

в 5...8 раз, причем в большей степени уменьшается количество крупных пор с диаметром более 16 мкм.

В итоге имитации глубины погружения до 50 м показана эффективность ВЭВ с позиции предотвращения пористости металла шва. Отмечен факт практического подавления процесса образования пор диаметром более 10 мкм и достижения высокой степени однородности мелкой пористости, где диаметр полостей не превышает 5 мкм. Утверждается, что ВЭВ является эффективным средством преодоления вредного влияния гидростатического давления окружающей водной среды на склонность швов к образованию крупной пористости.

Выполнены экспериментальные работы по оценке влияния ВЭВ на микроструктуру металла швов и показано, что в отличие от микроструктуры при штатной технологии (т. е. без ВЭВ) она является измельченной и с более слабой неоднородностью по слоям кристаллизации.

Показано, что в условиях мокрой подводной сварки применение ВЭВ позволяет повысить пластичность металла шва ( $\delta$  на 66%,  $\psi$  на 33%) и обеспечить увеличение значений его предела прочности на 40...50 МПа в диапазоне значений магнитной индукции 10...15 мТл.

Таким образом, ЭМП позволяет повысить прочность в процессе кристаллизации не менее чем в 1,5 раза. Установлено, что повышение технологической прочности швов, сваренных с ЭМП, проявляется в увеличении более чем на 50% минимальной пластичности в интервале хрупкости.

Для выполнения опытных работ создано экспериментальное оборудование (соленоид и блок управления), конструкция и параметры которого оригинальны и соответствуют задаче сварки в воде.

**Репях С.И., Усенко Р.В.**

*(НМетАУ, г. Днепр)*

## **ФОНОННАЯ МОДЕЛЬ ВОЗНИКНОВЕНИЯ КЛАСТЕРОВ ПРИ ПЛАВЛЕНИИ МЕТАЛЛОВ**

E-mail: 123rs@ua.fm

В соответствии с представлениями Линдемана, при нагреве по достижении температуры плавления ( $T_{пл}$ ) амплитуда ангармонических колебаний ионов (атомов) в кристаллической решётке твёрдого металла увеличивается настолько, что кристаллическая структура не в состоянии сохранять свою упорядоченность и целостность. Поэтому дальнейший подвод тепловой энергии к нагреваемому металлу приводит к глобальному разрушению его кристаллической структуры – плавлению.

По мнению Линдемана, в момент плавления амплитуда ангармонических колебаний ионов в узлах кристаллической решётки возрастает до величины её периода. То есть при плавлении любой атом в кристаллической решётке может занять положение своего соседа. Если величину смещения иона (атома) при плавлении обозначить как " $\Delta d$ ", а расстояние между атомами в кристалле (период кристаллической решётки) как " $d$ ", то, в соответствии с представлениями Линдемана, плавление происходит при условии:

$$z = \zeta d / d = 1$$

Результаты более поздних исследований показали, что плавление металлов наступает при  $z \ll 1$ , а величину  $z$  можно рассчитать по формуле:

$$z = \frac{80000}{\Theta^2} \cdot \frac{T_{пл}}{N_A \cdot M \cdot d^2}, \quad (1)$$

где  $T_{пл}$  – температура плавления вещества, К;  
 $\Theta$  – температура Дебая вещества, К;  
 $N_A$  – число Авогадро ( $N_A = 6,022 \cdot 10^{23}$ );  
 $M$  – молекулярная масса вещества, кг.

Согласно современным представлениям, плавление металлов сопровождается как возникновением кластеров (упорядоченная область атомов со структурой близкой к кристаллической), так и активированных атомов (разупорядоченная область, межкластерное пространство).

В работе [1] Репях С.И. процесс плавления металлов рассматривает с позиции волновой теории и считает, что: 1 – кластеры образуются в период плавления (при температуре плавления металла) без появления активированных атомов; 2 – размеры кластеров соответствуют размерам тепловых (акустических) фононов в металле при температуре его плавления; 3 – активированные атомы появляются при температуре, превышающей температуру плавления металла, то есть в момент времени, когда тепловая энергия, подводимая к металлу (расплаву), приводит к повышению его температуры.

В этом случае, исходя из фононной теории плавления траектории мгновенных перемещений атомов в твёрдом металле при различных температурах можно изобразить в виде двумерных схем, представленных на рис. 1.

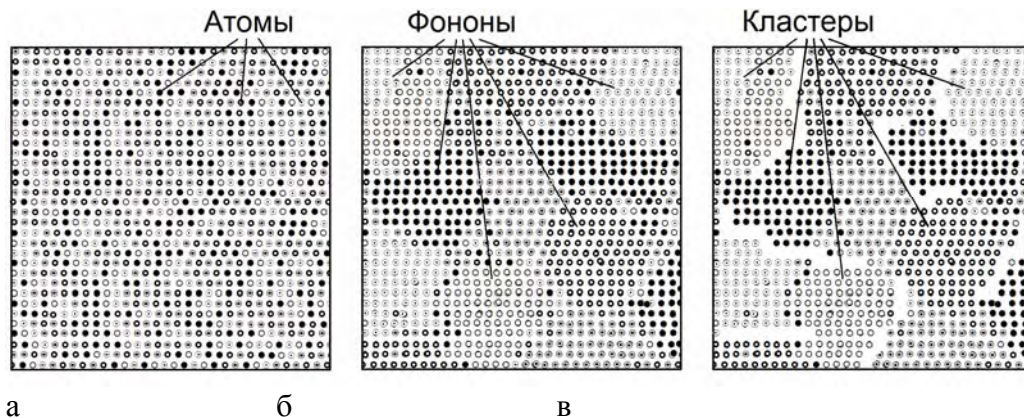


Рис. 1. Схематичное изображение траекторий мгновенных перемещений атомов в металле при  $T \leq \Theta$  (а), при  $T \rightarrow T_{пл}$  (б), при  $T = T_{пл}$  (в)

При температуре  $T \leq \Theta$  (см. рис. 1, а) атомы в узлах кристаллической решётки твёрдого металла совершают разнонаправленные беспорядочные колебательные движения около своей точки условного равновесия. С повышением температуры (см. рис. 1, б) возрастает как амплитуда колебательных движений атомов, так и число атомов, которые участвуют в синфазном движении, образуя квазичастицы (фононы). По достижении температуры плавления в синфазном движении задействованы практически все атомы. При этом мгновенные коллективные однонаправленные перемещения атомов приводят к разрыву (см. рис. 1, в) части межатомных связей – появлению кластеров и, соответственно, переходу металла из твёрдого в жидкое состояние. То есть, по мнению С.И. Репяха, кластер при температуре плавления – это по сути “материализованный” фонон. Исходя из этого, радиус кластеров при температуре плавления кристаллического вещества рассчитывают по формуле [1]:

$$r_{кл} = 1,2 \cdot 10^{-10} \cdot \frac{w}{\Theta}, \quad (2)$$

где  $1,2 \cdot 10^{-10}$  – коэффициент, с·К;

$w$  – скорость распространения звука в твёрдом веществе при температуре  $T_{пл}$ , м/с;

$\Theta$  – температура Дебая вещества, К.

Результаты расчёта радиусов кластеров при температуре плавления некоторых металлов и углерода по формуле (2) представлены в табл. 1.

В соответствии с данными табл. 1, радиус кластеров веществ при  $T_{пл}$  находится в пределах от 0,92 нм у W до 2,76 нм у Cs, что удовлетворительно согласуется со значениями  $r_{кл}$ , рассчитанными по известным экспериментальным данным К.П. Бунина, А.М. Самарина, А.А. Вертмана и других учёных и исследователей.

Таблица 1 – Теоретические величины радиусов кластеров при температуре плавления металлов

Металл	Li	Na	K	Cs	Cr	Fe	Ni	Co	W
$r_{кл}$ , нм	1,43	1,67	2,12	2,76	1,44	1,61	1,73	1,34	0,92
Металл	Mg	Al	Ti	Pb	Sn	Cu	Ag	Au	V
$r_{кл}$ , нм	1,73	1,56	1,78	2,54	1,99	1,48	1,56	1,91	2,19
Металл	Zn	In	Ga	Be	Hg	Sb	Pd	Cd	Bi
$r_{кл}$ , нм	1,59	2,04	1,38	1,50	1,87	1,13	1,89	1,67	2,01

Косвенным подтверждением теории “фононной” природы возникновения кластеров при плавлении металлов может являться степень совпадения значений расчётных и экспериментально определённых каких-либо фундаментальных величин для ряда металлов.

Таблица 2 – Результаты расчётов по формулам (1)...(3)

Металл	z	$n_k$	$\Delta H_{исп}$	$\Delta H$	$\Delta H_{(p)}$	Металл	z	$n_k$	$\Delta H_{исп}$	$\Delta H$	$\Delta H_{(p)}$
			$\times 10^{-3}$ , Дж/моль						$\times 10^{-3}$ , Дж/моль		
Ag	0,18	712	254,1	11,9	12,4	Mn	0,06	1050	221,0	13,4	13,2
Al	0,18	941	251,0	11,3	11,2	Mo	0,20	1100	506,0	27,9	20,4
Au	0,19	1727	248,7	13,2	8,8	Na	0,52	455	98,1	2,6	2,5
Be	0,44	633	309,0	12,2	8,6	Nb	0,48	656	696,0	26,8	17,4
Ca	0,22	652	193,0	8,2	8,8	Ni	0,16	1871	374,0	16,9	13,9
Cd	0,18	1229	132,5	6,1	5,4	Pb	0,21	3134	153,0	4,8	4,2
Co	0,16	2226	375,0	16,3	13,1	Pd	0,20	948	394,0	17,6	16,7
Cr	0,31	1120	361,0	15,2	11,2	Rb	0,48	826	83,7	2,2	1,9
Cs	0,52	710	81,0	2,1	1,8	Re	0,19	615	704,0	33,1	35,2
Cu	0,22	586	304,6	13,0	14,4	V	0,40	3406	460,0	17,5	8,0
Fe	0,25	1353	392,9	14,7	13,1	W	0,28	271	824,0	33,8	44,0
In	0,28	2498	225,1	3,2	5,7	Y	0,26	318	325,0	12,1	17,2
K	0,40	499	80,1	2,3	2,7	Zn	0,10	769	114,8	6,7	6,7
Li	0,44	514	147,0	4,6	4,4	Zr	0,35	596	536,0	16,7	18,8
Mg	0,49	935	132,3	9,0	2,9	Ti	0,17	930	422,6	18,8	19,3

С целью упрощения расчетов, исходя из того, что коэффициент объёмного расширения при плавлении (сжатия при затвердевании) металла в первом приближении можно рассчитать по формуле [2]:

$$\beta = \frac{\Delta H}{\Delta H_{исп}}$$

где  $\Delta H$  – теплота плавления, Дж/моль;

$\Delta H_{исп}$  – теплота испарения, Дж/моль,

а также приняв, что:

–  $n_k$  – число атомов в кластерах при температуре плавления вещества;

– все металлы имеет простую кубическую решетку;  
 – в момент образования все кластеры имеют кубическую форму и одинаковые размеры, используя формулы (1), (2) и эмпирическую формулу:

$$\Delta H_{(P)} = ((1 - \sqrt{z}) / \sqrt{n_k}) \cdot \Delta H_{исП}, \quad (3)$$

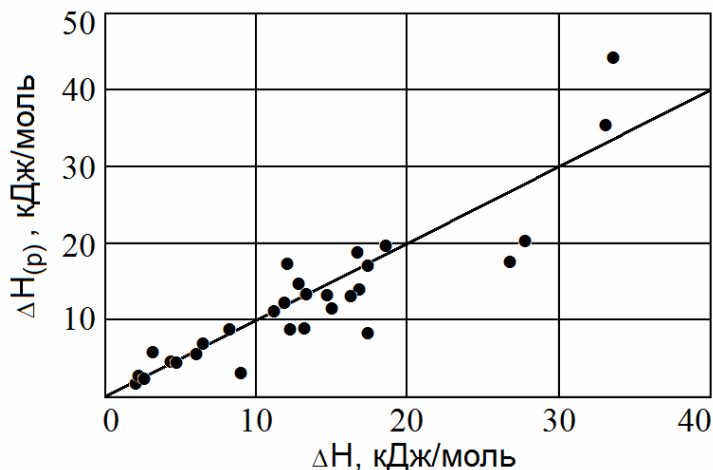


Рис. 2. Соответствие расчётных и экспериментальных величин теплоты плавления металлов, указанных в табл. 2

рассчитали величину  $z$ , число атомов в кластерах при температуре плавления веществ ( $n_k$ ) и теплоту их плавления. Результаты расчётов приведены в табл. 2 и в виде зависимости между расчётными ( $\Delta H_{(P)}$ ) и экспериментальными ( $\Delta H$ ) величинами теплоты их плавления. Анализ данных на рис. 2 свидетельствует об удовлетворительном соответствии расчётных и экспериментальных величин теплоты плавления металлов, что косвенно подтверждает достоверность предположения о фоновой природе возникновения кластеров при плавлении металлов.

Литература:

1. Литейные свойства металлов и сплавов для прецизионного литья: Учебник / С.И. Репях, М.О. Матвеева, В.Е. Хрычиков, Ю.С. Пройдак [и др.] / Под редакцией С.И. Репяха и В.Г. Могилащенко. – Запорожье: АО "МОТОР СИЧ", 2016. – 398 с.
2. Ливарні властивості металів та сплавів для прецизійного литва. Видання 2-ге доп. та доопр.: Підручник / С.І. Реп`ях, М.О. Матвеева, В.Є. Хричиков, Ю.С. Пройдак [та ін.] / Під редакцією С.І. Реп`яха та В.Г. Могилащенко. – Запоріжжя: АТ "МОТОР СИЧ", 2016. – 472 с.

**Родичев Ю.М., Качинская И.Р., Самкова Л.Г., Сорока Е.Б.**  
**(ИПП имени Г.С. Писаренко НАН Украины, г. Киев)**  
**ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ ХИМИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ**  
**ЛИСТОВОГО СТЕКЛА**  
 E-mail: rym40a@gmail.com

Решение актуальных задач повышения конструкционной прочности стекла для изделий новой техники с высоким уровнем механических и термических нагрузок требует развития методов его технологического упрочнения на основе экспериментальной оценки их эффективности в зависимости от особенностей применяемых методов и режимов обработки стеклянных элементов.

Цель данной работы: исследование влияния глубины травления на повышение прочности при изгибе листового стекла разных толщин при модификации его поверхности способом химического упрочнения.

Для исключения роли краевых дефектов использовали метод испытаний при осесимметричном изгибе. Были изготовлены квадратные образцы стекол с толщиной от