

между ферритными и перлитными зернами. Возрастает объем, занимаемый ферритными зернами, что связано с частичным растворением цементитных пластин.

Характер изменения микротвердости и плотности дислокаций в зависимости от температуры и степени деформации соответствует картине изменения прочностных свойств стали.

Для стали 40X при незначительной степени деформации прочностные свойства возрастают с одновременным падением пластичности (рис. 2). При достижении критической степени деформации  $\epsilon_{кр}$  наблюдается перегиб: после отжига  $\epsilon_{кр} = 30\%$ ,  $\sigma_B = 770$  МПа, после закалки и отпуска при  $600^\circ\text{C}$   $\epsilon_{кр} = 20\%$ ,  $\sigma_B = 1210$  МПа, после закалки и отпуска при  $500^\circ\text{C}$   $\epsilon_{кр} = 18\%$ ,  $\sigma_B = 1350$  МПа, после закалки и отпуска при  $200^\circ\text{C}$   $\epsilon_{кр} = 15\%$ ,  $\sigma_B = 2300$  МПа. При этом чем выше прочностные свойства исходного материала перед упрочнением, тем ниже критическая степень деформации. Связано это, по-видимому, с тем, что основным механизмом упрочнения стали является насыщение ее структуры внутренними дефектами.

Предварительное взрывное деформирование стали 40X оказывает влияние на процесс ее последующей термообработки. Как видно из рис. 3, предварительная деформация взрывом приводит к повышению конструкционной прочности материала: тем же значениям прочности, что и при стандартной термообработке [2, 3], соответствует большая пластичность. Объясняется это тем, что деформирование взрывом увеличивает дефектность структуры с более равномерным распределением дефектов по объему металла. При последующей закалке это приводит к увеличению числа центров зарождения мартенсита, уменьшению зерна и получению однородной структуры по объему металла.

Для практического применения рекомендуется закалка стали 40X с отпуском при  $500^\circ\text{C}$  совместно с деформационным упрочнением взрывом с  $\epsilon = 5...40\%$ . Упрочнение взрывом можно проводить как до, так и после термообработки.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Процесс высокоскоростного деформирования цилиндрической оболочки энергией взрыва / В.Н. Ковалевский, Ю.Г. Алексеев, А.П. Симончик, М.А. Павлюкевич // Проблемы повышения прочности элементов машиностроительных конструкций. — Пермь, 1983.
2. Справочник по машиностроительным материалам / Под ред. Ю.А. Геллера. — М., 1959.
3. Тылкин М.А. Справочник термиста ремонтной службы. — М., 1981.

УДК 621.746.6

В.Ф. СОБОЛЕВ, А.Н. ЧИЧКО,  
кандидаты техн. наук (БПИ)

#### КЛАССИФИКАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ ХИМИЧЕСКОЙ МИКРОНЕОДНОРОДНОСТИ ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ

Для разработки классификационной модели химической микронеоднородности двойных алюминиевых систем, полученных в неравновесных условиях, с помощью микрорентгеноспектрального анализа (микрoанализатор "Ка-

Табл. 1. Характер распределения элементов в двойных  
алюминиевых сплавах

Сплав	Содержание элементов, % (по массе)		Сплав	Содержание элементов, % (по массе)	
	твёрдый раствор	первичные фазы		твёрдый раствор	первичные фазы
Al-Mn	0,3	14,5	Al-Ni	0,5	23,7
Al-Co	0,1	13,1	Al-Ce	1	21,2
Al-Zr	Фон	49,9	Al-Cu	1,5	40,3
Al-Mo	То же	22	Al-Mg	1	4,5
Al-Ti	"	32,9	Al-Sn	Фон	96,9
Al-W	"	32,3	Al-Bi	То же	98
Al-Cr	"	17,8	Al-Ca	"	23,3
Al-Nb	"	42,5	Al-Cd	"	97
Al-Zn	1,2	4,5	Al-Ag	1,2	9,3

мека") были изучены элементы в двойных сплавах алюминия, содержащих 4 % (по массе) легирующей добавки. Результаты исследований приведены в табл. 1.

Анализ диаграмм состояния изученных систем и характера распределения их компонентов позволил установить определенную закономерность формирования химической микронеоднородности. Все изученные системы по характеру микронеоднородности и степени межатомного взаимодействия можно разделить на четыре группы (табл. 2).

Приведенную классификацию можно объяснить с точки зрения характера межатомного взаимодействия компонентов на основе учета особенностей строения диаграмм состояния. Интерметаллиды этой группы легирующих элементов имеют высокие твердость и температуру плавления, что свидетельствует о значительном межатомном взаимодействии алюминия и легирующего элемента.

Как показывают экспериментальные данные, интерметаллиды этой группы начинают формироваться уже в жидком состоянии [1]. По-видимому, этому предшествует возникновение кластеров, близких по своей структуре к перечисленным интерметаллидам.

Для элементов второй группы классификационной системы характерно образование интерметаллидов с невысокими твердостью и температурами плавления, что свидетельствует о более слабой степени межатомного взаимодействия алюминия, и легирующих элементов. Атомы элементов второй классификационной группы не склонны к образованию устойчивых связей с алюминием в жидком состоянии, что ведет к формированию интерметаллидных фаз в конечной стадии процесса кристаллизации.

Третья группа элементов классификационной модели по диаграммам состояния имеет широкие области твердых растворов, что обуславливает особенности формирования микронеоднородности в сплавах. Это свидетельствует о более слабом межатомном взаимодействии алюминия и легирующих элемен-

Табл. 2. Классификационная модель химической микронеоднородности двойных алюминиевых сплавов

Группа	Компоненты сплава	Коэффициент химической неоднородности	Первичные фазы	Вторичные фазы	$P^*, K$
I	Zr	$K \gg 1$	ZrAl <sub>3</sub>	—	1324
	Nb	То же	NbAl <sub>3</sub>	—	1324
	Mo	"	MoAl <sub>12</sub>	—	1324
	Ti	"	TiAl <sub>3</sub>	—	1324
	W	"	WAl <sub>12</sub>	—	1324
	Cr	"	CrAl <sub>7</sub>	—	1324
	Mn	"	MnAl <sub>6</sub>	—	1324
	Co	"	Co <sub>2</sub> Al <sub>9</sub>	—	1324
II	Cu	$K < 1$	Твердый раствор	CuAl <sub>2</sub>	986
	Ca	То же		CaAl <sub>4</sub>	986
	Ni	"		NiAl <sub>3</sub>	986
III	Ge	$K \approx 1$	Твердый раствор	Твердый раствор	721
	Ag	То же			721
	Zn	"			721
	Mg	"			721
IV	Sn	$K \ll 1$	—	Олово	546
	Cd	То же	—	Кадмий	546
	Bi	$K \ll 1$	—	Висмут	546

\* Характеристика межатомного взаимодействия, определяемая по средней температуре плавления фаз.

тов третьей классификационной группы по сравнению с элементами первой и второй групп.

Четвертая группа легирующих элементов по диаграммам состояния характеризуется широкими фазовыми областями с несмешивающимися компонентами. Это позволяет сделать вывод о самом минимальном межатомном взаимодействии атомов типа алюминий — легирующий элемент.

Таким образом, анализ температур плавления и значений твердости интерметаллидных фаз в системах алюминия показывает, что между коэффициентом химической микронеоднородности сплава и степенью межатомного взаимодействия его компонентов существует определенная взаимосвязь. Чем сильнее межатомное взаимодействие компонентов, тем больше коэффициент химической микронеоднородности в структуре сплава. Для каждой группы легирующих элементов классификационной модели характерны определенные вид химической неоднородности и степень межатомного взаимодействия компонентов.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Романова А.В. Структура и свойства металлических расплавов // Металлы, электроны, решетка. – Киев, 1975.

УДК 621.715.046

Л.П. ДОЛГИЙ, Г.В. ДОВНАР, канд. техн. наук (БПИ),  
В.Г. ГОПИЕНКО, канд. техн. наук (ВАМИ)

### ПРИМЕНЕНИЕ БЫСТРООХЛАЖДЕННЫХ ЛИГАТУР ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ГЕТЕРОГЕННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Перспективным направлением использования быстроохлажденных лигатур в литейной технологии является введение их в расплав при неполном растворении. В этом случае растворяется лишь металлическая основа (эвтектика), и мелкие включения первичных фаз переходят в рабочий расплав практически без изменений.

Наибольшую трудность в технологии неполного растворения дисперсных частиц вызывает процесс разрушения прочной, инертной, термостойкой (температура плавления около  $2000^{\circ}\text{C}$ ) оболочки оксида алюминия, в которую заключены микрослитки быстроохлажденных лигатур (чешуйки, ленточки, порошки). Задача усложняется еще и тем, что температура процесса для большинства алюминиевых сплавов сравнительно невелика ( $620\text{--}660^{\circ}\text{C}$ ), так как находится в интервале ликвидус – солидус.

Предпринятые попытки введения дисперсных частиц в расплав с поверхности путем механического замешивания, а также небольшими порциями в период плавки не дали усвоения порошка более 20%. В связи с этим исследовалась возможность ввода быстроохлажденных лигатур в расплавы через флюсовую фазу. Флюсы подбирались исходя из следующих основных критериев: активность по отношению к оксиду алюминия, относительно невысокая температура плавления (до  $700^{\circ}\text{C}$ ) и высокая рафинирующая способность.

Исследовалась технология частичного растворения порошка САС-1-50 в силумине эвтектического состава (12% Si) для получения сплава Al – 18% Si и чешуек лигатуры Al – 10% Fe в соответствующем эвтектическом сплаве (1,8% Si) для получения сплава Al – 4,5% Fe.

Сплав САС-1-50 представляет порошок с частицами размером 1...50 мкм и имеет следующий химический состав: 25...30% Si, 5...7% Ni, остальное Al. Скорость охлаждения порошка –  $10^4$  °C/с. Средний размер первичных кристаллов кремния – 1...5 мкм.

Чешуйки сплава Al – 10% Fe получались закалкой из жидкого состояния методом заливки расплава на вращающийся медный диск-кристаллизатор. Расчетная скорость охлаждения –  $10^5$  °C/с. Первичных кристаллов алюминидов железа в структуре чешуек не было.

Экспериментально установлено, что наиболее полное усвоение порошка САС-1-50 в силумине при температуре  $620^{\circ}\text{C}$  происходит при использовании калия кремнефтористого. Для сравнения микроструктур параллельно гото-