

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg-Si ПОСЛЕ ВЗРЫВНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Алюминиевые сплавы остаются одними из наиболее популярных конструкционных материалов как в авиации и ракетостроении, так и в общем машиностроении, строительстве и высокотехнологичных отраслях промышленности. Так, сплавы системы Al-Mg-Si обладают высокой пластичностью, что позволяет подвергать их штамповке, вытяжке, отбортовке со значительными степенями деформации; они удовлетворительно свариваются аргоно-дуговой, роликовой и точечной сваркой, а также характеризуются высокой коррозионной стойкостью, не подвержены коррозионному растрескиванию под напряжением. Поэтому указанные выше сплавы нашли широкое применение в конструкциях, работающих в интервале температур от (+50) до (-70)°C: рамы, баки, трубопроводы, лопасти вертолетов, интерьеры кабин самолетов и вертолетов [1].

Совершенствование технологии производства летательных аппаратов требует использования прогрессивных технологических процессов. К таким процессам относятся взрывная штамповка и калибровка. Применение метода штамповки взрывом дает возможность уменьшить величину пружинения и получить детали высокой точности; сократить число операционных переходов и в отдельных случаях необходимость промежуточной термообработки; получить после формообразования значительное упрочнение деталей; штамповать детали больших габаритов и толщины.

Одной из проблем современных процессов формообразования и теории пластической деформации является влияние скорости нагружения на свойства материалов после процесса деформации. В зависимости от интервала скоростей, в котором происходит нагружение, у металлов появляются так называемые квазистатические или динамические свойства. Более того даже для одного и того же сплава скорость деформации, выше которой становится заметным эффект динамического деформационного упрочнения, зависит от структуры материала. Диапазон скоростей деформации, определяющих последеформационное упрочнение, достаточно широк: от гидростатической штамповки, где скорость деформации составляет $0,5 - 5 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, до гидровзрывного формообразования, где скорость деформации составляет $10^3 - 10^4 \text{ с}^{-1}$. Все эти проблемы следует рассматривать с учетом определенных механизмов пластической деформации.

Исследования влияния высокоскоростного деформирования на структуру и свойства алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Si проводились на образцах, изготовленных из сплава АД31. Химический состав

исследуемого сплава определен с помощью растрового электронного микроскопа с системой энергодисперсионного микроанализа РЭМ-106 (рис.1).

Элемент	Инт.	С %
Al	K 59907	98.59
Si	K 212	0.70
Mg	K 173	0.36
Fe	K 70	0.34

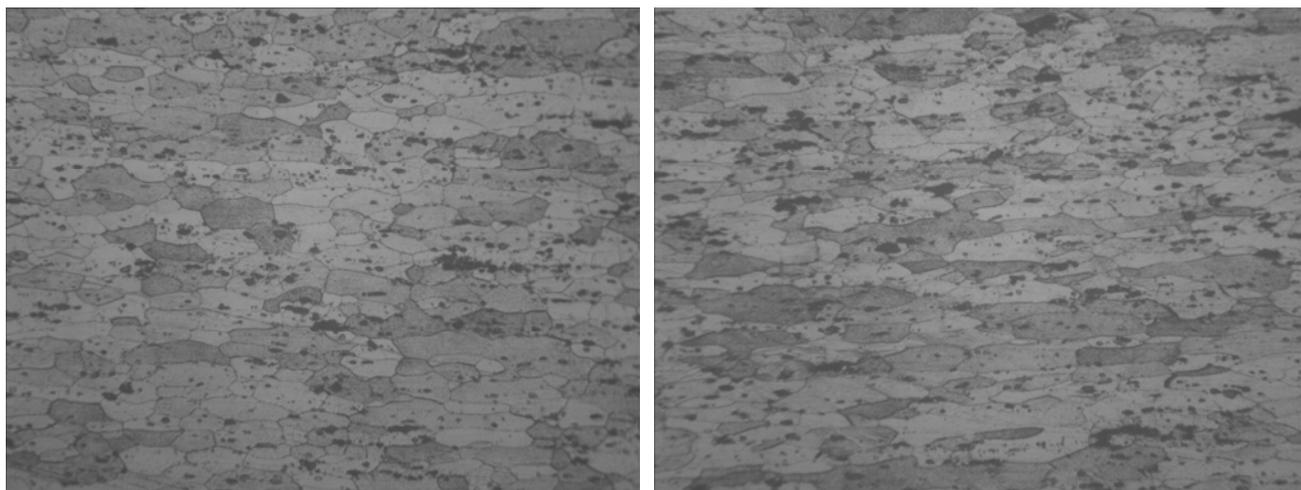
Рисунок 1 – Химический состав исследуемого сплава

В целях изучения структуры сплава после взрывного нагружения изготовлены микрошлифы. Изготовление микрошлифов проводилось по методике, включающей в себя механическую обработку, шлифовку и полировку. Из опробованных режимов травления лучшие результаты по выявлению структуры исследуемого сплава дал реактив следующего состава: 1,5 мл HF; 1,5 мл HCl; 2,5 мл HNO₃; 95мл H₂O. Реактив использовался в свежеприготовленном состоянии, травление образцов проводилось при комнатной температуре; одним из обязательных условий травления было многократное чередование травления и полирования микрошлифов.

Исследование и фотографирование микроструктуры образцов проводилось на металлографическом микроскопе ZEISS NEOPHOT 21 с использованием USB видеоокуляра 3.0 Mega pixels.

Фазовый состав сплава АД31 в отожженном состоянии определяется количественным соотношением как основных элементов, входящих в эти сплавы, так и их примесей. Согласно [2, 3] фазовый состав сплава АД31 представлен легированным α -твердым раствором и интерметаллидами Mg₂Si, AlSiFe.

На рис. 2 показана микроструктура сплава АД31 после взрывной калибровки: наблюдается изменение формы зерен, с увеличением степени деформации зерна вытягиваются, изменяется их ориентировка, что приводит к образованию текстуры. Ввиду вытягивания зерна площадь его сечения в плоскости, перпендикулярной к направлению вытяжки, уменьшается. Вследствие такого измельчения зерен увеличивается относительная область затрудненной деформации, что приводит к повышению сопротивления деформированию.



а – утонение 10%

б – утонение 30%

Рисунок 2 – Микроструктура деформированного сплава АД31, х250
Наблюдаются зерна α -твердого раствора и включения нерастворимых фаз (марганцовистой и железосодержащей).

При всем многообразии возможных видов воздействий на металлы известны следующие механизмы пластической деформации кристаллитов: скольжение и двойникование. Их доля в конкретных условиях нагружения для данного сплава зависит от типа кристаллической решетки металла, наличия в нем примесей, схемы напряженного состояния и деформации, величины давления, скорости, степени и температуры деформации. Следует отметить, что высокоскоростная деформация вносит некоторые изменения в ход пластической деформации: перераспределение доли скольжения и двойникования, изменение соотношения между внутризеренным и приграничным скольжением, увеличение числа систем скольжения и числа параллельных плоскостей по системам скольжения. Эти отличия определяют особенности в формировании структуры и свойств при высокоскоростной деформации, которые в ряде случаев существенно отличаются от формирующихся при квазистатическом нагружении.

Известна общая тенденция, справедливая для любого способа деформации металлов с ГЦК решеткой. При высокой энергии дефектов упаковки легко осуществляется поперечное скольжение винтовых дислокаций и формируется ячеистая структура, а при малой – образуются двойники и дефекты упаковки. Эта же тенденция сохраняется при деформации ударными волнами. Так, для алюминия энергия дефектов упаковки очень высокая и равна $(250 - 300) \cdot 10^{-3}$ Дж/м², поэтому в результате ударного нагружения при исследовании микроструктуры наблюдаются сплетения дислокаций; дислокационные петли с большим числом ступеней; ячеистая структура не всегда обнаруживается по при-

чине большой концентрации вакансий и межузельных атомов, которые блокируют дислокации [5].

В работе исследовано изменение микротвердости сплава в зависимости от утонения. Микротвердость определялась согласно ГОСТ 9450-76 с использованием твердомера ПМТ-3, по данным [4] суммарная погрешность при измерении диагонали отпечатка на этом приборе при увеличении около 400 достигает $\pm 0,17$ мкм. Среднее значение микротвердости было определено по формуле

$$H_{\mu}^{cp} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^{i=n} H_{\mu}^i,$$

где n – число измерений; H_{μ}^i – результаты отдельных измерений.

В ходе исследования микроструктуры согласно ГОСТ 21073.0-75 определено изменение среднего размера зерен сплава в процессе деформации.

На рис. 3 показано изменение микротвердости H_{50} и среднего размера зерен в продольном направлении L_1 и поперечном сечении L_2 в зависимости от утонения.

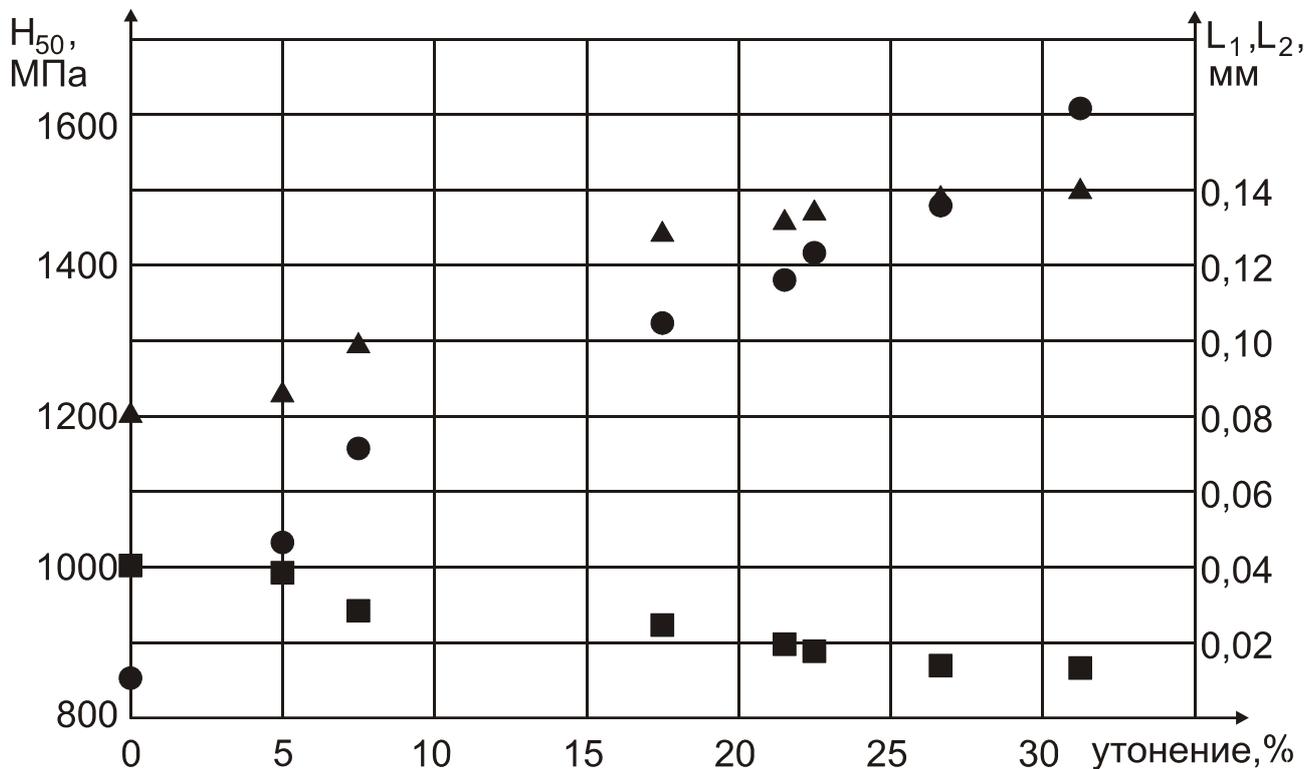


Рисунок 3 – Изменение микротвердости H_{50} (●), среднего размера зерен L_1 (▲), L_2 (■) в зависимости от утонения

Исследование микротвердости образцов показало, что в зонах максимального утонения (31,3 %) микротвердость H_{50} составила 1610 МПа, а в зонах с минимальным утонением (5 %) H_{50} – 1030 МПа. При этом наблюдалось изменение формы зерен: при минимальной деформации средний размер в продольном направлении составляет 0,085 мм, в поперечном сечении – 0,038 мм; с увеличением степени деформации средний размер зерен в поперечном сечении уменьшается – 0,015 мм, а средний размер зерен в продольном направлении увеличивается – 0,139 мм.

При исследовании особенностей пластической деформации сплава АД31 выявлено: основным механизмом пластической деформации является скольжение; двойники не обнаружены; наблюдается увеличение числа систем скольжения, а также изменение картины следов скольжения, которые не располагаются в пределах одного зерна, а переходят в магистральные полосы, при этом границы зерен не служат препятствием. По сравнению со статическим нагружением при высокоскоростной деформации инициируется большее число систем скольжения, что приводит к повышению пластичности сплавов в процессе обработки. В работе [5] приведено влияние скорости деформации на пластичность алюминиевых сплавов, при этом скорость деформации изменялась от 10^{-2} до 10^3 с⁻¹. Показано, что при статическом и квазистатическом нагружении наблюдается провал пластичности при температуре 100°С, в то же время при высоких скоростях деформации пластичность монотонно возрастает и фактически не имеет провала при указанной температуре.

Таким образом, выявлено, что в результате взрывного деформирования происходит упрочнение алюминиевых сплавов, которое характеризуется увеличением микротвердости в 1,9 раза. Упрочнение при динамическом деформировании можно объяснить существенным измельчением размеров блоков мозаичной структуры, увеличением плотности дислокаций и скоплению их по плоскостям скольжения и образованию зон с неоднородно распределенными внутренними напряжениями.

Увеличение прочностных характеристик деформируемых алюминиевых сплавов с ростом скорости деформации подтверждают выводы, сделанные другими исследователями. Так, в работе [6] приведены зависимости прочностных характеристик деформируемых алюминиевых сплавов от скорости деформации; отмечено, что скорость деформации практически не влияет на предел прочности, в то же время предел текучести возрастает почти в 2 раза.

Выводы

1. Исследования микроструктуры показали, что в условиях высокоскоростного деформирования алюминиевых сплавов наблюдается текстура; зерна сильно деформируются, происходит дробление блочной структуры; увеличивается плотность дислокаций; возрастают количество систем скольжения и количество параллельных плоскостей по системам скольжения. Эти особенности формирования структуры при динамической деформации приводят к повышению прочностных характеристик, а именно, предела текучести, твердости.

2. Таким образом, структура и свойства алюминиевых сплавов при динамическом нагружении отличаются от структуры и свойств при статическом нагружении. Знание особенностей изменения структуры, а следовательно, и свойств материалов является необходимым при расчетах технологических операций, связанных с импульсным нагружением и высокоскоростным деформированием металлов и сплавов.

Список использованных источников

1. Алюминиевые сплавы. Деформируемые сплавы [Текст] / под редакцией И.Н. Фридляндера. – М.: Машиностроение, 1964. – 407 с.

2. Колобнев, И.Ф. Термическая обработка алюминиевых сплавов [Текст] / И.Ф. Колобнев. – М.: Металлургия, 1966. – 394 с.

3. Гречников, Ф.В. Изучение анизотропии свойств листовых полуфабрикатов из сплава АМг10 [Текст] / Ф.В. Гречников, Е.А. Носова, О.Г. Савельева // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2009. – № 7. – С. 10 – 13.

4. Панченко, Е.В. Лаборатория металлографии [Текст] / Е.В. Панченко. – М.: Металлургия, 1965. – 695 с.

5. Эпштейн, Г.Н. Строение металлов, деформированных взрывом [Текст] / Г.Н. Эпштейн. – М.: Металлургия, 1980. – 256 с.

6. Высокоскоростная деформация металлов [Текст] / В.И. Беляев, В.Н. Ковалевский, Г.В. Смирнов, В.И. Чекан. – Мн.: Наука и техника, 1976. – 224 с.

Поступила в редакцию 14.12.2012

*Рецензент: канд. техн. наук, проф. Н.И. Семишов,
Национальный аэрокосмический университет
им. Н.Е. Жуковского «ХАИ», г. Харьков.*