь в исходном состоянии до отжига (пример сплава Cu–40% Zn на рис. 5а), где две фазы исследуемых образцов соприкасаются с маркером – вольфрамовой проволокой. А также пример появления α -слоя латуни и изменения его ширины после отжига 128 ч при 550°С для двойной (рис. 5б) и легированных (рис. 5в, 5г) латуней.

Во время отжига на границе медь/двухфазная латунь проходит процесс выравнивающей диффузии цинка в медь и меди в сплав, что влечет за собой увеличение доли α -фазы и уменьшение доли β -фазы (рис. 6а). Анализ распределения цинка на границе раздела медь/латунь после 128 часов отжига показал, что в двойном сплаве цинк диффундирует в медь на глубину в два раза большую, чем в многокомпонентных сплавах, несмотря на близкое содержание в них цинка. Результаты количественного анализа изменения ширины образовавшегося между маркером и двухфазной структурой α -слоя приведены на рис. 6б. После 4 ч отжига появляется разница в ширине образовавшегося α -слоя: в двойной латуни ширина α -слоя составила 32 мкм, а в легированных около 25 мкм. С увеличением времени выдержки при

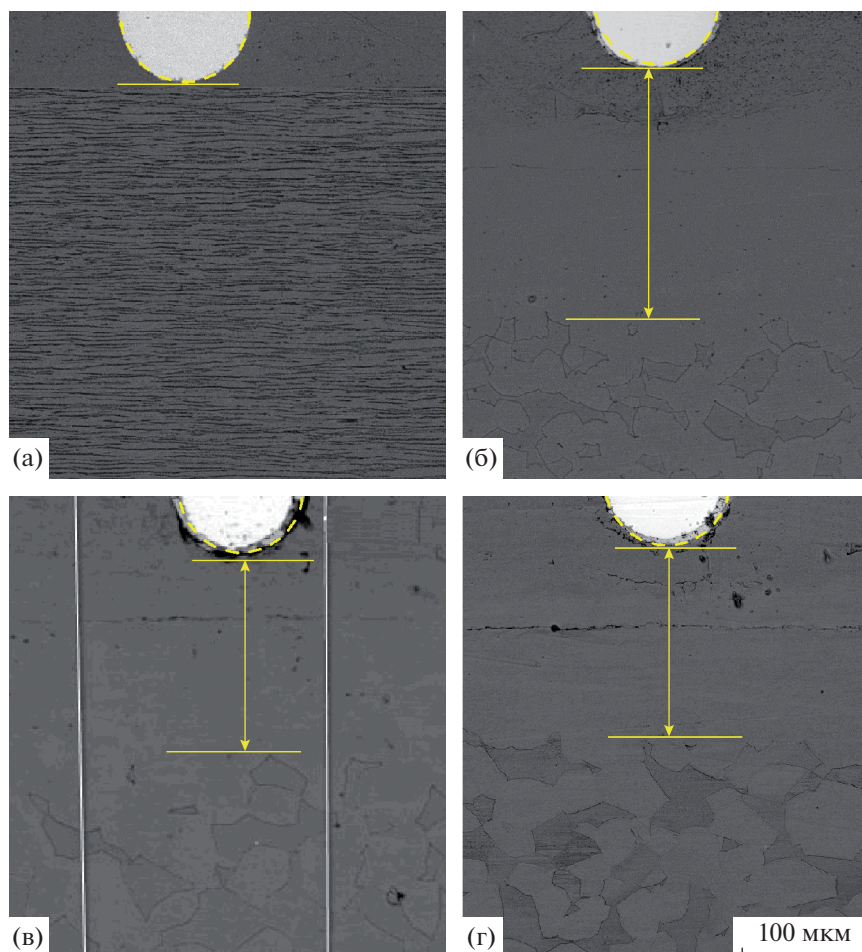


Рис. 5. Пример микроструктуры на границе медь/латунь до (а) и после 128 ч отжига (б–г) образцов латуни Cu–40% Zn (а, б), Cu–39% Zn–1% Fe–0.5% Mn (в), Cu–38% Zn–1% Al (г); вверху в качестве маркера – вольфрамовая проволока, ширина α -слоя обозначена линиями.

отжиге различие в ширине α -слоя в двойной латуни и легированных достигает 40 мкм.

Данный эксперимент показывает, что скорость диффузии цинка/меди в двойной латуни больше, чем в исследуемых сплавах с добавками алюминия или железа и марганца. Таким образом, так как процесс зернограничного скольжения контролируется диффузией, объяснить уменьшение вклада ЗГС в многокомпонентных сплавах можно уменьшением скорости диффузии. Меньший вклад ЗГС и меньший средний размер зерна в сплаве с железом, кроме того, могут являться следствием дополнительного сдерживания миграции границ частицами железистой фазы.

Анализ полученных экспериментальных данных позволяет предположить, что легирование улучшает показатели сверхпластичности латуни благодаря сдерживанию диффузионных процессов, что приводит (1) к замедлению роста зерен из-за сдерживания миграции высокоугловых границ, и, как следствие, несколько более мелкозер-

нистой структуре и (2) к уменьшению вклада зернограничного скольжения и усилению роли дислокационных механизмов деформации, что в совокупности обеспечивает снижение остаточной пористости в многокомпонентных латунях.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Проанализированы показатели сверхпластичности двойной и многокомпонентных двухфазных латуней при температуре 550°C, обеспечивающей примерно равное соотношение α/β -фаз. Показано, что при постоянной скорости деформации $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ обеспечивается устойчивое течение с напряжением не более 9 МПа с максимальным удлинением двойной латуни до 220%, а многокомпонентных латуней до 340%. При испытаниях с постоянной скоростью деформирования (начальной скоростью деформации $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$) сверхпластическая деформация протекает с разупрочнением, максимальные значе-

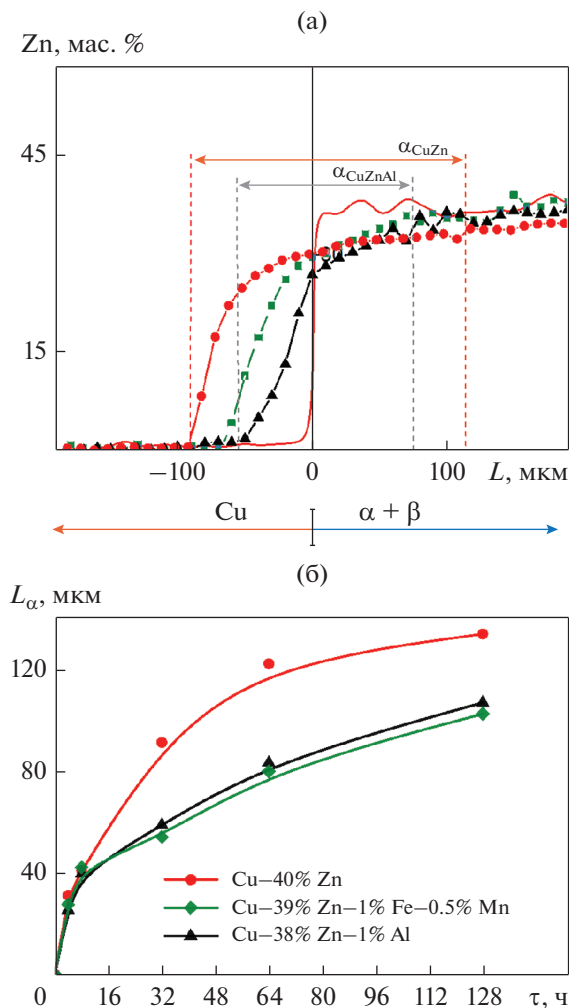


Рис. 6. Концентрационный профиль цинка на границе раздела медь/латунь до (линия) и после (символы) 128 часов отжига при 550°C (пунктирными линиями обозначена ширина α -слоя в сплавах Cu–0% Zn – ●, Cu–39% Zn–1% Fe–0.5% Mn – ■ и Cu–38% Zn–1% Al – ▲) (а) и изменение ширины α -слоя в процессе отжига (б) в исследуемых сплавах.

ния напряжения на 1–2 МПа меньше, а относительные удлинения в 1.3–1.6 раза больше, чем при испытаниях с постоянной скоростью деформации.

2. При сверхпластической деформации с постоянной скоростью $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ анализом эволюции структуры поверхности образцов сплавов с нанесенными маркерными сетками, полученными ионным травлением, показано, что легирование приводит к уменьшению вклада зернограничного скольжения более чем в два раза и увеличению роли внутриверной деформации, чем можно объяснить снижение остаточной пористости более чем в 3 раза при легировании алюминием или железом и марганцем.

3. Путем сравнительного анализа α -фазы, образованной при отжиге на границе раздела двухфазный сплав/медь, показано, что скорость диффузии цинка/меди в легированных Al, Fe, Mn латунях ниже, чем в двойной латуни, таким образом, легирование может приводить к снижению скорости миграции границ зерен, и, как следствие, к уменьшению среднего размера зерна и ослаблению зернограничного скольжения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках и государственного задания № 11.7172.2017/8.9 на 2017–2019 гг.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Nieh T.G., Wadsworth J., Sherby O.D.* Superplasticity in Metals and Ceramics. New York: Cambridge University Press, 2005. 287 p.
2. *Новиков И.И., Портной В.К.* Сверхпластичность сплавов с ультрамелким зерном // М.: Metallurgy, 1981. 168 с.
3. *Mohan A., Yuan W., Mishra R.S.* High strain rate superplasticity in friction stir processed ultrafine grained Mg–Al–Zn alloys // Mater. Sci. Eng. A. 2013. V. 562. P. 69–76.
4. *Мулюков Р.Р., Имаев Р.М., Назаров А.А., Имаев В.М., Имаев М.Ф., Валитов В.А., Галеев Р.М., Дмитриев С.В., Корзников А.В., Круглов А.А., Лутфуллин Р.Я., Маркушев М.В., Сафиуллин Р.В., Ситдииков О.Ш., Трифионов В.Г., Утяшев Ф.З.* Сверхпластичность ультрамелкозернистых сплавов: Эксперимент, теория, технологии. М.: Наука, 2014. 284 с.
5. *Kaibyshev O.A.* Superplasticity of Alloys, Intermetallics and Ceramics. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1992. 317 p.
6. *Портной В.К., Кожанов В.А.* Топографические особенности сверхпластической деформации двухфазной латуни // ФММ. 1983. Т. 55. Вып. 3. С. 592–597.
7. *Farabi E., Zarei-Hanzaki A., Pishbin M.H., Moallemi M.* Rationalization of duplex brass hot deformation behavior: The role of microstructural components // Mater. Sci. Eng. A. 2015. V. 641. P. 360–368.
8. *Lin Fa-yu, Huang Yi-hong, Ruan Feng.* A study on the superplasticity of brass and its applications // International Journal of Machine Tool Design and Research. 1986. V. 26. № 1. P. 51–60.
9. *Padmavardhani D. and Prasad Y.V.R.K.* Characterization of Hot Deformation Behavior of Brasses Using Processing Maps: Part I. α Brass // Met. Trans. A. 1991. V. 22A. № 12. P. 2985–2992.
10. *Kawazoe H., Takasugi T., Izumi O.* Cyclic deformation of α/β brass two-phase bicrystals – I. slip behavior // Acta Metall. 1989. V. 37. № 11. P. 2883–2894.
11. *Humpries C.W., Ridley N.* Cavitation during the superplastic deformation of an α/β brasses // J. Mater. Sci. 1978. V. 13. № 11. P. 2477–2482.
12. *Яковцева О.А., Михайловская А.В., Котов А.Д., Портной В.К.* Влияние легирования на сверхпластичность двухфазных латуней // ФММ. 2016. Т. 117. № 7. С. 765–772.

13. *Sagat S., Taplin D.M.R.* Fracture of a superplastic ternary brass // *Acta Metallurgica*. 1976. V. 24. № 4. P. 307–315.
14. *Yakovtseva O.A., Mikhaylovskaya A.V., Pozdniakov A.V., Kotov A.D., Portnoy V.K.* Superplastic deformation behaviour of aluminium containing brasses // *Mater. Sci. Eng. A*. 2016. V. 674. P. 135–143.
15. *Blandin J.J. and Sury M.* Cavity nucleation during superplastic deformation // *Scripta Met.* 1989. V. 23. P. 1503–1508.
16. *Aigeltinger E.H., Gifkins R.C.* Grain-boundary sliding during diffusional creep // *J. Mat. Sci.* 1975. V. 10. № 11. P. 1889–1903.
17. *Belzunce J., Suery M.* Analysis of cavity growth and fracture in superplastic α/β brasses // *Acta Metal.* 1983. V. 31. № 10. P. 1497–1504.
18. *Humpries C.W., Ridley N.* Cavitation during the superplastic deformation of an α/β brasses // *J. Mater. Sci.* 1978. V. 13. № 11. P. 2477–2482.
19. *Rust M.A., Todd R.I.* Surface studies of Region II superplasticity of AA5083 in shear: Confirmation of diffusion creep, grain neighbor switching and absence of dislocation activity // *Acta Mater.* 2011. V. 59. P. 5159–5170.
20. *Alabort E., Kontis P., Barba D., Dragnevski K., Reed R.C.* On the mechanisms of superplasticity in Ti–6Al–4V // *Acta Mater.* 2016. V. 105. P. 449–463.
21. *Sotoudeh K., Bate P.S.* Diffusion Creep and Superplasticity in Aluminium Alloys // *Acta Mater.* 2010. V. 58. P. 1909–1920.
22. *Mikhaylovskaya A.V., Yakovtseva O.A., Golovin I.S., Pozdniakov A.V., Portnoy V.K.* Superplastic deformation mechanisms in fine-grained Al–Mg based alloys // *Mater. Sci. Eng. A*. 2015. V. 627. P. 31–41.
23. *Masuda H., Kanazawa T., Tobe H., Sato E.* Dynamic anisotropic grain growth during superplasticity in Al–Mg–Mn alloy // *Scripta Mater.* 2018. V. 149. P. 84–87.
24. *Tokunaga T., Ohno M.* Microstructure evolution during superplastic deformation of an Al-coated Mg alloy sheet // *J. Alloys Compounds*. 2019. V. 805. P. 436–443.
25. *Портной В.К., Алалыкин А.А., Еришов А.Н.* Определение показателей сверхпластичности: Методическая рекомендация МР 252_31_86. М.: ВИЛС, 1986. 22 с.
26. *Новиков И.И., Портной В.К.* Особенности сверхпластической деформации некоторых алюминиевых сплавов. // *Изв. Вузов. Цветная металлургия*. 2001. № 4. С. 4–11.
27. *Mikhaylovskaya A.V., Yakovtseva O.A., Sitkina M.N., Kotov A.D., Portnoy V.K.* Comparison between superplastic deformation mechanisms at primary and steady stages of the fine grain AA7475 aluminium alloy // *Mater. Sci. Eng. A*. 2018. V. 718. P. 277–286.