

УДК 621.791.76

ЭНЕРГЕТИКА И СТРУКТУРА ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ СВАРНЫХ И ПАЯНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

И. В. Зуев, А. Г. Галкин, Д. Е. Волков

Московский энергетический институт – Технический университет, Москва, Россия

На основе анализа экспериментальных факторов сделана попытка сравнения различных методов сварки по величине удельной работы формирования сварных и паяных швов без учета металлургических особенностей процессов. Основная идея, позволяющая сделать такое сравнение, состоит в том, что в структуре процесса соединения (сварки, пайки) материалов выделяются силовая и тепловая составляющие, соотношение которых определяет уровень удельной мощности в контакте соединяемых материалов.

Настоящая работа посвящена оценке энергетических затрат на формирование шва, получаемого различными методами сварки и пайки.

Единый, обобщенный взгляд на энергетику таких разных процессов, как сварка плавлением (дуговая, электронно-лучевая, лазерная и др.), сварка давлением (диффузионная, холодная, взрывом и др.), пайка можно осуществить через понятие термического КПД, введенного академиком Н. Н. Рыкалиным [1].

Есть основания предполагать, что удельная работа формирования сварного или паяного шва для всех методов соединения материалов должна быть примерно одного порядка. Однако количественные расчеты такого показателя затруднены потому, что различные методы сварки и пайки описываются соответственно различными параметрами режимов.

Действительно, как адекватно сравнить работу формирования шва при пайке, где параметром процесса практически (кроме теплофизических констант материалов) является только температура, и электронно-лучевой сварке, где таких параметров много (мощность, удельная мощность, погонная энергия, теплофизические константы свариваемых материалов и др.). Затруднение вызывает даже сравнение эффективности процессов сварки в пределах одной категории методов, например, диффузионной и холодной.

Такое сравнение, правда, можно сделать по конечному результату, т. е. по прочности полученного соединения, но технолога всегда интересует обратная задача: как определить параметры режимов до получения результата.

Отметим, что необходимость обобщения параметров сварки и пайки актуальна еще и потому, что среди специалистов-сварщиков все время имеет место размежевание по интересам, т. е. по методам сварки, хотя все занимаются одним и тем же делом: формированием качественного сварного шва.

Посмотрим, как через понятие термического КПД, определяющего тепловую эффективность процесса сварки, можно в достаточной степени обобщить параметры сварки и пайки.

При сварке плавлением (дуговой, электронно-лучевой, лазерной и др.) затраты мощности на формирование шва описываются выражением

$$\eta_u \eta_T q = v_{св} F S_{пл} \tag{1}$$

где η_u — эффективный КПД, определяющий долю мощности q (Вт), которая достигает нагреваемой поверхности. Для большинства процессов сварки $\eta_u = 0,7—0,95$;

η_T — термический КПД, определяющий ту долю эффективной мощности $\eta_u q$, которая тратится на плавление, т. е. собственно на формирование шва;

$v_{св}$ — скорость сварки, см/с;

F — площадь поперечного сечения сварного шва, см² (рис. 1);

$S_{пл}$ — теплосодержание расплавленного металла, Дж/см³.

$$S_{пл} = q (cT_{пл} + L_{пл}).$$

Здесь q — плотность материала, г/см³;

c — его теплоемкость, Дж/г·К;

$T_{пл}$ — температура плавления, К;

$L_{пл}$ — теплота плавления, Дж/г.

Выражение (1) перепишем в другом виде:

$$\frac{\eta_u q}{v_{св} F} = \frac{S_{пл}}{\eta_T}.$$

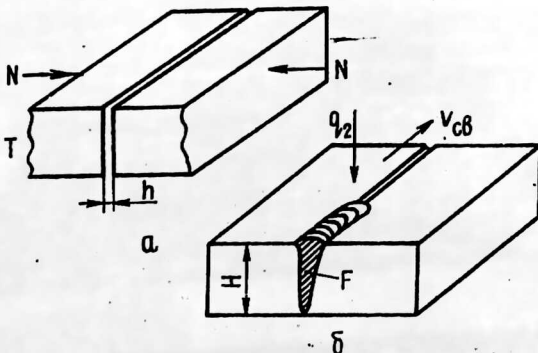


Рис. 1. Схема сборки стыка под сварку: а — давлением; б — плавлением; N — сжимающее усилие при сварке давлением; h — зазор, зависящий от чистоты обработки поверхности; T — температура сварочной среды; H — глубина (высота) шва; F — площадь проплавления; $v_{св}$ — скорость перемещения источника тепла; q_2 — удельная мощность источника тепла

Обозначив $Q_{\text{вв}} = \eta_u q / v_{\text{св}} F$ Дж/см³, получим

$$\eta_T = \frac{S_{\text{пл}}}{Q_{\text{вв}}} \quad (2)$$

Величина $Q_{\text{вв}}$ и есть работа формирования сварного шва.

Формула (2) показывает, во сколько раз эта работа больше минимального значения, равного $S_{\text{пл}}$.

В общем случае баланс затрат мощности при сварке плавлением выглядит следующим образом:

$$\eta_u \cdot q = q_{\text{тепл}} + q_{\text{пл}} + q_{\text{исп}}, \quad (3)$$

где $\eta_u \cdot q$ — эффективная мощность, подведенная к нагреваемой поверхности;

$q_{\text{тепл}}$ — потери введенной мощности за счет отвода тепла теплопроводностью металла;

$q_{\text{пл}}$ — затраты введенной мощности на плавление металла;

$q_{\text{исп}}$ — затраты введенной мощности на испарение.

Типичный баланс (в лучшем случае) выглядит так: из 100 % введенной мощности до 70 % — это потери на теплопроводность, около 29 % тратится на плавление и до 1 % — на испарение.

Если скорость ввода энергии в металл больше скорости отвода тепла теплопроводностью, то в течение очень короткого времени потерь на теплопроводность нет, т. е. $q_{\text{тепл}} = 0$, и эффективность нагрева резко повышается.

Такая ситуация имеет место, например, в элементарном цикле формирования глубокого проплавления при электронно-лучевой и лазерной сварке с удельной мощностью $q_2 > 10^5 - 10^6$ Вт/см².

Термический КПД η_T в балансе затрат введенной мощности (1) определяет долю мощности, пошедшей только на плавление металла. Остальное — это затраты на отвод тепла теплопроводностью, испарение и другие возможные потери.

Для различных методов сварки плавлением величина термического КПД лежит в пределах $\eta_T = 0,1 - 0,7$. Минимальные значения относятся к сварке поверхностной дугой, максимальные — к электронно-лучевой и лазерной. Величина термического КПД существенно зависит от теплопроводности свариваемого материала (для низкотеплопроводных материалов η_T выше) и параметров сварки [2]. Зависимости $\eta_T = f(q/H)$ и $\eta_T = f(q/H \cdot v_{\text{св}})$, где H — глубина (высота) шва; $v_{\text{св}}$ — скорость сварки имеют вид кривых с максимумом (рис. 2).

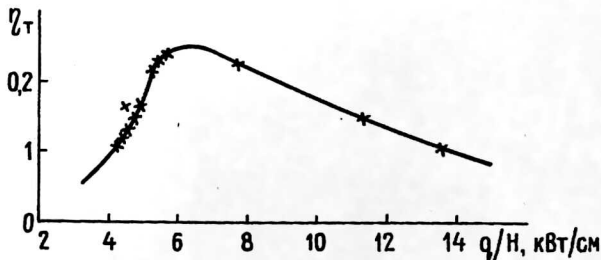


Рис. 2. Зависимость термического КПД процесса проплавления алюминиевого сплава при электронно-лучевой сварке от параметра q/H : q — эффективная мощность сварки, Вт; H — глубина проплавления, см

Наличие максимума η_T указывает на присутствие самоорганизации в процессе и отвечает точке с минимумом потребляемой энергии. Заметим, что максимуму η_T отвечают сварные швы с минимальной шириной зоны термического влияния.

Такие процессы, как формирование глубокого проплавления при электронно-лучевой и лазерной сварке, являются самоорганизующимися (синергетическими). Они характеризуются высокими значениями термического КПД (до 0,7 при сварке титана), минимальной шириной зоны термического влияния (до 0,1—0,2 мм) и высоким качеством сварного шва.

Поэтому знание порядка величины η_T для данного сварочного процесса, а еще лучше зависимости η_T от параметров режимов с тем, чтобы определить максимум η_T , позволяет использовать элементы самоорганизации (можно утверждать, что они присутствуют в любом процессе) в технологических целях.

Методика определения параметров режимов сварки давлением, сварки плавлением и пайки в настоящей работе строится из следующих соображений.

Во всех перечисленных процессах сварки присутствуют две составляющие: тепловая и силовая.

При сварке давлением нагретые детали (тепловая составляющая процесса) сжимаются прикладываемым давлением пуансонов или электродов (силовая, механическая составляющая). При сварке плавлением расплавленный металл (тепловая составляющая) перемещается с передней стенки ванны за заднюю давлением пара (силовая составляющая). При пайке расплавленный припой (тепловая составляющая) затекает в узкий зазор под действием Лапласова давления, обусловленного поверхностным натяжением расплава (силовая составляющая).

Таким образом, все перечисленные сварочные процессы содержат силовую составляющую и являются в той или иной степени динамичными.

Оценим теперь удельную работу формирования шва (сварного или паяного), т. е. величину $Q_{св}$ в формуле (2) при различных методах сварки. Отметим, что на этом этапе определения параметров режимов речь идет только об энергетике контакта, металлургические аспекты в этом рассмотрении пока не учитываются.

Начнем с процесса диффузионной сварки в вакууме.

Главными параметрами диффузионной сварки являются температура сварки T и давление, сжимающее детали, P .

Очень важным в этом случае является начальный момент, когда к нагретым до высокой температуры деталям прикладывается сварочное давление. В зазоре h (рис. 1), который определяется чистотой обработки поверхности, происходит локальное пластическое смятие микровыступов, течение пластичного металла в объеме зазора и формирование узкого, шириной h сварного шва. По существу, при этом имеется некоторая аналогия со сваркой плавлением.

Действительно, начинают работать источники тепла, так как работа пластической деформации более чем на 95% переходит в тепло, пластичный (почти жидкий) металл движется, есть скорость этого движения, т. е. начальная фаза сварки давлением до момента окончания интенсивной деформации шероховатостей поверхности в достаточной степени не менее динамична, чем процесс сварки плавлением.

По данным Каракозова Э. С. [3], в начальный момент диффузионной сварки за счет пластической деформации микронеровностей поверхности формируется до 40% площади сварного соединения. Поэтому есть большой смысл рассматривать эту стадию, которая длится всего 10^{-4} — 10^{-6} с, т. к. в ряде процессов, например, при микросварке давлением, ею только и ограничиваются.

Параметры начальной стадии процесса сварки давлением определим следующим образом.

Теплосодержание металла при сварке, Дж/см³:

$$S = \rho c T. \quad (4)$$

Скорость распространения пластической деформации, т. е. скорость пластического течения металла в зазоре, см/с:

$$V = \sqrt{P/\rho}, \quad (5)$$

где P — сварочное давление кг/мм²; МПа; Дж/см³; ρ — плотность материала, г/см³.

С учетом величины деформации ϵ выражение (5) должно иметь вид:

$$V = \sqrt{\frac{1}{\rho} \frac{dP}{d\epsilon}}.$$

В наших случаях в зазоре h имеет место практически 100%-я деформация микровыступов, т. е. $\epsilon \approx 1$. Поэтому для дальнейших оценок ограничимся формулой (5).

С учетом тепловой (4) и силовой (5) составляющих удельная мощность, развиваемая в зазоре h , имеет величину (Вт/см²)

$$q_2 = SV. \quad (6)$$

Скорость передачи, развиваемой в контакте удельной мощности деформируемым микровыступам (см/с), определяется формулой

$$v = \sqrt{a \dot{\epsilon}}, \quad (7)$$

где a — температуропроводность металла, см²/с;

$\dot{\epsilon}$ — скорость деформации, с⁻¹;

$\dot{\epsilon} = v/h$;

$a = \lambda/c \cdot \rho$.

Здесь λ — коэффициент теплопроводности материала, Вт/(см·К).

Работа формирования сварного шва, Дж/см³:

$$Q_{\text{вв}} = \frac{q_2}{v}. \quad (8)$$

Тепловая эффективность процесса сварки, т. е. величина термического КПД будет:

$$\eta_{\tau} = \frac{S_{\text{пл}}}{Q_{\text{вв}}}. \quad (9)$$

Из (9) видно, что всегда $Q_{\text{вв}} > S_{\text{пл}}$. Из этого соотношения следует, что пластическая деформация микронеровностей приводит к их плавлению. По определению, термический КПД определяет ту долю мощности (см. (1)) или энергии (см. (2)), которая тратится именно на плавление.

Таким образом, из (9) вытекает важный и достаточно парадоксальный вывод, что сварка давлением на начальном ее этапе является сваркой плавлением по ло-

кальным очагам. При этом доля сварного шва, которая формируется за счет плавления, может достигать, как указывалось в [3], до 40 %.

Отметим, что плавление в контакте при сварке давлением — это далеко не новость. За последние примерно 20 лет накопилось достаточное количество работ, в которых либо прямо экспериментально показывается факт плавления, либо обсуждаются причины появления в зоне шва фаз или соединений, которые могут возникнуть при температурах, существенно выше температуры сварки.

В частности, в работах Х. Крэя [4] с помощью оптической микроскопии показано, что во всех случаях при сварке давлением наблюдается слой литой зоны толщиной 700—2000 Å (0,07—0,2 мкм). Во многих работах последних лет констатируется наличие жидкой фазы при сварке взрывом. В недавней работе Трифионовой Н. А. [5] обсуждается процесс диффузионной сварки кварцевого стекла с алюминием при $T = 853—913$ К и регистрируется факт локального повышения температур в зоне сварки до 1300—1500 К.

В работе [6] при рассмотрении процесса разрушения металлов с позиции синергетики локальный очаг плавления называется квазиаморфной структурой. В монографии Мусина Р. К., Конюшкова Г. В. [7] локальный очаг плавления представлен как структура атомно-вакансионного состояния.

Оценим характерный размер очага локального плавления. Энергия (Дж), подведенная к микровыступу размером h , составляет

$$Q = Q_{\text{вв}} h^3, \quad (10)$$

тогда характерный размер локального очага плавления, см:

$$r = (Q/S_{\text{пл}})^{1/3}. \quad (11)$$

Проанализируем результаты расчетов по формулам (4) — (9), представленные в таблице.

Для диффузионной сварки в силу кратковременности воздействия и соответственно нестационарности процесса нагрева в зазоре характерен высокий уровень удельной мощности в контакте, более высокий, чем при квазистационарных процессах дуговой, электронно-лучевой и лазерной сварки.

Характерное время существования локального очага плавления, с:

$$t \approx \frac{r^2}{a}. \quad (12)$$

Для приведенных в таблице металлов $t = 10^{-4}—10^{-6}$ с. Скорость отвода тепла механизмом теплопроводности $v_T = \sqrt{a/t}$ составляет $2 \cdot 10^2 \div 10^3$ см/с. Скорость ввода тепла v больше или такого же порядка. Так как за столь короткие времена теплоотвода практически нет, величина термического КПД достаточно велика (см. формулу (3)).

Отметим важность существования локальных очагов плавления для процессов диффузии в контакте.

При величине коэффициента диффузии в металлических расплавах $D \approx 10^{-2}$ см²/с путь диффузии X (см) за время существования локального очага плавления $t = 10^{-4} \div 10^6$ с составляет $X = \sqrt{Dt} = 10^{-3} \div 10^{-4}$ см. Выдержка сжатых деталей при температуре диффузионной сварки в течение, например, 10 мин дает аналогичный результат, так как величина D в этом случае на 6—8 порядков мень-

Параметры режимов сварки и пайки

Металл	T, К	P, МПа	h, см	S, Дж/см ³	V, см/с	Q ₂ , Вт/см ²	v, см/с	Q _{вв} , Дж/см ³	η _T	Q, Дж	г, мкм	S _{плл} , Дж/см ³
Алюминий Медь Титан Нержавеющая сталь	880 1123 1373 1523	6 8 18 20	10 ⁻³ 10 ⁻³ 10 ⁻³ 10 ⁻³	2,2 · 10 ³ 1 · 10 ⁴ 3,1 · 10 ³ 5,4 · 10 ³	4,7 · 10 ³ 3 · 10 ³ 6,3 · 10 ³ 5 · 10 ³	Диффузионная сварка 1 · 10 ⁷ 3 · 10 ⁷ 2 · 10 ⁷ 2,7 · 10 ⁷	2,1 · 10 ³	4,6 · 10 ³	0,7	4,6 · 10 ⁻⁶	11,4	3,3 · 10 ³
							2,1 · 10 ³	1,4 · 10 ⁴	0,45	1,4 · 10 ⁻⁵	13	6,5 · 10 ³
							7,5 · 10 ²	2,6 · 10 ⁴	0,23	2,6 · 10 ⁻⁵	16,5	6 · 10 ³
							4,5 · 10 ²	6 · 10 ⁴	0,16	6 · 10 ⁻⁵	18	9,7 · 10 ³
Медь	300	1000	10 ⁻²	1 · 10 ³	3,4 · 10 ⁴	3,4 · 10 ⁷	2 · 10 ³	1,7 · 10 ⁴	0,38	1,7 · 10 ⁻²	137	6,5 · 10 ³
Медь	300	2460	10 ⁻²	1 · 10 ³	5,2 · 10 ⁴	5,2 · 10 ⁷	2,5 · 10 ³	2,1 · 10 ⁴	0,30	2,1 · 10 ⁻²	146	6,5 · 10 ³
Титан		100	10 ⁻¹	6 · 10 ³	1,5 · 10 ⁴	9 · 10 ⁷	1,2 · 10 ²	7,5 · 10 ⁵	0,01	—	—	6 · 10 ³
Пайка												
Сплав С-61	500	5 · 10 ⁻³	10 ⁻²	3,8 · 10 ³	7,7 · 10 ¹	2,9 · 10 ⁵	5 · 10 ¹	6 · 10 ³	0,61	—	—	3,7 · 10 ³
Электронно-лучевая сварка												
Нерж. сталь		8,5 · 10 ⁻³	10	9,7 · 10 ³	1 · 10 ²	1 · 10 ⁶	20	10 ⁵	0,21	—	—	9,7 · 10 ³
Нерж. сталь		1,9 · 10 ⁻³	10 ⁻¹	9,7 · 10 ³	4,9 · 10 ¹	4,7 · 10 ⁵	8	6 · 10 ⁴	0,16	—	—	9,7 · 10 ³

ше. Отметим, что даже кратковременное существование локальных очагов плавления в контакте в значительной степени ускоряет протекание химических реакций.

Как видно из таблицы, работа формирования соединения при холодной сварке и сварке взрывом примерно того же порядка величины, что и при диффузионной сварке. Следует отметить, что хотя эти способы реализуются при комнатных температурах, тепловая составляющая (4) в этих процессах достаточно велика.

Расчет для контактной точечной сварки с образованием литого ядра показывает, что работа формирования шва отличается от аналогичной для диффузионной сварки нержавеющей стали не более, чем на порядок величины.

Необходимо отметить, что в соответствии с принятой в настоящей работе методикой расчетов параметров режимов первая стадия контактной точечной сварки (приложение давления) соответствует холодной сварке. Последующий импульс тока через детали обеспечивает соответственно более высокий, чем при холодной сварке, уровень удельной мощности.

Низкий термический КПД при точечной контактной сварке, как это получилось в расчетах, по-видимому, связан с очень мощным теплоотводом в массивные электроды. При этом схема тепловыделения в очень большой степени соответствует схеме выделения тепла сосредоточенного теплового источника в бесконечном теле.

Обратимся теперь к процессу пайки. В этом случае силовая составляющая обеспечивается капиллярным давлением ($\text{Дж}/\text{см}^3$):

$$P = \frac{\sigma}{h}, \quad (13)$$

где σ — поверхностное натяжение расплавленного припоя, $\text{Дж}/\text{см}^2$;

h — толщина зазора, см.

В таблице приведен пример расчета параметров пайки (например, меди) припоем ПОС-61. При этом принято, что температура пайки на 50 К выше температуры плавления припоя. Работа формирования шва по порядку величины соответствует работе формирования шва в системе алюминий — алюминий при диффузионной сварке. Возможно, это связано с низкими температурами плавления алюминия и припоя.

При сварке плавлением (дуговой, лазерной, электронно-лучевой и др.) силовая составляющая процесса выглядит следующим образом:

$$P \geq \frac{\sigma}{r} + \rho g h, \quad (14)$$

где r — половина ширины шва, см;

g — ускорение силы тяжести, $\text{см}/\text{с}^2$;

h — глубина шва, см.

По формуле (14) давление пара над сварочной ванной за счет испарения с поверхности ванны должно обеспечить противодавление, обусловленное поверхностным натяжением ванны и массой жидкого металла.

В таблице приведены расчеты для двух случаев: большой ($h = 100$ мм) и малой ($h = 1$ мм) глубины проплавления.

Как видно, величина $Q_{\text{вв}}$ для этих случаев аналогична в пределах порядка величины предыдущим данным. Особенностью является то, что величина ν рассчитывается следующим образом:

$$\nu = \frac{h}{d} \nu_{\text{св}}, \quad (15)$$

где d — диаметр электронного луча (или другого соответствующего источника энергии), см;

$v_{\text{св}}$ — скорость перемещения источника энергии относительно изделия, см/с;

h — глубина проплавления, см.

Расчеты сделаны (см. табл.) при значениях $v_{\text{св}} = 0,2$ см/с для $h = 10$ см и $v_{\text{св}} = 2$ см/с для $h = 0,1$ см.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

На основе соображений размерности и анализа экспериментальных фактов сделана попытка сравнения различных методов сварки по величине удельной работы формирования сварных и паяных швов без учета металлургических особенностей процессов.

Результаты расчетов показывают, что термический КПД сварки давлением, пайки и сварки плавлением лежит в диапазоне 0,2—0,7. Это означает, что удельная работа формирования сварных и паяных швов составляет величину (1,5—5,0) $S_{\text{пл}}$, т. е. в пределах одного порядка величины.

Основная идея, позволяющая сделать такое сравнение, состоит в том, что в структуре процесса соединения (сварки) материалов выделяются силовая и тепловая составляющие, произведение которых определяет уровень удельной мощности в стыке.

В процессах сварки давлением силовая составляющая представляет собой внешнее механическое воздействие (приложенное давление) на свариваемый стык.

При сварке плавлением, где нет внешнего механического воздействия, силовая составляющая возникает в процессе плавления металла в виде реакции жидкого металла на осуществляющийся процесс сварки. Поэтому при сварке плавлением нужно за счет повышения удельной мощности поддерживать необходимый уровень интенсивности испарения с поверхности сварочной ванны и соответствующее давление пара для того, чтобы удерживать расплав в равновесии.

Предложенная методика позволяет осуществить синергетический подход в выборе параметров режимов путем нахождения оптимума режима по минимуму работы формирования шва (максимуму термического КПД) и сравнивать по этому показателю различные методы сварки и пайки.

Литература

1. Рыкалин Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. — М.: Машгиз, 1951. — 296 с.
2. Зуев И. В., Родякина Р. В. Тепловая эффективность процесса электронно-лучевого нагрева: докл. Академии наук, 1994. Т. 339. № 3. С. 32—34.
3. Каракозов Э. С. Соединение металлов в твердой фазе. — М.: Металлургия, 1976. — 264 с.
4. Креге Н. Melting Phenomena in Solid State Welding Processes//Welding Y. 1997. V. 56. № 5. P. 154—158.
5. Трифонова И. А. Исследование процессов взаимодействия кварцевого стекла и фотоситалла с алюминием в условиях диффузионной сварки в вакууме//Физика и химия обработки материалов. 1993. № 5. С. 127—134.
6. Иванова В. С. Синергетика: Прочность и разрушение металлических материалов. — М.: Наука, 1992. — 160 с.
7. Мусин Р. А., Конюшкова Г. В. Соединение металлов с керамическими материалами. — М.: Машиностроение, 1991. — 224 с.

ENERGETICS AND STRUCTURE OF THE PROCESS OF WELDED AND SOLDERED JOINTS FORMING

I. V. Zuev, A. G. Galkin, D. E. Volkov

Moscow Power Engineering Institute – Technical University, Russia, Moscow

On the base of experimental factors' analysis the attempt of comparison of different welding methods with using specific work of welded and soldered joints forming without taking into account metallurgical features of these processes was done.

The main idea, allowed to realize such comparison, consists of the fact, that in the structure of connecting process of the materials, such as welding and soldering, the force and heat components can be distinguished, their correlation determines the specific power level in the zone of connected materials' contact.

УДК 621

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕДИ, УНАСЛЕДОВАННЫЕ ИЗ РАСПЛАВА ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ НА НЕГО ТОРСИОННЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ

**В. П. Майборода, А. Е. Акимов, В. Я. Тарасенко, Г. А. Максимова,
В. К. Школьный, Н. Г. Палагута, Г. М. Молчановская**

Межотраслевой научно-технический центр венчурных
нетрадиционных технологий, Москва, Россия

Показано, что обработка расплава меди торсионным полем с правосторонней поляризацией приводит к повышению технологической пластичности металла.

Анализ природы торсионных полей и характера их взаимодействия с веществом в конденсированном состоянии был проведен в работе [1]. Из него следует, что любые частицы или их ассоциаты (молекулы), имеющие нескомпенсированные спины, подвержены спиновой поляризации при обработке торсионным полем. А так как расплавы металлов, обладающие доменным строением [2—4], содержат на границах структурных элементов большое число оборванных связей, имеющих спиновую нескомпенсированность, то они должны взаимодействовать с торсионным полем. В связи с этим можно предположить, что некоторое спиновое упорядочение частиц или их ассоциатов приведет к возникновению соответствующего структурирования металлической жидкости, что может быть унаследовано при затвердевании.

Процессы структурообразования в металлах имеют первостепенное значение для достижения тех или иных свойств. Поэтому в настоящей работе проведены исследования влияния торсионного излучения на перегретый расплав меди. Это влияние оценивалось по изменению структуры и механических свойств литой и катаной меди при сравнительных испытаниях контрольных образцов и образцов, затвердевших после обработки полем.

Слитки получены путем переплава меди кл. ВЗ чистоты 99,996 мас. % в печи Таммана в атмосфере аргона. Свойства литого металла исследовались на слитках, полученных путем разливки расплава в графитовые тигли. В целях уменьшения окислораживания катаный металл получен деформацией слитка, который при выплавке не переливался в тигель, а затвердевал и охлаждался в печи в среде аргона. Медь, полученная по последней технологии, служила основой для структурных исследований.

Печь Таммана представляет собой вертикально установленный цилиндр диаметром 350 мм и высотой 600 мм, изготовленный из малоуглеродистой ферромагнитной стали. Торцы цилиндра закрыты водоохлаждаемыми крышками, корпус заземлен. Таким образом, оболочка печи служит экраном от внешних электростатических и электромагнитных полей.

Источником торсионных излучений служит генератор, работающий по принципу вращающегося электромагнитного поля [5]. Генератор устанавливается на расстоянии 400 мм от оси цилиндра печи на уровне расположения тигля с металлом (на уровне центра высоты печи).

Для получения слитков лист меди (ВЗ) разрезали на куски, которые затем погружали в тигель диаметром 40 мм и высотой 60 мм. Тигель с содержимым устанавливали в печь, нагревательным элементом которой служила проводящая графитовая трубка; в качестве защитной атмосферы использовался аргон.

Переплавление меди осуществлялось при температуре 1400 °С с выдержкой 30 мин. Охлаждение металла до 800 °С проходило сначала в печи, а затем на воздухе. Слиток разрезался в вертикальной плоскости; поверхность разреза полировалась и травилась раствором азотной кислоты.

Структура полученной таким образом меди представлена на рис. 1 (стык трех зерен). Она характеризуется крупными зернами с характерной внутренней фрагментацией. При микронзондовом анализе сегрегационных скоплений на границах зерен не обнаружено (см. рис. 1, б).

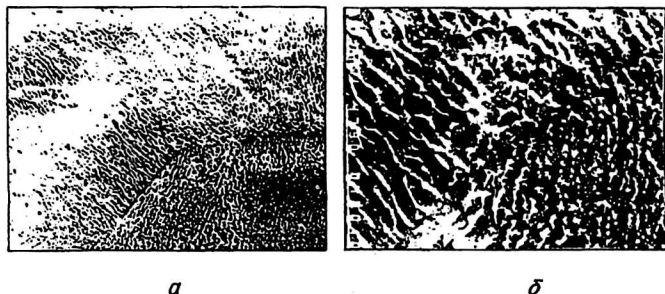


Рис. 1. Микроструктура литой меди (а) и стык трех зерен (б); а — $\times 100$;
б — $\times 480$

В процессе выплавки другого слитка такой же массы при температуре расплава меди 1400 °С был выключен генератор в течение 20 мин, который по своим характеристикам должен излучать поле правосторонней поляризации. После общей выдержки расплава в течение тех же 30 мин металл охладили до 800 °С в печи, а затем на воздухе. Шлиф для исследования изготавливался, как и в предыдущем опыте.

Структура меди, обработанной торсионным полем по указанной выше методике, представлена на рис. 2. Ее отличительная особенность — микродисперсность, а границы зерен имеют внутреннюю окантовку и выглядят в виде трех барьеров. Центральный стык трех зерен (см. рис. 2, б) представляется рыхлым, однако при микронзондовом анализе скопления примесных элементов в зоне стыка не обнаружено. Внутри зерен, как и в исходном образце, наблюдается пластинчатая фрагментация, но гораздо более мелкодисперсная (см. рис. 2, б) и видимая лишь при увеличении более 1000 \times .

Сравнительное исследование субструктурных особенностей образцов проведено с помощью просвечивающей электронной микроскопии. Структура исходной меди

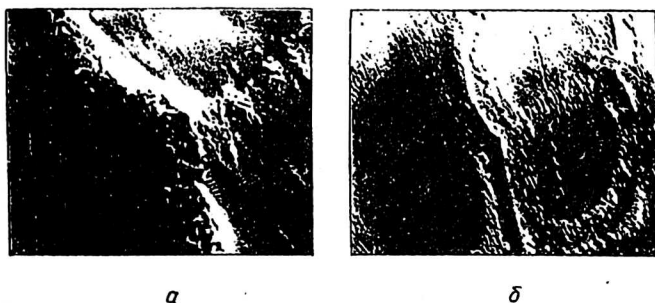


Рис. 2. Микроструктура литой меди, возникшая после облучения торсионным полем (а) и стык трех зерен (б); а — $\times 100$; б — $\times 1000$

содержит обычные для такого рода состояний дислокационные скопления (рис. 3) [6]. Отличительной особенностью субструктуры облученной меди (рис. 3, а) служит наличие клубковых дислокационных скоплений и двойников. Последние приводят к возникновению на электронограммах вдоль диффузных линий экстрарефлексов (см. рис. 3, б) в плоскости (110). Темнопольное изображение двойника (см. рис. 3, в) получено в двойниковом рефлексе (113). Размер областей когерентного рассеяния составляет 100—200 Å, что свидетельствует о чрезвычайно дисперсном состоянии облученной меди.



Рис. 3. Субструктура облученной меди (а), ее электронограмма (б) и темнопольное изображение двойника в рефлексе (в); а, в — $\times 19\ 000$

Диспергирование структуры в соответствии с уравнением Хола-Петчи [7] приводит к повышению прочности, а увеличение плотности внутренних границ, источников дислокаций [8] — к повышению пластичности. Для выяснения этих положений были проведены сравнительные исследования механических свойств обычной и облученной меди. В данном случае слитки для изготовления образцов на разрыв получали путем перелива расплава из тигля в графитовую форму. Затвердевший слиток разрезали вдоль вертикали на четыре сектора (доли), из которых вытачивали цилиндрический стандартный образец с диаметром рабочей части 3 мм. Испытания на разрыв производили на установке НИКИМП.

Сравнительный анализ свойств испытываемых образцов показывает, что облучение расплава приводит в конечном итоге к повышению прочности и пластичности металла (до 1,5—2 раз) [9].

Таким образом, медь, обработанная торсионным полем, обладает высокой технологической пластичностью, что позволяет катать металл без промежуточных отжигов и с суммарным обжатием больше 95 %. Сужение при разрыве катаной и опущенной при 400 °С меди составляет более 95 %, что существенно превышает известные стандартные значения.

Литература

1. Майборода В. П., Акимов А. Е. и др. Влияние торсионных полей на расплав олова: Препринт № 49/ МНТЦ ВЕНТ. — М., 1994.
2. Richter V. H., Breitling G. Strukturcomponenten von geschmolzenem gold[^] Silber und Blei// Z. Metallkunde, 1970. Bd. 61. № 9. P. 628.
3. Майборода В. П. Исследование закономерности переохлаждения жидкого железа от температуры перегрева: Препринт № 11/Ин-т проблем материаловедения АН УССР. — Киев, 1987.
4. Maiboroda V. P. Investigation of Gallium and Indium during melting// Thin solid Films. 1991. № 195. P. 357.
5. Акимов А. Е., Бойчук В. В., Тарасенко В. Я. Дальнодействующие спинорные поля. Физические модели: Препринт № 4/Ин-т проблем материаловедения АН УССР. — Киев, 1989.
6. Майборода В. П. Изменение структуры меди на стадии предплавления// Изв. АН СССР. Сер. Металлы. 1990. № 4. P. 49.
7. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. — М.: Атомиздат, 1972.
8. Майборода В. П., Копань В. С. Свойства тонкослойного проката сталь—медь// Изв. АН СССР. Сер. Металлы. 1973. № 3. С. 132.
9. Майборода В. П., Акимов А. Е. и др. Структура и свойства меди, унаследованные из расплава после воздействия на него торсионным излучением: Препринт № 50/ МНТЦ ВЕНТ. — М., 1994.

Поступила в редакцию 21 апреля 1995 г.

THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE COPPER DERIVED FROM THE MELT AFTER TREATING WITH TORSION RADIATION

**V. P. Maiboroda, A. E. Akimov, V. Ya. Tarasenko, G. A. Maximova,
V. K. Shkolny, N. G. Palaguta, G. M. Moltshanovskaya**

Centre of intersectoral science, engineering and venture
non-conventional technologies, Moscow, Russia

Treating the copper in the melt by torsion field with right-hand polarization cause the increasing of the process plasticity of the metal.