

α -Si-эвтектике наблюдается в сплаве, обработанном лигатурой Al—32 % Sr — 20 % Si.

Газонасыщенность сплавов, определяемая на установке LGT (ПНР), оказалась максимальной у сплава, обработанного базовой лигатурой Al— 30 % Sr. Она значительно ниже у сплавов, модифицированных лигатурами с 10 и 5 % стронция, и особенно приготовленными в вакууме.

При микроскопическом наблюдении пористости структура сплава АЛ4, модифицированного лигатурами разного состава, практически не отличается от немодифицированного, за исключением обработанного лигатурой Al — 30 % Sr; в этом случае плотность микропустот повышается.

В то же время испытания на герметичность образцов, модифицированных разными лигатурами, показали большое различие их способности сопротивляться протеканию нагнетаемого воздуха. Все образцы с литейной коркой вообще не пропускали воздуха под давлением до 600 кПа (6 атм.). После механической обработки образцы из сплавов, модифицированных исходной лигатурой Al — 30 % Sr, оказались негерметичными уже при давлении воздуха в сети 400 кПа (4 атм.). Сплавы, модифицированные лигатурами с 5 и 10 % Sr, пропускали газ под давлением 600 кПа (6 атм.), а сплавы, обработанные тройной лигатурой, при таком же давлении — в меньшей степени.

Таким образом, при номинальных добавках стронция (0,02—0,05 %) введение в расплав алюминиево-стронциевых лигатур с разным содержанием модификатора не оказывает существенного влияния на литейные свойства силуминов. Однако герметичность отливок сильно зависит от состава лигатуры и улучшается с понижением содержания в ней стронция.

ЛИТЕРАТУРА

1. Модифицирование силуминов стронцием / И.Н.Ганиев, П.А.Пархутик и др. — Мн., 1985. — 142 с. 2. П о с т н и к о в Н.Е. Высокогерметичные алюминиевые сплавы. — М., 1972. — 160 с.

УДК 669.35.871.017.3

Р.Л.ТОФПЕНЕЦ, Т.В.БАШУН

РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЕРОЯТНОСТИ ДЕФЕКТОВ УПАКОВКИ В СПЛАВАХ Cu--Ge, Cu--Ga

Научное прогнозирование фазового состава и комплекса свойств промышленных сплавов требует учета влияния легирующих элементов на электронную структуру матричной составляющей и как следствие на изменение уровня энергии дефектов упаковки (ЭДУ), непосредственно связанного с дислокационной структурой сплава. Необходимость исследования дефектов упаковки вызвана прежде всего тем, что они влияют на кинетику всех процессов, при которых динамика структурных изменений в сплаве связана с реализацией деформационного упрочнения и разупрочнения. Энергия дефектов упаковки влияет на сопротивление пластической деформации, кинетику

фазовых превращений и морфологию результирующих фаз, развитие коррозии под напряжением, характеристики трения и изнашивания материалов.

Один из возможных путей снижения ЭДУ металлических материалов — их легирование. Установление факторов, определяющих уровень ЭДУ твердых растворов, представляет значительные трудности. ЭДУ сплавов связана с их электронной концентрацией, разницей атомных радиусов легирующего элемента и растворителя, изменением топологии поверхности Ферми и т.д. [1]. Однозначной интерпретации влияния этих факторов до настоящего времени не имеется.

Качественная оценка изменения ЭДУ (γ) при легировании сплавов может быть найдена по рентгенографически определяемой вероятности дефектов упаковки (α), связанной с ЭДУ соотношением типа $\alpha \propto \rho/\gamma$ или $\alpha \propto \langle \epsilon^2 \rangle / \gamma$, где ρ — плотность дислокаций, $\langle \epsilon^2 \rangle$ — среднеквадратичное смещение атомов от положения равновесия, характеризующее микродеформации решетки.

В статье приводятся результаты рентгенографического исследования вероятности дефектов упаковки сплавов на основе меди с добавками галлия и германия 1 и 5 % (ат.). Для определения α применен обобщенный метод синусов [2]. Для характеристики вероятности в этом случае использована величина δ , не зависящая от изменений параметра решетки твердого раствора, искажений ее вокруг дефекта упаковки. Использовалась пара дифракционных линий (111), (200) на рентгенограммах порошковых образцов, полученных напилькой отожженных сплавов.

Для этого случая

$$\alpha = 8,3\delta,$$

$$\delta = \left(\frac{\sin^2 \vartheta_2}{\sin^2 \vartheta_1} \right)_{\text{н.д.}} - \left(\frac{\sin^2 \vartheta_2}{\sin^2 \vartheta_1} \right)_{\text{д}},$$

где индексы указывают состояние металла (н.д. — недеформированный, д. — деформированный).

Съемку проводили по точкам (через 0,01 град) на дифрактометре ДРОН-2 с использованием монохроматизированного $\text{Cu}_K\alpha$ -излучения. Положение максимума определяли по методу, предложенному в работе [3]. Погрешность определения α составляла $\pm 2 \cdot 10^{-3}$.

Полученные результаты представлены в табл. 1. Использованные легирующие элементы отличались валентностью (3 и 4 для галлия и германия соответственно), предельной растворимостью в меди (рис. 1) и атомными диаметрами: $d_{\text{Ga}} = 2,700 \text{ \AA}$, $d_{\text{Ge}} = 2,788 \text{ \AA}$ (при $d_{\text{Cu}} = 2,551 \text{ \AA}$).

Известна зависимость вероятности дефектов упаковки от разности валентностей основы и легирующего элемента ΔE и электронной концентрации e/a :

$$\alpha = \alpha_0 \exp K |\Delta E| x = \alpha_0 \exp K \left(\frac{e}{a} - 1 \right), \quad (1)$$

где α_0 — вероятность дефектов упаковки основы; K — постоянная; x — атомная концентрация легирующего элемента.

Табл. 1. Вероятность дефектов упаковки исследуемых сплавов

Содержание легирующего элемента, % (ат.)	Электронная концентрация e/a	Степень размерного несоответствия $\epsilon = \frac{ d_{Cu} - d_{Me} }{d_{Cu}}$	Вероятность дефектов упаковки $a \cdot 10^3$
Cu + 1 % Ge	1,03	0,093	6,0
Cu + 5 % Ge	1,15		10,8
Cu + 5 % Ga	1,02	0,058	5,0
Cu + 5 % Ge	1,1		9,1

В соответствии с зависимостью (1) вероятность дефектов упаковки выше в сплаве с большей разницей валентностей основы и легирующего элемента. Однако имеющиеся экспериментальные данные по некоторым медным сплавам свидетельствуют о том, что ΔE не является единственным и основным фактором, определяющим вероятность дефектов упаковки [4].

Более корректно анализировать зависимость вероятности дефектов упаковки от концентрации легирующего элемента с учетом предельной его растворимости:

$$\ln a = \ln a_0 + K_1 \left[\frac{x}{x^*} / \left(1 + \frac{x}{x'} \right) \right],$$

где x' — предел растворимости легирующего элемента при высокой температуре; K_1 — постоянная.

Сопоставление валентностей меди, германия, галлия и экспериментальных значений вероятности дефектов упаковки показывает на отсутствие существенных различий для сплавов Cu—Ge и Cu—Ga, особенно для слаболегированных сплавов (1 %). Имеющиеся в литературе данные о резком сниже-

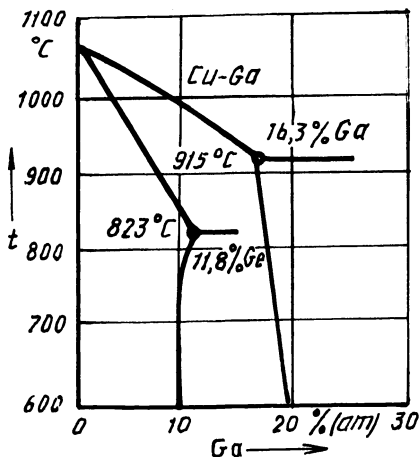


Рис. 1. Линии солидуса и границы растворимости галлия и германия в меди

нии ЭДУ в слабоконцентрированных сплавах объясняются, очевидно, особенностями дислокационной структуры этих сплавов. Полученные значения a в этих случаях определяются пределом чувствительности метода.

В сплавах, легированных галлием или германием (5%), большие значения a отмечены для сплава с германием, что объясняется как большей разницей валентностей, так и меньшей растворимостью германия в меди; этот сплав располагается ближе к фазовой границе. Оценка энергии дефектов упаковки по a приводит к значениям порядка $7 \cdot 10^{-3}$ и $12 \cdot 10^{-3}$ Дж/м² для сплавов Cu + 5% Ge и Cu + 5% Ga соответственно.

Проведенное исследование позволяет анализировать структурообразование сплавов при термоциклической обработке с учетом влияния энергии дефектов упаковки на эффект их деформационного упрочнения и разупрочнения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Вишняков Я.Д. Дефекты упаковки в кристаллической структуре. — М., 1970. — 215 с. 2. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скканов Ю.А. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. — М., 1970. — 368 с. 3. Куколь В.В. Определение положения максимума K_{a_1} -положения дублета по профилю дублетной дифракционной линии // Завод. лаб. — 1966. — Т. 31, № 6. — С. 706—708. 4. Gallagher P.G.J. The Influence of Alloying, Temperature and Related Effects on the Stacking Fault Energy / Met. Frans. — Vol. 1, N 9. — 1970. — P. 2429—2461.

УДК 669.14.018.8:669-157.97

И.И.ШИМАНСКИЙ

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ H27Ю2Т2Б

В связи с увеличением производства мартенситностареющих сталей актуальной становится задача выбора наиболее эффективного и оптимального метода их термической обработки. Мартенситностареющие сплавы представляют сложные многокомпонентные системы, термическая обработка которых основана на реализации прямого и обратного $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ -превращений, распаде пересыщенного твердого раствора легирующих элементов в железе. Перспективными в отношении воздействия на характер превращений являются способы термической обработки с использованием циклических тепловых воздействий.

На примере стали H27Ю2Т2Б была исследована возможность улучшения структуры и свойств мартенситностареющих сталей за счет сочетания различных вариантов термоциклирования в области температур закалки и старения. Сталь H27Ю2Т2Б относится к высокопрочным стареющим аустенитно-мартенситного класса. Температурный интервал мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения составляет $-25 \dots -160$ °С, обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения — $500 \dots 670$ °С. Традиционная термическая обработка включает закалку от температур $850 \dots 900$ °С и старение при $520 \dots 540$ °С.

Высокотемпературная термоциклическая обработка (ВТЦО) проводилась