

ковый эффект изменения сдвигающего напряжения с ростом степени деформации. При этом в каждом отдельном случае необходимо соблюдать условие первоначальной изотропности материала по структуре и механическим свойствам, иначе этот фактор неизбежно будет вносить соизмеримые погрешности в отдельные результаты в дальнейших испытаниях на усталостную прочность металлов.

УДК 621.78:539.53

Сивцова П. А., Шепелевич В. Г.

## ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Ni-Cr И ИХ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ ОТЖИГЕ

*Белорусский государственный университет  
Минск, Беларусь*

Быстрозатвердевшие сплавы алюминия обладают многими полезными с технической точки зрения качествами, например, повышенной твердостью. Вместе с тем, их термическая стабильность часто оставляет желать лучшего. Для широкого применения быстрозатвердевших сплавов целесообразно отыскать такие составы и методы их приготовления, которые позволили бы длительное время сохранять высокие механические свойства, присущие исходным состояниям таких сплавов, даже при работе в сложных температурных условиях.

Одной из перспективных систем подобного типа является система Al-Ni-Cr. Проведенные ранее исследования сплавов Al-1,7 % Ni-0,44 % Cr, Al-0,85 % Ni-0,22 % Cr, Al-0,42 % Ni-0,11 % Cr (все проценты здесь и далее — атомные) подтвердили высокую термическую устойчивость и хороший потенциал механических характеристик сплавов этой системы [1]. В развитие исследований по этой системе в представленном докладе изложены результаты исследований физических свойств и их изменений при отжиге у быстрозатвердевшего сплава системы Al-Ni-Cr с другим относительным содержанием легирующих компонент.

Сплав номинального состава Al-0,6 % Ni-0,6 % Cr был получен сплавлением алюминия чистотой 99,99 % со сплавами Al-2,4 % Ni и Al-1,5 % Cr в муфельной печи. Быстрозатвердевший сплав в виде фольги получался путем инъекции капли расплава (~0,2 г) на внутреннюю полированную поверхность вращающегося медного цилиндра. Максимальная длина полученных образцов достигала 7 см, их ширина — 10 мм. Толщина исследуемой фольги находилась

в пределах 30...80 мкм. Скорость охлаждения, как показал расчет [2], достигала  $\sim 10^6$  К/с. Сторона, прилегающая к кристаллизатору, имела зеркальную, а противоположная сторона — бугристую структуру.

Структура и химический состав поверхности фольги определялась на электронном микроскопе LEO-1455VP. Рентгеноструктурный анализ сплава проводился на дифрактометре ДРОН-3М в геометрии Брегга-Брентано в монохроматизированном медном излучении. Текстура изучалась методом обратных полюсных фигур. Полюсная плотность дифракционных линий рассчитывалась по методу Харриса [3]. Параметр элементарной ячейки определялся по положению линии (420). Микротвердость фольги исследовалась с помощью ПМТ-3 с приложением нагрузки 20 г в течение 15 с. Электросопротивление и термо-ЭДС фольги измерялось зондовым методом. Изохронный отжиг быстрозатвердевшей фольги проводился от комнатной температуры до 620 °С через 30 °С с выдержкой по 20 мин при каждой температуре отжига. Изотермический отжиг проводился в течение нескольких часов при различных температурах.

Структура поверхности фольги — ячеистая, с размером ячейки 1–2 мкм. На зеркальной стороне фольги ячеистая структура наблюдается только в воздушных карманах, остальная поверхность — гладкая. Различий в размерах ячеек на зеркальной и бугристой сторонах фольги не наблюдается. Микрофотографии показывают однородную поверхность с отсутствием включений. Достоверных отличий в химическом составе зеркальной и бугристой сторон фольги не выявлено.

Рентгенофазовый анализ показал, что помимо твердого раствора на основе алюминия, в фольге не исключается присутствие незначительного количества  $Al_3Ni$ . Малая высота дифракционных пиков этого соединения не позволяет судить об объемной доле этой фазы в нашем сплаве. Фольга текстурирована в направлении  $\langle 111 \rangle$ , что вообще характерно для быстрозатвердевших алюминиевых сплавов [4]. Выраженность текстуры выше на зеркальной стороне фольги, которая охлаждается быстрее, чем бугристая. Отжиг не вызывает существенных изменений полюсных плотностей дифракционных линий (табл.).

Параметр решетки полученной фольги меньше соответствующего чистому алюминию и равновесному твердому раствору, поэтому, если учесть результаты электронной микроскопии, можно сказать, что в полученном сплаве легирующие компоненты в основном находятся в пересыщенном твердом растворе. Рекристаллизационный отжиг при температуре 470 °С в течение 1 ч вызывает возрастание параметра элементарной ячейки до равновесного значения. При этом происходит выделение «излишков» никеля и хрома в виде включений  $Al_3Ni$  и  $Al_7Cr$ . На протяжении всего процесса отжига на зеркальной стороне фольги параметр элементарной ячейки чуть ниже, чем на бугристой.

Физическое уширение  $\beta$  линии (420) исходных образцов не зависит от стороны фольги и составляет  $2,6 \cdot 10^{-3}$  рад. По мере отжига оно показывает сложное поведение (рис. 1), сопряженное с изменениями микротвердости.

Полюсные плотности дифракционных линий сплава Al-0,6 % Ni-0,6 % Cr  
с зеркальной (А) и с бугристой (В) стороны фольги

| Дифракционная линия | Температура отжига, °С |     |     |     |     |     |     |     |     |     |     |     |     |     |
|---------------------|------------------------|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|
|                     | –                      |     | 170 |     | 260 |     | 320 |     | 410 |     | 470 |     | 560 |     |
|                     | А                      | В   | А   | В   | А   | В   | А   | В   | А   | В   | А   | В   | А   | В   |
| 111                 | 2,2                    | 1,7 | 2,1 | 1,7 | 2,0 | 1,5 | 2,1 | 1,5 | 2,0 | 1,6 | 2,0 | 1,5 | 2,1 | 1,4 |
| 200                 | 0,9                    | 1,0 | 0,9 | 1,1 | 0,8 | 0,9 | 0,9 | 1,0 | 0,8 | 1,0 | 0,9 | 1,1 | 0,9 | 1,0 |
| 220                 | 1,0                    | 1,1 | 1,0 | 1,0 | 0,9 | 1,2 | 1,0 | 1,1 | 1,0 | 1,2 | 1,0 | 1,0 | 1,0 | 1,1 |
| 311                 | 0,7                    | 0,9 | 0,9 | 1,0 | 1,0 | 1,1 | 0,9 | 1,0 | 0,9 | 1,0 | 0,9 | 1,1 | 0,9 | 1,0 |
| 331                 | 0,6                    | 0,7 | 0,6 | 0,6 | 0,7 | 0,6 | 0,6 | 0,7 | 0,6 | 0,7 | 0,7 | 0,7 | 0,6 | 0,7 |
| 420                 | 0,6                    | 0,7 | 0,6 | 0,7 | 0,7 | 0,9 | 0,6 | 0,9 | 0,8 | 0,6 | 0,6 | 0,7 | 0,6 | 0,7 |

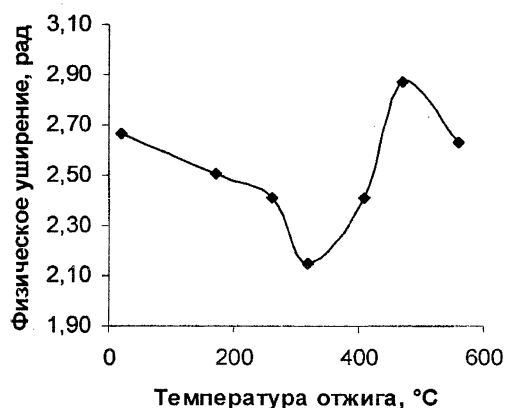


Рис. 1. Изменения физического уширения дифракционной линии (420) при отжиге

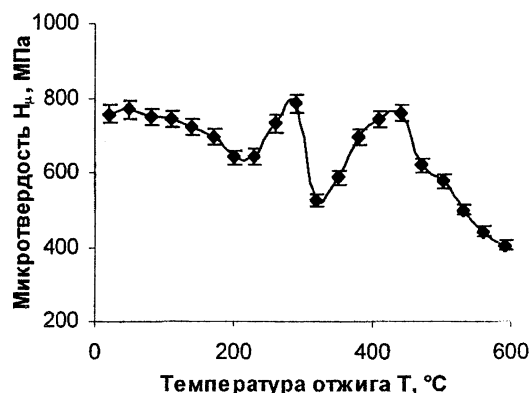


Рис. 2. Изменение микротвердости сплава при изохронном отжиге

Микротвердость полученной фольги составила 760 МПа, что сравнимо с максимальной достигнутой микротвердостью ранее исследованных сплавов этой системы [1]. Изохронный отжиг образцов подтверждает ранее полученные закономерности распада метастабильного состояния быстрозатвердевших сплавов этой системы (рис. 2). На фоне постоянного снижения микротвердости, вызванного вначале отжигом микронапряжений, а затем распадом твердого раствора и рекристаллизацией, наблюдается два ярко выраженных подъема твердости, причем первый из них не проявляется на кривой физического уширения дифракционной линии (420) алюминия, а второй совпадает с ее максимумом. Впрочем, первый пик микротвердости достаточно узок, поэтому существует

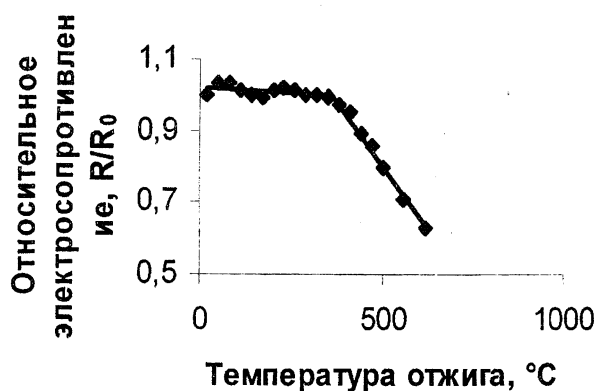


Рис. 3. Изменение электрического сопротивления фольги при изохронном отжиге.

тонное уменьшение микротвердости по мере отжига, а во втором наблюдается крайне незначительное ее изменение.

Исследование поведения электрического сопротивления сплава при отжиге показало, что процесс активного распада твердого раствора приходится на вторичное повышение микротвердости и начинается при 350 °C. Термо-ЭДС фольги в моменты максимумов твердости уменьшается примерно на 10%, но за исключением этих подъемов в целом при отжиге не изменяется.

Для подтверждения основных результатов, полученных при изохронном отжиге, был проведен изотермический отжиг. Отжиг в течение 3,5 ч при температурах 260 и 400 °C вызвал резкое повышение микротвердости сплава, а температуры 170, 300, 470 и 560 °C давали лишь ее понижение. Особенно интересно снижение твердости при 300 °C отжиге, которое подтверждает наличие изменения в графике микротвердости при изохронном отжиге, и, следовательно, многоэтапное старение сплава.

Предлагаемый механизм старения состоит в сложном распаде пересыщенного твердого раствора. На первом этапе происходит выделение фазы  $Al_3Ni$ , а на втором —  $Al_7Cr$ . Раздельное их выделение вызвано существенными различиями в степени пересыщения твердого раствора этими элементами: растворимость хрома в алюминиевых слитках составляет 0,1 ат. %, а никеля — менее 0,003 ат. %. Кроме того, диффузия никеля в алюминии в 30 раз выше, чем у хрома. Известно, что области, обогащенные никелем, возникают при рассматриваемых концентрациях никеля даже в сплавах, полученных сверхбыстрой закалкой из расплава. Таким образом, предвыделения присутствуют уже в фольгах в неотожженном виде, а при повышении температуры до 200 °C начинают расти включения фазы  $Al_3Ni$ . При дальнейшем повышении температуры начинается выделение фазы  $Al_7Cr$  с последующим их укрупнением.

вероятность, что он был просто пропущен при вынужденно более грубом отжиге для измерения физического уширения. Первичное повышение микротвердости можно связать с выделением из пересыщенного твердого раствора соединения  $Al_3Ni$ , а вторичное — с аналогичным процессом возникновения выделений  $Al_7Cr$ . Подобное поведение микротвердости не характерно для бинарных сплавов Al-Ni и Al-Cr. В первом из них происходит моно-

## ЛИТЕРАТУРА

1. Сивцова П. А., Шепелевич В. Г. //Машиностроение. — Мн., 2003. — Вып. 19. — 717 с.
2. Мирошниченко И. С. Закалка из жидкого состояния. — М. Металлургия, 1982. — 168 с.
3. Вассерман Г., Гревен И. Текстуры металлических материалов. — М.: Металлургия, 1969. — 654 с.
4. Shepelevich V. G., Neumerzhytskaya E. Yu., Gutko E. S., Siutsova P. A., Kuckorecko A. V. Texture of Rapidly Solidified Foils of Aluminium and Its Alloys // Accepted for publication in Journal of Alloys and Compounds.

УДК 621.762

Петюшик Е.Е., Азаров С.М. \*, Дробыш А.А

### ОЦЕНКА ПРОНИЦАЕМОСТИ ПОРИСТЫХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ПРИРОДНОГО КВАРЦА

*Белорусский национальный технический университет  
\*Институт общей и неорганической химии НАН Беларуси  
Минск, Беларусь*

Развитие техники и технологии, с одной стороны, и ухудшение экологической обстановки, с другой, актуализируют комплекс проблем очистки всевозможных жидких и газообразных сред. Решение этих проблем требует совершенствования методов и средств фильтрации, в частности, устройств механического фильтрования на основе пористых проницаемых изделий (ППИ) за счет повышения эксплуатационных характеристик последних. На фоне роста цен на энергоносители и сырье приоритетной задачей становится создание дешевых материалов, изделий и технологий их получения, которые в значительной степени определяют уровень и жизнеспособность промышленного производства в условиях жесткой конкуренции.

Традиционно ППИ получают методами порошковой металлургии из дискретных порошковых и волоконных материалов на основе металлов и керамики. Переход на использование отечественного сырья, например, природного кварца [1], ставит, наряду с разработкой новых технологий консолидации порошков, задачи по исследованию свойств получаемых материалов и установлению основных закономерностей, связывающих физико-химические, механические и другие свойства исходных материалов с технологическими режимами основных операций изготовления ППИ. Это крайне важно для научно обоснованного технологического управления эксплуатационными свойствами изделий.