

УДК 534.22

ВЛИЯНИЕ РАСПАДА ПЕРЕСЫЩЕННОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА В МАГНИЕВЫХ СПЛАВАХ НА ЗАТУХАНИЕ И СКОРОСТЬ УЛЬТРАЗВУКА

Л. Л. Зусман, Л. Л. Рожлин

Изучено влияние распада пересыщенного твердого раствора в магниевых сплавах Mg — 2,8% Nd, Mg — 10,6% Al, Mg — 35% Pb на затухание и скорость распространения ультразвука. Распад пересыщенного раствора в магниевых сплавах сопровождается сначала уменьшением, а затем возрастанием затухания ультразвука, причем минимальное значение затухания соответствует, приблизительно, максимуму твердости. Распад твердого раствора приводит также к возрастанию скорости ультразвука. Полученные закономерности объясняются на основании дислокационной теории затухания ультразвуковых волн в металлах и акустических свойств кристаллов вторых фаз, выделяющихся в процессе распада пересыщенного твердого раствора.

Благодаря ряду своих особенностей, магниевые сплавы представляют интерес в качестве материала звукопроводов в ультразвуковых линиях задержки [1, 2]. При этом необходимо выбрать состав и условия обработки сплава таким образом, чтобы обеспечить получение малого коэффициента затухания ультразвука. Кроме того, в случае серийного производства желательно, чтобы значения коэффициента затухания и скорости ультразвука в сплавах, предназначенных для изготовления звукопроводов, были, по возможности, постоянными и не изменялись значительно от партии к партии.

Для правильного выбора состава сплавов и технологии их производства большое значение имеет установление зависимости их свойств от состава и условий обработки в связи с изменениями структуры. Хотя в отношении акустических свойств в данном направлении проведено большое число исследований [3—11], однако, некоторые вопросы изучены еще недостаточно. Так, мало изучено влияние на затухание и скорость ультразвука в мегагерцевом диапазоне частот такого явления, как распад пересыщенного твердого раствора. В то же время это явление широко используется для придания сплавам тех или иных свойств путем термообработки. Настоящая работа была поставлена с целью заполнения этого пробела в отношении магниевых сплавов.

Исследование проводилось на сплавах трех систем: Mg — Nd, Mg — Pb и Mg — Al, диаграммы состояния которых приведены на фиг. 1 [12, 13]. Все три системы со стороны магния характеризуются наличием ограниченной растворимости в твердом состоянии, уменьшающейся с понижением температуры, вследствие чего после проведения соответствующей термообработки в сплавах этих систем можно наблюдать распад магниевого твердого раствора.

Различие между системами Mg — Nd, Mg — Pb и Mg — Al состоит в величине растворимости в магнии в твердом состоянии, а также в природе фаз, которые должны образовываться при распаде магниевого твердого раствора. Из таблицы, в которой приведены значения модулей упругости

и плотности фаз [14—16], можно видеть, что по величине модуля упругости и плотности фазы Mg_9Nd и $Mg_{17}Al_{12}$ значительно меньше отличаются от магния, чем фаза Mg_2Pb .

Фаза св-ва	Mg	Mg_9Nd	Mg_2Pb	$Mg_{17}Al_{12}$
$E, \text{кГ/мм}^2$	4430	5470*	6250	5760
$\rho, \text{Г/см}^3$	1,74	2,46	5,49	2,07

* Данные автора.

Сплавы для исследования выплавлялись в электрической печи сопротивления в стальных тиглях под флюсом ВИ-2. Для каждой системы выплавлялось по одному сплаву: Mg — 2,8 вес. % Nd, Mg — 35 вес. % Pb и Mg — 10,6 вес. % Al. Слитки сплавов подвергались горячему прессованию в прутки диаметром 18 мм со степенью обжатия 86 %. Прутки разрезались на заготовки, которые подвергались нагреву до температуры, близкой к температуре эвтектики с последующей закалкой путем охлаждения в воде при комнатной температуре. После закалки изготавливались образцы для изучения свойств и структуры сплавов.

Для сплава магния с 2,8 % Nd температура нагрева перед закалкой составляла 535°, для сплава магния с 35 % Pb — 440° и для сплава магния с 10,6 % Al — 415°. Продолжительность выдержки образцов каждого сплава перед закалкой составляла 1,5 час. Проведение закалки с температуры, близкой к эвтектической, обеспечивало получение пересыщенного раствора на основе магния.

Распад пересыщенного твердого раствора происходил при проведении старения, которое осуществлялось либо путем изотермического отжига при 175° длительностью от 1 до 256 час, либо путем ступенчатого нагрева образцов, начиная с 75° и дальнейшего повышения температуры каждый раз на 25°. Продолжительность отжига при каждой температуре составляла 6 час.

Измерение затухания и скорости ультразвука проводились импульсным методом на продольных волнах (блок-схема установки приведена в работе [11]). Образцы, на которых проводились измерения, имели длину 80 и диаметр 16 мм; частота ультразвука составляла 10 Мгц. Погрешность в измерении затухания ультразвука не превышала $\pm 5\%$, скорости ультразвука $\pm 0,20\%$. Для определения степени распада пересыщенного твердого раствора параллельно с измерениями затухания и скорости ультразвука проводились также измерения твердости и удельного электрического сопротивления (ρ). Измерение твердости осуществлялось по Бринелю при диаметре шарика 5 мм и нагрузке 250 кг. Электрическое сопротивление измерялось компенсационным методом на установке, собранной на основе потенциометра ППТН-1; погрешность в измерении ρ не превышала $\pm 0,7\%$. Изменение удельного сопротивления при распаде твердого раствора характеризовалось отношением ρ/ρ_0 , где ρ_0 — значение удельного сопротивления сплава в закаленном состоянии.

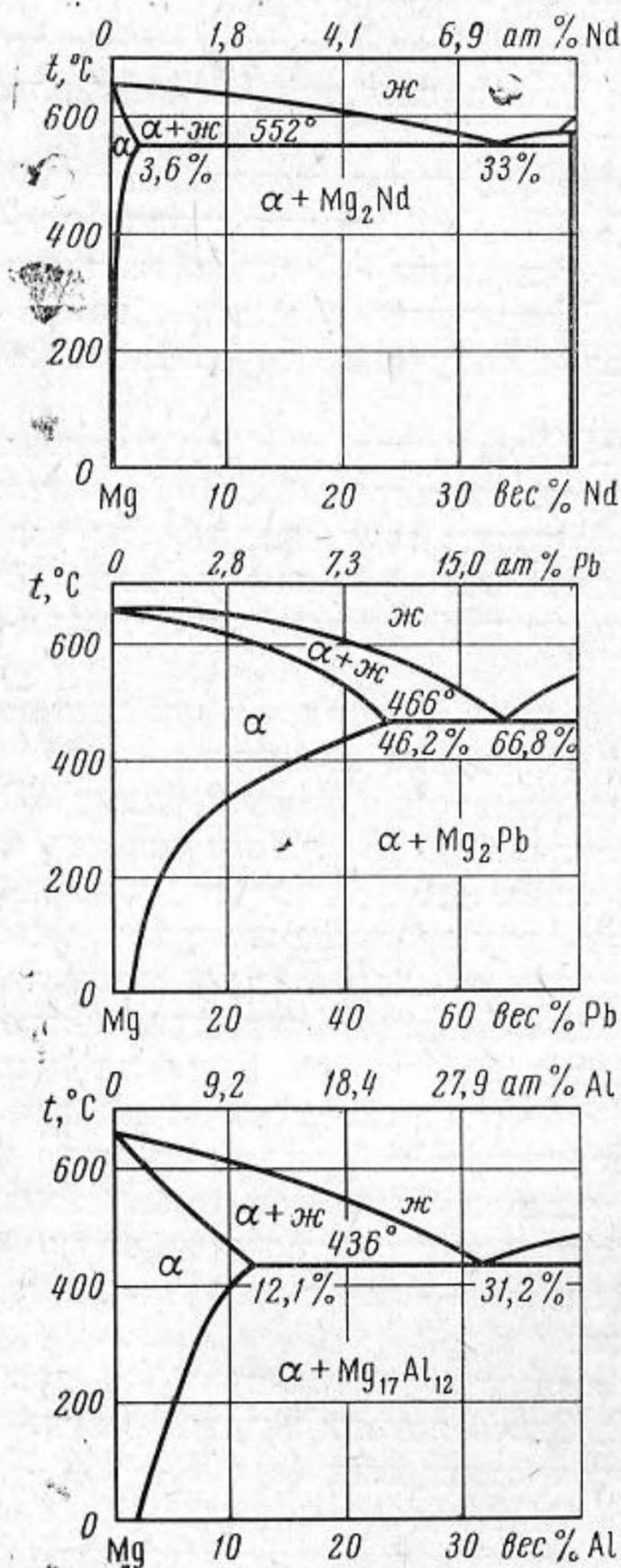
Результаты измерения затухания (а) и скорости ультразвука (б) при ступенчатом старении приведены на фиг. 2. Здесь же приведены результаты измерения твердости (в) и удельного сопротивления (г) (1 — Mg — 2,8 % Nd, 2 — Mg — 35 % Pb, 3 — Mg — 10,6 % Al).

Из представленных на фиг. 2 данных видно, что снижение удельного сопротивления, свидетельствующее о выделении из магниевых твердых растворов кристаллов фаз, богатых легирующими элементами, в разных сплавах происходит при различных температурах.

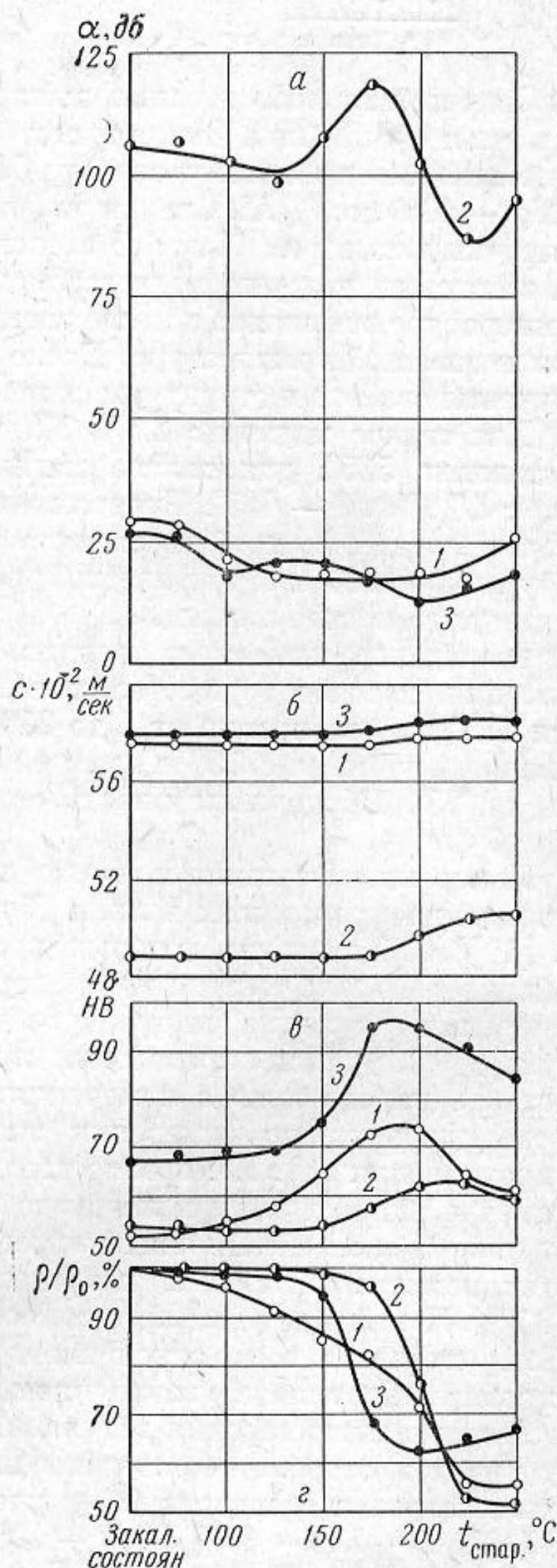
В сплаве магния с 2,8 % Nd выделение кристаллов из твердого раствора начинается уже в случае старения при самой низкой температуре 75° и продолжается вплоть до 225°. В сплавах магния с 35 % Pb и 10,6 % Al этот процесс начинается при более высоких температурах и происходит в более узком температурном интервале: 175—225° для сплава с 35 % Pb

и 150—200° для сплава с 10,6% Al. Твердость при распаде пересыщенного твердого раствора изменяется, проходя через максимум; можно считать, что максимум твердости соответствует максимальному сопротивлению движению дислокаций со стороны выделившихся кристаллов фаз. В случае сплавов магния с 2,8% Nd и 10,6% Al максимум твердости достигается после старения при 175—200°, в случае сплава с 35% Pb — при 200—225°.

По мере распада пересыщенного твердого раствора во всех трех сплавах происходят, хотя и небольшие, но заметные изменения коэффициента затухания ультразвука. В случае сплава магния с 2,8% Nd



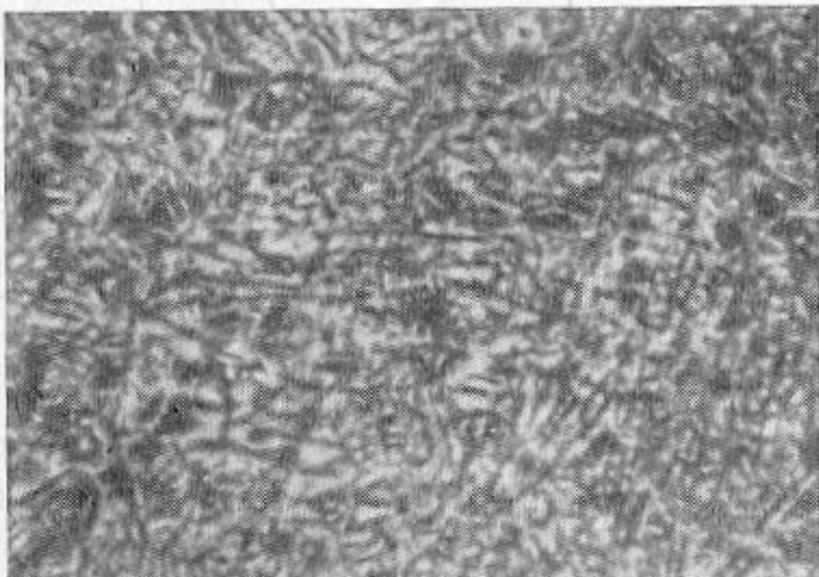
Фиг. 1



Фиг. 2

уже при невысоких температурах старения одновременно с распадом твердого раствора начинается снижение коэффициента затухания ультразвука, которое продолжается приблизительно до температуры старения, соответствующей максимуму твердости. По сравнению с закаленным состоянием снижение затухания ультразвука составляет около 41% (с 28 дБ/м до 17 дБ/м). Затем, при дальнейшем повышении температуры старения, следует повышение затухания ультразвука. В случае сплавов с 35% Pb и

10,6% Al перед началом распада магниевое твердого раствора имеет место некоторое снижение затухания ультразвука (при 125 и 100°), затем следует его повышение в начале распада и вновь снижение, продолжающееся, как и в случае сплава магния с 2,8% Nd, приблизительно до температур, соответствующих достижению максимума твердости. В случае сплава магния с 35% Pb это снижение составляет 27% (с 119 до 87 *дб/м*), а в случае сплава магния с 10,6% Al — 48% (с 23 до 12 *дб/м*). Затем, как и в случае сплава магния с 2,8% Nd, следует повышение коэффициента затухания. Следует подчеркнуть, что отмеченные изменения затухания ультразвука при распаде твердого раствора сравнительно невелики и намного меньше, чем те, которые наблюдаются при отжигах, сопровождающихся рекристаллизацией магниевых сплавов [11]. Изменения в коэффициенте затухания ультразвука при старении намного меньше различия в коэффициенте затухания сплавов разного состава. Это видно и из наших данных. Так, изменение коэффициента затухания при распаде твердого раствора не превышает 10—30 *дб/м*, а различие в коэффициенте затухания ультразвука сплава магния с 35% Pb и сплавов магния с 2,8% Nd и 10,6% Al находится в пределах 65—90 *дб/м*.



Фиг. 3

Изменения скорости ультразвука при распаде твердого раствора во всех сплавах происходят в сторону повышения. Повышение скорости ультразвука соответствует снижению удельного электрического сопротивления, т. е. выделению из твердого раствора кристаллов интерметаллидных фаз. Наибольшее повышение скорости ультразвука при выделении из твердого раствора кристаллов интерметаллидных фаз наблюдается в случае сплава магния с 35% Pb (приблизительно на 3%). В случае сплава магния с 10,6% Al повышение в скорости ультразвука составляет около 1%, а в сплаве магния с 2,8% Nd наблюдающееся повышение скорости ультразвука едва выходит за пределы ошибки измерений.

Изменение затухания и скорости ультразвука при изотермическом отжиге при 175° в общем носит тот же характер, как и при ступенчатом.

Исследование микроструктуры сплавов показало, что вплоть до самых высоких температур старения изменения величины зерна не происходит. Кристаллы выделившихся фаз наблюдаются лишь после старения при высоких температурах, когда происходит их коагуляция. Типичная микроструктура сплава с выделившимися из твердого раствора кристаллами приведена на фиг. 3 (Mg — 35% Pb, после старения 175° в течение 256 час, $\times 600$, травление на воздухе).

При обсуждении полученных результатов следует принять во внимание, что затухание ультразвука в мегагерцевом диапазоне частот в металлических материалах определяется рядом факторов, из которых основными являются величина зерна, плотность и длина петель дислокаций и присутствие в структуре фаз, имеющих различные акустические характеристики [3—9]. Скорость ультразвука должна определяться значениями плотности и модулей упругости фаз.

Поскольку величина зерна при распаде твердого раствора остается практически постоянной, изменение затухания ультразвука в наших опытах по мере повышения температуры старения можно отнести лишь на

счет изменения доли потерь ультразвуковой энергии, связанной с колебаниями петель дислокаций, и на счет возникновения в структуре кристаллов фаз, имеющих акустические характеристики, отличные от акустических характеристик магниевого твердого раствора. Выделяющиеся из магниевого твердого раствора дисперсные частицы интерметаллидных фаз должны закреплять дислокации, уменьшая длину колеблющихся при прохождении ультразвука петель, и тем самым уменьшать затухание ультразвука. И действительно, в наших опытах во всех трех сплавах выделение из твердого раствора кристаллов интерметаллидных фаз сопровождается снижением коэффициента затухания. Снижение коэффициента затухания ультразвука по мере распада твердого раствора продолжается до стадии, при которой наблюдается максимум твердости, т. е. когда следует ожидать наибольшего закрепления дислокаций. При дальнейшем повышении температуры старения имеет место коагуляция выделившихся частиц интерметаллидных фаз, и закрепление ими дислокаций должно происходить в меньшей степени. Твердость при этом начинает снижаться, а затухание ультразвука увеличивается. Таким образом, наблюдаемый экспериментально характер изменения затухания ультразвука при распаде твердого раствора соответствует тому, который следует ожидать, считая, что выделяющиеся дисперсные кристаллы интерметаллидных фаз закрепляют дислокацию.

Некоторое повышение затухания ультразвука в сплавах магния с 35% Pb и 10,6% Al на начальной стадии распада твердого раствора (при 150—175 и 125—150° соответственно), по-видимому, обусловлено фазовым наклепом, который следует ожидать в этих сплавах ввиду различия в плотности твердого раствора и кристаллов выделяющихся фаз.

Поскольку фазы, выделяющиеся из магниевого твердого раствора, — Mg_9Nd , Mg_2Pb и $Mg_{17}Al_{12}$ имеют плотность и модули упругости, отличные от плотности и модулей упругости твердого раствора, можно было бы предполагать, что их образование приведет к дополнительному затуханию ультразвука. По-видимому, если этот эффект и имеет место, то он невелик и перекрывается закреплением дислокаций, так как приблизительно до максимума твердости коэффициент затухания ультразвука во всех сплавах не возрастает, а снижается.

Изменение скорости ультразвука при распаде твердого раствора можно объяснить образованием в структуре сплавов фаз, имеющих плотность и упругие характеристики, отличные от плотности и упругих характеристик магниевого твердого раствора. Кроме того, в процессе распада должны изменяться также свойства твердого раствора. Наибольшее изменение скорости ультразвука в случае сплава магния с 35% Pb по сравнению с двумя другими сплавами, по-видимому, обусловлено тем, что выделяется значительное количество интерметаллидной фазы и ее плотность и упругие характеристики существенно отличаются от плотности и упругих характеристик твердого раствора.

Выводы

1. Распад пересыщенного твердого раствора в магниевых сплавах сопровождается сначала снижением, а затем возрастанием затухания ультразвука. Минимальное значение затухания соответствует приблизительно максимуму твердости.

2. Распад пересыщенного твердого раствора в магниевых сплавах сопровождается также изменением скорости ультразвука. Это изменение может достигать 3%.

ЛИТЕРАТУРА

1. В. А. Красильников. Звуковые и ультразвуковые волны. М., Физматгиз, 1960.
2. А. Г. Соколинский, Ю. М. Сухаревский. Магниеые ультразвуковые линии задержки. М., Сов. радио, 1966.
3. W. Roth. Scattering of ultrasonic radiation in polycrystalline metals. J. Appl. Phys., 1948, 19, 10, 901.
4. Л. Г. Меркулов. Исследование рассеяния ультразвука в металлах. Ж. техн. физ., 1956, 26, 1, 64.
5. Л. Г. Меркулов. Поглощение и диффузное рассеяния ультразвука в металлах. Ж. техн. физ., 1957, 27, 5, 1045.
6. Л. А. Яковлев. Исследование частотной и амплитудной зависимостей дислокационного поглощения ультразвука в алюминии. Акуст. ж., 1965, 11, 2, 239—242.
7. Е. К. Гусева. Зависящее от времени поглощение ультразвука в упругодеформированном алюминии. Акуст. ж., 1966, 12, 2, 185.
8. A. Hikata, R. Truell, A. Granato, B. Chik, K. Lücke. Sensitivity of Ultrasonic attenuation and velocity changes to plastic deformation and recovery in aluminium. J. Appl. Phys., 1956, 27, 4, 396—404.
9. Н. С. Мордюк, И. Г. Полоцкий. О механизме затухания упругих колебаний при фазовых превращениях в сплавах Cu—Be и Cu—In. Акуст. ж., 1964, 10, 3, 374.
10. Д. П. Ловцов, В. П. Сизов, А. Г. Спасский. Влияние условий литья на затухание ультразвука в металлах. Изв. вузов, Цветн. метал., 1958, 3, 127.
11. М. Е. Дриц, З. А. Свидерская, Л. Л. Рохлин. Влияние легирования и условий обработки на затухание ультразвуковых колебаний в магниевых сплавах. Изв. АН СССР, Металлы, 1966, 6, 114.
12. М. Хансен, К. Андерко. Структура двойных сплавов. М., Metallurgizdat, 1962.
13. М. Е. Дриц, З. А. Свидерская, Л. Л. Рохлин. Диаграммы состояния систем «магний—неодим» и «магний—церий». Тр. Института металлургии им. А. А. Байкова АН СССР. М., 1962, 12, 143.
14. W. Köster, W. Rauscher. Beziehungen zwischen dem Elastizitätsmodul von Zweistofflegierungen und ihrem Aufbau. Zt. f. Metallkunde, 1948, 39, 4, 111.
15. W. B. Pearson. A Handbook of Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys. Pergamon Press, 1958.
16. М. С. Белецкий, Е. Л. Гальперин. О кристаллической структуре некоторых фаз в сплавах магния с церием и неодимом. Физ. метал. и металловедения, 1961, 11, 5, 698.

Институт металлургии им. А. А. Байкова
АН СССР
Москва

Поступила в редакцию
25 октября 1967 г.