

УДК 539.67, 669.017.

М. В. Лысый, к. ф-м. н., доц.; А. И. Билюк, к. ф-м. н., доц.;
А. Д. Слободяник, к. т. н., доц.

СУБСТРУКТУРНОЕ УПРОЧНЕНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ТЕРМОЦИКЛЕВАНИЯ

Произведена оценка определения параметров дислокационной структуры и характеристик амплитудной зависимости внутреннего трения по кривым зависимости затухания в алюминиевых сплавах.

***Ключевые слова:** термоциклирование, композиционные материалы, точечные дефекты, дислокационная структура, примесные атомы, субструктурное упрочнение, внутреннее трение.*

Введение

В условиях научно-технического прогресса существует постоянная потребность в создании материалов со свойствами, не присущими природным материалам. К таковым относятся композиционные материалы (КМ). Чаще всего в роли матрицы в таких материалах используют не чистый алюминий, а его сплавы, в которых компонентами являются атомы меди и цинка. Присутствие в техническом алюминии данных примесей влияет на формирование субструктуры, поэтому необходимо исследовать влияние этих примесей на упрочнение алюминиевых сплавов в процессе их термоциклирования.

Постановка задачи

Амплитудную зависимость внутреннего трения (АЗВТ) объясняют взаимодействием дислокаций с точечными дефектами. При малых переменных напряжениях происходит колебания сегментов дислокации в соответствии с моделью Гранато – Люкке (ГЛ) [1, 6]. Отрыв отрезка дислокации от примесных атомов обуславливает появление амплитудной зависимости декремента, происходящее при определенной величине амплитуды, которую называют критической. Вторая критическая амплитуда соответствует отрыву дислокационной петли от узлов дислокационной сетки согласно модели Франка – Рида. Соответственно измеренные характеристики амплитудной зависимости внутреннего трения (ВТ) напрямую связаны с параметрами дислокационной структуры: величиной энергии связи дислокационной линии с точечными дефектами и узлами дислокационной сетки, длиной отрезков, сегментов и плотностью дислокаций. Поэтому в работе предпринята попытка оценки указанных параметров дислокационной структуры по кривым амплитудной зависимости внутреннего трения.

Результаты исследований

Амплитудно зависимое внутреннее трение (АЗВТ) позволяет не только оценить весь комплекс характеристик дислокационной структуры, но и проследить за их развитием под действием температурно-временных и силовых факторов. Среди различных моделей АЗВТ наиболее универсальной является модель ГЛ [1]. Аналитическое обоснование теории АЗВТ и ее модификаций приведены в работах [1, 2, 3, 4].

Для исследования были выбраны алюминиевые сплавы Al-2%Cu-2%Zn (сплав 1), Al-2%Cu (сплав 2). При выборе материалов учитывали то, что в этих сплавах можно достичь дополнительного упрочнения за счет создания субструктуры и ее стабилизации путем выделения дисперсной фазы.

Для создания в исследуемых материалах развитой субструктуры термоциклирование проводили в интервале температур $510 - 20$ °C со скоростью нагревания и охлаждения 50 °C·с⁻¹. Внешняя нагрузка растяжения составляла $0,2-0,4\sigma_{0,2}$. Внутреннее трение измеряли на низкочастотном (~1Гц) устройстве типа обратного крутящего маятника [2, 3].

На рис. 1, 2, 3, 4 приведены результаты АЗВТ после 20 ТЦО (кривая 1) и 20 ТЦО в поле внешней нагрузки (кривая 2) для сплава Al-2%Cu-2%Zn и сплава Al-2%Cu.

Значение второй критической амплитуды деформации $\gamma_{кр.2}$ после 20 ТЦО в поле внешней нагрузки, характеризующей процесс размножения и движения дислокаций в твёрдом растворе по механизму Франка – Рида, больше в $1.29 - 1.74$ (сплав 1), $1.26 - 1.62$ (сплав 2) раз, чем после 20 циклов обычного ТЦО (рис. 1, 2, 3, 4).

Если амплитуды колебаний малы ($\gamma < \gamma_{кр.1}$), основной вклад в затухание при малых деформациях вносят колебания дислокационных сегментов (L_c), которые закреплены атомами-примесями. В этом случае выражение для логарифмического декремента колебаний δ_1 может быть записано в виде:

$$\delta_1 = \frac{120\Omega B_o \omega \Lambda L^4}{\pi^4 C}, \quad (1)$$

где B_o – постоянная затухания; C – сила на единицу длины дислокации, обусловленная натяжением согнутой дислокации, ω – частота колебаний, Λ – плотность дислокаций, L – эффективная длина дислокации.

В следующей области, соответствующей деформациям $\gamma_{кр.1} < \gamma < \gamma_{кр.2}$, происходит отрыв дислокаций от примесных атомов и они остаются закрепленными только в узлах дислокационной сетки L_n (L_n – длина дислокаций между сильными точками закрепления). Рассеивание механической энергии в материалах, согласно с теорией, описывают формулой:

$$\delta_2 = \frac{C_1}{\gamma} \cdot \exp\left(-\frac{C_2}{\gamma}\right), \quad (2)$$

где C_1 и C_2 – коэффициенты, которые определяют из данных АЗВТ в координатах ГЛ $\ln(Q^{-1} \gamma \pi) = f(1/\gamma)$. Постоянная C_1 связана с плотностью дислокаций Λ соотношением:

$$C_1 = A_1 \Lambda L_n^3 / L_c^2, \quad (3)$$

а постоянную C_2 определяет длина дислокационного сегмента:

$$C_2 = k \eta a / L_c, \quad (4)$$

где $A_1 = (\Omega/\pi\theta)(P_m/4aM)$; P_m – сила отрыва дислокации от точки закрепления; θ – фактор, который зависит от напряжения на плоскости скольжения; Ω – ориентационный фактор; a – параметр решётки; η – фактор размерности; $k = 0,2-0,3$ – коэффициент размерности.

Вторая критическая амплитуда деформации $\gamma_{кр.2}$ соответствует напряжению, которое вызывает генерирование дислокаций источниками длиной L_n по механизму Франка – Рида. С этой амплитуды начинается увеличение фона ВТ Q_0^{-1} . Между величинами $\gamma_{кр.2}$ и L_n (длина дислокации между сильными точками закрепления) существует соотношение:

$$L_n = b / \gamma_{кр.2}, \quad (5)$$

где b – вектор Бюргерса.

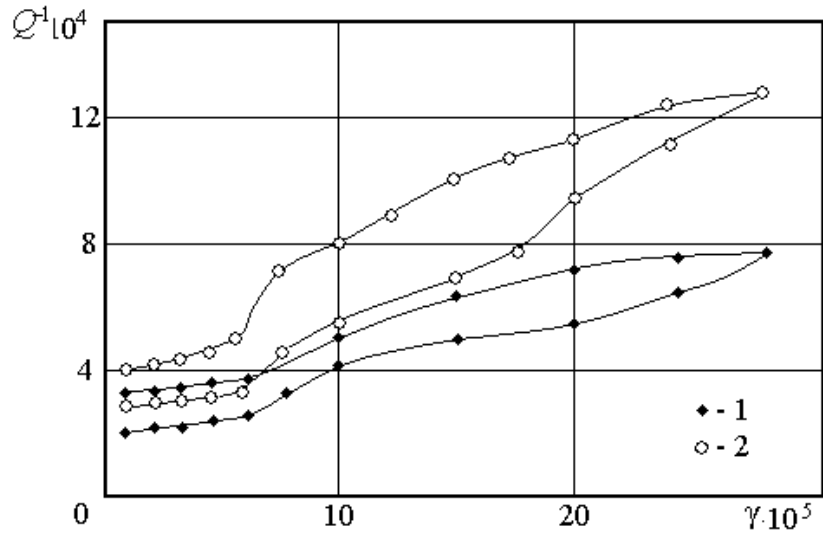


Рис. 1. Амплитудная зависимость внутреннего трения сплава Al-2%Cu-2%Zn после 20 ЦО в поле внешней нагрузки (1) и 20 ЦО (2)

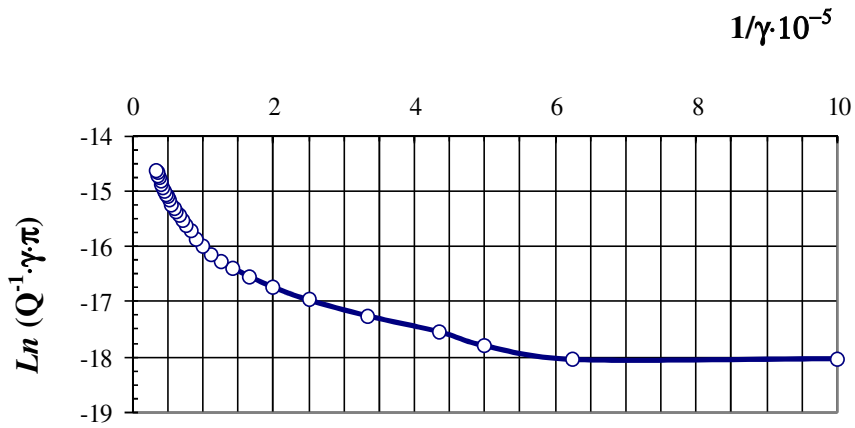


Рис. 2. Амплитудная зависимость внутреннего трения сплава Al-2%Cu-2% Zn после 20 ЦО в поле внешней нагрузки в координатах $\ln(Q^{-1}\gamma\pi)=f(1/\gamma)$

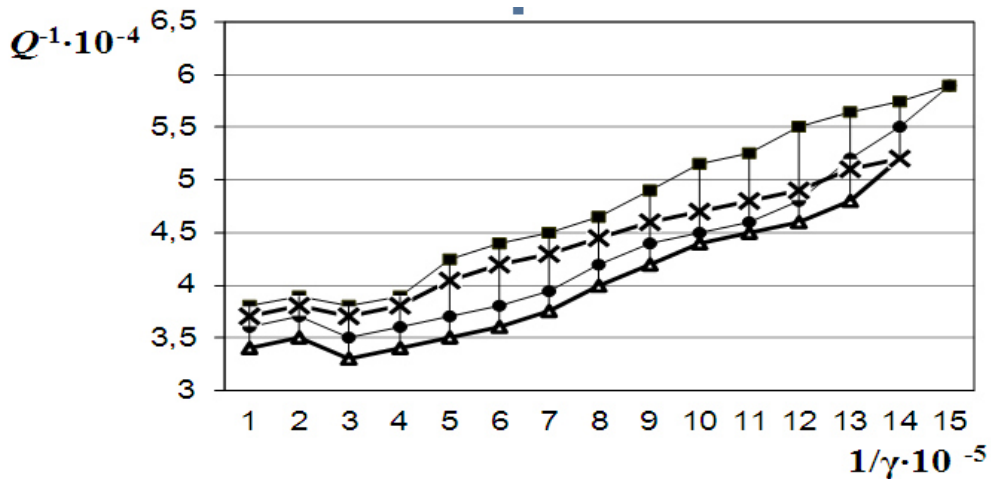


Рис. 3. Амплитудная зависимость внутреннего трения сплава Al-2%Cu после 20 ЦО в поле внешней нагрузки (Δ , \times) и 20 ЦО (\bullet , \blacksquare)

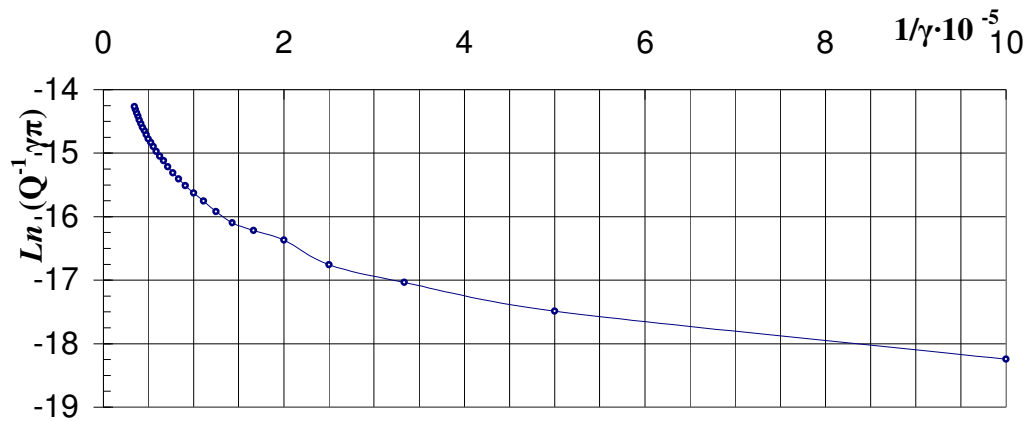


Рис. 4. Амплитудная зависимость внутреннего трения сплава Al-2%Cu после 20 ТЦО в поле внешней нагрузки в координатах $\text{Ln}(Q^{-1}\gamma\pi)=f(1/\gamma)$

Уравнения (3), (4) и (5) позволяют найти параметры дислокационной структуры L_c , L_n и L . Кроме этого, метод АЗВТ позволяет определить энергию связи дислокации H_δ с блокирующим атомом по величине $\gamma_{кр.1}$ и дефект модуля $\Delta M/M$:

$$\gamma_{кр.1} = \frac{H_\delta - b}{Mb^3}, \tag{6}$$

$$\frac{\Delta M}{M} = \frac{6\Omega L^2}{\pi^2}, \tag{7}$$

где c_δ – концентрация примесевых атомов на дислокации ($c_\delta = L_n/L_c$).

Расчеты параметров дислокационной структуры, сделанные на основе теории ГЛ, соответствуют результатам эксперимента при деформациях $\gamma_{кр.1} < \gamma < \gamma_{кр.2}$. Но данный метод имеет существенный недостаток, поскольку определенные таким образом константы C_1 и C_2 описывают непосредственно экспериментальную зависимость лишь в узкой области спектра амплитудной зависимости ВТ, поэтому на основе теории Гранато – Люкке авторы [5] предлагают описание АЗВТ во всех областях методом регрессионного анализа. Экспериментальная зависимость хорошо описывает формула:

$$\delta = \sum_{i=1}^{\Lambda} \delta_i, \tag{8}$$

где δ_i рассчитывают на основе теории ГЛ [1] по формулам (2, 8).

С помощью этого метода решают систему линейных уравнений вида:

$$\frac{\partial \delta}{\partial (\ln C_1)} = \sum_{i=1}^{\Lambda} \left[\ln \delta_i - \left(\ln C_1 - \ln \gamma_i - \frac{C_2}{\gamma_i} \right) \right]^2 = 0, \tag{9}$$

$$\frac{\partial \delta}{\partial C_2} = \sum_{i=1}^{\Lambda} \left[\ln \delta_i - \left(\ln C_1 - \ln \gamma_i - \frac{C_2}{\gamma_i} \right) \right]^2 = 0,$$

решением которой являются уравнения:

$$C_2 = \frac{\Lambda \sum_{i=1}^{\Lambda} \left[(\ln \delta_i + \ln \gamma_i) \frac{1}{\gamma_i} \right] - \sum_{i=1}^{\Lambda} [\ln \delta_i + \ln \gamma_i] \sum_{i=1}^{\Lambda} \frac{1}{\gamma_i}}{\left(\sum_{i=1}^{\Lambda} \frac{1}{\gamma_i} \right)^2 - \Lambda \sum_{i=1}^{\Lambda} \frac{1}{\gamma_i^2}}, \tag{10}$$

$$C_1 = \exp \left[\frac{1}{\Lambda} \left(\sum_{i=1}^{\Lambda} (\ln \delta_i + \ln \gamma_i) + C_2 \sum_{i=1}^{\Lambda} \frac{1}{\gamma_i} \right) \right].$$

Расчет констант C_1 и C_2 , согласно выражениям (9, 10), лучше всего проводить на ЭВМ. Это позволяет избежать случайные экспериментальные значения, проведя перед началом вычислений сглаживание экспериментальных данных по методу парабол, и избежать громоздкости вычислений.

Получив значения для C_1 и C_2 и использовав выражения для C_1 и C_2 , согласно теории ГЛ, имеем возможность рассчитать параметры L_c и L_n между слабыми и сильными точками креплений, объемную плотность дислокаций Λ , концентрации точечных дефектов на дислокации c_d , а также энергию связи дислокации с атомами и дефект модуля.

В табл. 1, 2 сравнены результаты расчетов для сплавов Al-2%Cu-2%Zn и Al-2%Cu по методикам [1, 5]. Причем последние хорошо коррелируют с экспериментальными данными. Расхождение между ними не превышает 3 – 5%.

При достаточно малых значениях амплитуд деформаций проявляется микропластичность, вызванная движением дислокаций в поле переменных напряжений. В этом плане наиболее информативным является метод ВТ: с ростом амплитуды деформации в рассеивание энергии в материале вводят все новые дислокационные источники, вклад которых в общее поглощение энергии механических колебаний разный.

Таблица 1

Параметры дислокационной структуры сплава Al-2%Cu-2%Zn

N	$L_n \cdot 10^6, \text{ м}$		$L_c \cdot 10^8, \text{ м}$			$\Lambda \cdot 10^{-12}, \text{ м}^{-2}$			c_d		
	А, В	ГЛ	А	В	ГЛ	А	В	ГЛ	А	В	ГЛ
0	2.4	5.1	10	1.4	10.8	25	8.0	21.5	21	38	28
5	2.2	2.4	12	1.6	12.4	30	5.7	22.7	20	21	17
10	1.8	1.8	11	1.3	10.2	45	9.8	38.0	19	18	16
25	1.4	2.1	9	0.9	8.5	60	18.0	45.0	16	19	26
50	1.8	0.9	9.4	0.8	7.3	62	14.5	60.0	20	26	16

Таблиця 2

Параметры дислокационной структуры сплава Al-2%Cu

N	$L_n \cdot 10^6, \text{ м}$		$L_c \cdot 10^8, \text{ м}$			$A \cdot 10^{-12}, \text{ м}^{-2}$			c_D		
	А, В	ГЛ	А	В	ГЛ	А	В	ГЛ	А	В	ГЛ
0	2.15	2.90	11.1	10.4	11.5	17.1	5.5	1.5	19	20	25
5	2.02	2.35	10.3	9.1	11.2	15.5	6.4	7.9	19	22	21
10	1.65	2.10	10.1	7.3	9.3	21.5	8.9	10.1	16	22	22
25	1.48	2.04	9.5	6.8	7.6	25.9	23.6	26.6	15	22	27
50	1.58	1.50	8.2	6.2	5.3	36.8	21.9	22.1	19	25	28

Примечания*: 1. A ($\gamma_{кр.1} < \gamma < \gamma_{кр.2}$), B ($\gamma > \gamma_{кр.2}$) – расчёт параметров дислокационной структуры проводили по методике [5]. 2. ГЛ ($\gamma_{кр.1} < \gamma < \gamma_{кр.2}$) – по методике [1].

Выводы

Характерным для субструктурного упрочнения является интенсивный рост плотности дислокаций, блокируемых примесями во время дисперсионного твердения. При эквивалентных количествах термоциклов плотность дислокаций в условиях ТЦО в поле внешней нагрузки возрастает в 1,2 – 1,8 раза интенсивнее, чем при обычном термоциклировании (табл. 1, 2).

Развитие дислокационной структуры в процессе термоциклирования сопровождается резким уменьшением длины дислокационных сегментов между точками закрепления на дислокационных линиях (L_c) и между узлами дислокационной сетки (L_n). Такие данные получены из результатов измерения амплитудной зависимости ВТ с последующей их обработкой согласно моделям [1, 5] (табл. 1, 2).

Уменьшение параметров L_c и L_n после ТЦО в поле внешней нагрузки свидетельствует о значительном измельчении дислокационной сетки. Данное структурное состояние металлов характеризуют высокая энергоёмкость и их способность более равномерно распределять внешние напряжения по всему объёму материалов или технических конструкций из них, что в сочетании с повышенным уровнем термической стабильности заблокированных субграниц приводит к резкому повышению сопротивления пластической деформации при комнатной и повышенной температурах.

Таким образом, измерение амплитудных зависимостей ВТ на различных этапах субструктурного упрочнения металлов позволяет выявить общие закономерности формирования, стабилизации и распада сетей полигональных границ, состояние которых непосредственно определяет уровень и стабильность высокотемпературных свойств.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гранато А. Дислокационная теория поглощения // А. Гранато, К. Люкке // Ультразвуковые методы исследования дислокаций. – М. : Издательство иностранной литературы. – 1963. – С. 27.
2. Механическая спектроскопия металлических материалов / [Блантер М. С., Головин И. С., Головин С. А. и др.]. – М. : МИА, 1994. – 256 с.
3. Білюк А. І. Вплив термоцикування під навантаженням на структурні зміни дисперсійно-твердіючих алюмінієвих сплавів/ А. І. Білюк // Металофізика і новітні технології. – 1997. – Т. 19. – № 6. – С. 78 – 80.
4. Лисий М. В. Формування зміцнюючої субструктури в композиційних матеріалах на основі алюмінію / М. В. Лисий, О. В. Мозговий, А. І. Білюк // Вісник ВПІ. – 2012. – №3. – С. 148 – 153.
5. Зузяк П. М. Контроль дислокаційної структури матеріала методом регресійного аналізу/ П. М. Зузяк, А. І. Білюк, І. І. Федорчук // Матеріали 7-й Російської науково-технічної конференції "Демпфуючі матеріали". – Киров. –1994. – С. 142.
6. Влияние различных видов деформации на физико-механические свойства ГПУ- и ГЦК-металлов и сплавов / В. В. Калиновский, М. Б. Лазарева, Д. Г. Малыхин [и др.] // Успехи физики металлов. – 2015. – Т. 16, № 1. – С. 61 – 84.

Лысый Михаил Викторович – к. ф-м. н., доцент кафедры общей физики.
Винницкий национальный технический университет.

Билюк Анатолий Иванович – к. ф-м. н., доцент кафедры физики.
Винницкий государственный педагогический университет.

Слободяник Анатолий Дмитриевич – к. т. н., доцент кафедры общей физики.
Винницкий национальный технический университет.