

С повышением давления ударного сжатия увеличивается температура за фронтом ударной волны. Действие этих факторов, давления и температуры, на величину критических напряжений сдвига прямо противоположно. Очевидно, что при давлении ударного сжатия, при котором происходит плавление металла, величина σ_* практически равна нулю. Таким образом, зависимость $\sigma_* = \sigma_*(P)$ при ударном сжатии должна иметь максимум.

Согласно результатам теоретических и экспериментальных исследований [11, 12] плавление алюминия за фронтом ударной волны происходит в области давлений 1050—2020 *кбар*, меди — при 2050—2550 *кбар*, свинца — при 410—1240 *кбар*.

То, что по результатам проведенных опытов величина σ_* для свинца при давлении 460 *кбар* практически равна нулю, подтверждает факт плавления его за фронтом ударной волны при этом давлении.

Поступила 27 VI 1969

ЛИТЕРАТУРА

1. Бриджмен П. В. Исследование больших пластических деформаций и разрыва. М., Изд-во иностр. лит., 1955.
2. Воронов Ф. Ф., Верещагин Л. Ф. Влияние гидростатического давления на упругие свойства металлов. I. Экспериментальные данные. Физика металлов и металловедение, 1961, т. 11, вып. 3.
3. Morland L. W. The propagation of plane irrotational waves through an elastoplastic medium. Philos. Trans. Roy. Soc. London, Ser. A, 1959, vol. 251, No.997.
4. Curran D. R. Nonhydrodynamic attenuation of shock waves in aluminum. J. Appl. Phys., 1963, vol. 34, No.9.
5. Erkman J. O., Christensen A. B. Attenuation of shock waves in aluminum. J. Appl. Phys., 1967, vol. 38, No.13.
6. Che-Hung Mok Effects of solid strength on the propagation and attenuation of spherical and plane shock waves. J. Appl. Phys., 1968, vol. 39, No.4.
7. Альтшулер Л. В. Применение ударных волн в физике высоких давлений. Усп. физ. н., 1965, т. 85, вып. 2.
8. Новиков С. А., Дивнов И. И., Иванов А. Г. Исследование разрушения стали, алюминия, меди при взрывном нагружении. Физика металлов и металловедение, 1966, т. 21, вып. 4.
9. Альтшулер Л. В., Кормер С. Б., Бражник М. И., Владимиров Л. А., Сперанская М. П., Фунтиков А. И. Изэнтропическая сжимаемость алюминия, меди, свинца и железа при высоких давлениях. ЖЭТФ, 1960, т. 38, вып. 4.
10. Новиков С. А., Синицын В. А., Иванов А. Г., Васильев Л. В. Уруго-пластические свойства ряда металлов при взрывном нагружении. Физика металлов и металловедение, 1966, т. 21, вып. 3.
11. Минеев В. Н., Савинов Е. В. Вязкость и температура плавления алюминия, свинца и хлористого натрия при ударном сжатии. ЖЭТФ, 1967, т. 52, вып. 3.
12. Урлин В. Д. Плавление при сверхвысоких давлениях, полученных в ударной волне. ЖЭТФ, 1965, т. 49, вып. 2.

К ВОПРОСУ О ВОЗДЕЙСТВИИ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ НА ПОРООБРАЗОВАНИЕ

Б. В. Войцеховский, Б. И. Михайлов

(Новосибирск)

Рассматривается способ формирования дюралюминиевых пластин из расплава в условиях всестороннего сжатия. Обсуждается механизм воздействия высокого давления при кристаллизации на структуру металла. Приводятся данные по изменению плотности, прочности и удельного электрического сопротивления.

Серьезным недостатком известной технологии изготовления пластин из стандартного листа дюралюминиевого проката является наличие в них интерметаллических включений, пор и остаточных напряжений.

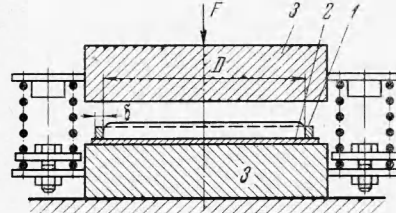
В работе для изготовления пластин использован простой и эффективный способ, заключающийся в задавливании расплава вместе с формой, внутри которой он нахо-

дится. Форма (фиг. 1) выполнена в виде стального кольца 1 и стальной подкладки 2. Перед заливкой расплава внутрь кольца форма подогревается до температуры расплава. При задавливании металл, находящийся внутри кольца между холодными пуансонами 3, быстро охлаждается, кристаллизуется и остывает до требуемой температуры. Давление, развиваемое в расплаве при задавливании, может быть определено по формуле

$$p = \frac{4F}{\pi D^2} - \frac{4\delta}{D} \sigma \quad (1)$$

где F — усилие прессования, D , δ — соответственно диаметр и толщина стенки кольца, σ — предел текучести материала кольца.

При значениях $F = 3 \cdot 10^5$ кг, $D = 10$ см, $\delta = 0.25$ см, $\sigma = 4 \cdot 10^3$ кг/см² давление, определенное по формуле (1), оказывается равным $p = 3500$ ат. При таком способе формирования тонких пластин ввиду малого отхода расплава можно использовать в качестве исходного материал любого требуемого состава и высокой физической и химической чистоты.



Фиг. 1

Поры, имеющиеся в металле, полученном обычным способом, возникают главным образом за счет газовыделения при затвердевании расплава и за счет его усадки.

Согласно представлениям, изложенным в работе [1], процесс кристаллизации расплава под давлением можно представить протекающим следующим образом.

При задавливании формы с расплавом кристаллизация имеет направленный характер, она начинается от поверхности холодных пуансонов с образования первичных дендритов. Оба фронта кристаллизации распространяются в глубь расплава навстречу друг другу. Усадка, имеющая при этом место, свободно восполняется жидким металлом, уменьшение объема которого автоматически компенсируется сближением пуансонов на необходимую величину. С течением времени первоначальные дендриты каждого фронта разрастаются и соединяются друг с другом. В этот период усадка может восполняться металлом, проникающим в усадочные полости по узким междендритным каналам. Но это не всегда возможно ввиду действия поверхностных сил, препятствующих течению жидкого металла. Существование поверхностных сил может быть объяснено образованием на стенках канала инородной несмачивающейся расплавом пленки, состоящей, например, из продуктов взаимодействия металла с выделяющимися газами. Если избыточного давления в жидкой фазе окажется недостаточно для преодоления сил поверхностного натяжения, вязкости, противодействия газа в полости и др., то междендритные полости окажутся незаполненными и останутся в металле в виде пор. Если же всегда имеется необходимый перепад давлений, то по мере продвижения фронта кристаллизации в сторону жидкой фазы вновь создаваемые междендритные полости будут заполняться жидким металлом.

Жидкий металл, протекающий по каналу внутрь поры, частично кристаллизуется на его стенках, в результате чего сечение канала уменьшается. Его пропускная способность будет отлична от нуля до тех пор, пока силы поверхностного натяжения полностью не скомпенсируют проталкивающую силу от избыточного давления расплава. В предположении полной несмачиваемости стенок канала расплавом величина диаметра, при котором происходит его загибание, определяется по формуле

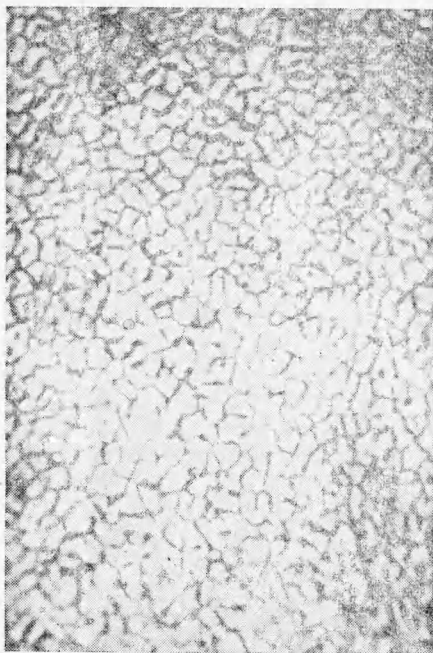
$$d = \frac{4\alpha}{p} \quad (2)$$

где α — коэффициент поверхностного натяжения.

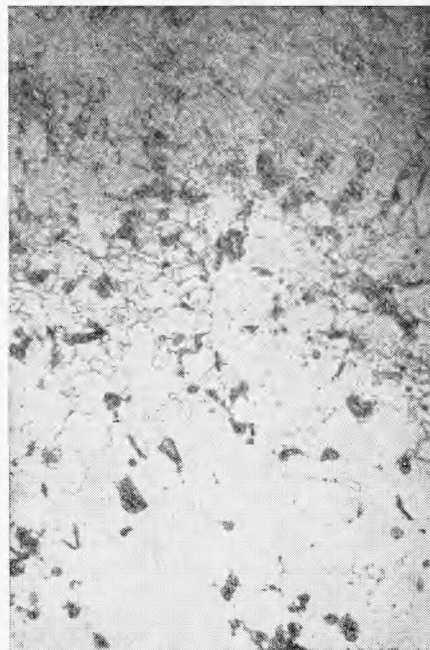
По мере развития процесса дендриты, растущие от противоположных пуансонов навстречу один другому, соединяются и замыкают на себя часть усилия прессования. В результате этого избыточное давление в жидкой фазе уменьшается. Для дальнейшего заполнения усадочных полостей необходимо, чтобы давление p , определенное по формуле (1), было больше предела прочности металла формируемой пластины.

Из формулы (2) со всей очевидностью следует, что канал будет пропускать расплав тем дольше, чем больше давление расплава p . При $p = 3500$ ат, $\alpha = 700$ дин/см [2] загибание канала наступит, когда его диаметр уменьшится до 0.01 мк. Кроме этого, с увеличением перепада давления увеличивается скорость $v \sim \sqrt{p}$ движения жидкого металла в канале. Следовательно, время, необходимое для заполнения поры, соответственно сокращается. Таким образом, повышение давления в жидкой фазе приводит к более полному заполнению усадочных пор, в результате чего размеры их уменьшаются.

Газовые поры возникают из-за наличия в жидком металле растворенного в нем газа. Согласно работе [3], газы, экстрагированные из алюминия и его сплавов, состоят пре-



Фиг. 2



Фиг. 3

имущественно из водорода. По имеющимся данным [4] водород составляет 78% общего объема газов, поглощенных расплавленным алюминием при 1200° С. Это объясняется [5] малыми размерами атома водорода, что позволяет ему диффундировать в металл даже при комнатной температуре.

Так как растворимость водорода в алюминии уменьшается по мере охлаждения расплава, то, оказываясь в избытке, он вынужден выделяться из расплава. Процесс газовой выделению идет по всему объему расплава с образованием внутри него газовых пузырьков. В связи с увеличением вязкости расплава при охлаждении и появлением растущих кристаллов часть этих пузырьков не успевает удалиться и образует внутри отливки газовые поры.

При постоянной температуре между растворимостью S водорода и его давлением p в пузырьке газа должно выполняться соотношение Сиверса [6,7]

$$S = k\sqrt{p}$$

где k — постоянная, зависящая от температуры и свойств металла. Но, с другой стороны, давление p внутри газового пузырька полностью определяется внешними условиями [8], а именно величиной давления p_a внешней среды на поверхность расплава, гидростатического давления p_2 и давления $2\alpha/r$, определяемого поверхностным натяжением α на границе газ — металл и радиусом r первоначального пузырька.

При условии

$$(S/k)^2 < p_a + p_2 + 2\alpha/r$$

процесс газовой выделению идти не будет.

Наиболее интенсивное газовой выделению наблюдается при затвердевании расплава, так как при этом растворимость водорода в алюминии резко уменьшается. Например, при насыщении алюминия водородом из атмосферной среды при атмосферном давлении она уменьшается от значения $S_1 = 0.69 \text{ см}^3 / 100 \text{ г}$, в жидком состоянии до $S_2 = 0.036 \text{ см}^3 / 100 \text{ г}$ в твердом состоянии [9]. Но следует заметить, что растворимость водорода в алюминии при других условиях может существенно отличаться от приведенных значений. Так, известно [10], что водород, полученный при реакции алюминия с водяным паром, растворяется значительно легче, чем полученный при диссоциации молекулярного водорода.

Повышение давления на расплав во время кристаллизации до значения, при котором растворимость водорода в твердом состоянии возрастет до величины, соответствующей содержанию его в расплаве, приводит к полному подавлению [14] процесса газовой выделению. Кроме того, высокое внешнее давление спрессовывает имеющиеся в металле поры, делая его еще более плотным.

В работе в качестве исходного материала использовался дюраль марки Д16 в виде горячекатанного прутка. Микроструктура металла, закристаллизовавшегося под давлением $p = 3500 \text{ ат}$ в установке, конструкция которой рассматривалась в начале статьи, представлена на фиг. 2. Она отличается от исходной (фиг. 3) более мелким зерном и отсутствием пор внутри металла (увеличение 300). В результате плотности полученного металла, как показали измерения, выполненные с точностью $\pm 0.25\%$, увеличилась по сравнению с плотностью исходного металла на 3.3% от значения $\rho_1 = 2.687 \text{ г/см}^3$ до значения $\rho_2 = 2.776 \text{ г/см}^3$. Рентгеноструктурный анализ не обнаружил изменений в кристаллографическом строении металла до и после опыта.

Химический анализ исходного металла и полученного после кристаллизации под давлением, поставленный с целью выявления разницы в содержании отдельных компонент (Cu, Fe, Si, Mg и др.), показал, что в пределах ошибки измерения их составы идентичны. Ошибка измерения компонент меди и железа, наиболее сильно влияющих на плотность сплава, составляет соответственно $\pm 0.08\%$ и $\pm 0.01\%$. Колебания же плотности сплава от такого изменения их содержания не должны превышать $\pm 0.2\%$. Изложенное дает основания предполагать, что увеличение на 3.3% плотности закристаллизовавшегося под давлением металла является следствием уменьшения его пористости.

Механические испытания полученного металла показали, что по прочности он не отличается от исходного прокованного дюралюминия и имеет предел прочности $30 \pm 2 \text{ кг/мм}^2$, что на 25–30% выше прочности отожженного дюралюминия той же марки.

Измерением было установлено, что удельное электрическое сопротивление на 10–12% выше, чем у исходного прокованного металла, и составляет $6.35 \pm 0.1 \cdot 10^{-6} \text{ ом}\cdot\text{см}$. Это можно объяснить различием их микроструктур. В исходном металле (фиг. 3) примеси находятся в виде отдельных крупных включений. В полученном же металле примеси рассредоточены по границам зерен в виде прослоек, которые изолируют их одно от другого. Поэтому сопротивление прохождению электрического тока здесь оказывается выше.

Если закристаллизовавшийся под давлением металл подвергнуть дополнительной проковке, то, по-видимому, можно ожидать повышения электропроводности и увеличения его механической прочности.

Таким образом, высокое давление, приложенное к расплаву во время кристаллизации, тормозит процесс порообразования и создает условия для получения плотного и прочного металла.

Поступила 28 V 1970

ЛИТЕРАТУРА

1. Пляцкий В. М. Штамповка из жидкого металла. М.—Л., «Машиностроение», 1964.
2. Семенченко В. К. Поверхностные явления в металлах и сплавах. М., Гостехиздат, 1957.
3. Галактионова Н. А. Водород в металлах. М., «Металлургия», 1967.
4. Окромешко Н. В. Литье,ковка, термическая обработка. М., Оборонгиз, 1947.
5. Колачев Б. А. Водородная хрупкость цветных металлов. М., «Металлургия», 1966.
6. Sieverts A. Die Aufnahme von Gasen durch Metalle. Z. Metallkunde, 1929, Bd 21, H. 2, S. 37.
7. Смиттелс К. Газы и металлы. М.—Л., Metallurgizdat, 1970.
8. Сокольская Л. И. Газы в легких металлах. М., Metallurgizdat, 1959.
9. Ransley C. E., Neufeld H. Solubility of hydrogen in liquid and solid aluminum. J. Inst. Metals, 1948, Papers No. 1138.
10. Orie W. R., Grant N. J. Effect of Hydrogen on mechanical properties of some aluminum alloys. Foundry, 1950, vol. 78, No. 10, p. 104.
11. Спасский А. Г. Основы литейного производства. М., Metallurgizdat, 1950.