

PACS numbers: 61.72.S-, 66.30.Fq, 66.30.Ny, 68.35.Fx, 81.20.Vj, 81.40.Vw, 81.70.Jb

Диффузия при действии ударного сжатия и переменного электрического тока в условиях высоких температур

С. И. Кучук-Яценко, Г. К. Харченко, В. М. Миронов*,
Д. В. Миронов*, В. Ф. Мазанко**, Д. С. Герцрикен**, С. Е. Богданов**

*Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины,
ул. Боженко, 11,
03680, ГСП, Киев-150, Украина*

**Самарская государственная сельскохозяйственная академия,
ул. Учебная, 2,
446442, Самарская область, пгт. Усть-Кинельский, Россия*

***Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,
бульв. Акад. Вернадского, 36,
03680, ГСП, Киев-142, Украина*

С помощью методов физико-химического анализа исследованы само- и гетеродиффузия в железе, кобальте и никеле при одновременном действии ударного сжатия и переменного электрического тока в условиях высоких температур. Определено распределение атомов и их локализация в диффузионной зоне образцов, проведена оценка подвижности атомов и установлены механизмы миграции атомов при указанных обработках.

За допомогою метод фізико-хімічної аналізи досліджено само- та гетеродифузії у залізі, кобальті та нікелі при одночасному впливі ударного стискання та змінного електричного струму за високих температур. Визначено розподіл атомів та їх локалізацію у дифузійній зоні зразків, проведено оцінку рухливості атомів у них і встановлено механізми міграції атомів при зазначених обробках.

At the high temperatures, the self- and heterodiffusion in iron, cobalt and nickel under simultaneous action of shock compression and alternating electric current are investigated using the methods of physicochemical analysis. The distribution of atoms and their localization within the diffusion zone of samples are determined. The estimation of the atoms' mobility is carried out, and mechanisms of the atoms' migration because of mentioned treatments are ascertained.

Ключевые слова: диффузия, подвижность атомов, ударное сжатие, магнитное поле.

(Получено 4 февраля 2014 г.; окончат. вариант — 6 июня 2014 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Известно, что при ударном сжатии металла падающим грузом со скоростями выше 1 с^{-1} наблюдается аномальное ускорение подвижности атомов: собственных, образующих твердые растворы различного типа и нерастворимых в равновесных условиях [1, 2]. Этот эффект был использован для сварки в твердой фазе и химико-термической обработки. В результате такого воздействия в сварном шве и модифицированных поверхностных слоях появляется ряд полезных свойств, например, протяженные диффузионные зоны, отсутствие охрупчивающих фаз в неразъемном соединении и околошовной зоне, а также сегрегаций на границах зерен, повышенная растворимость и др. Дальнейшие исследования привели к созданию оборудования, позволяющего увеличить скорость деформации до 500 с^{-1} и изменить схему нагружения от вертикальной к горизонтальной, что более удобно с практической точки зрения [3]. Это привело к еще большему росту подвижности атомов, и легирующие элементы оказывались в металле на глубинах порядка 0,5 мм.

2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Для поиска путей дальнейшего улучшения сварных швов и обработанных приповерхностных слоев рассмотрим сначала самодиффузию в переходных металлах при традиционном деформировании в условиях ударной сварки в вакууме. При скорости деформации $30\text{--}40 \text{ с}^{-1}$ температура составляла от ≈ 600 до 1500 К , а также при скорости 90 с^{-1} температура была 1500 К .

Импульсное механическое нагружение падающим грузом ряда металлов с разным типом кристаллической решетки $\alpha\text{-Fe}$, $\gamma\text{-Fe}$, $\alpha\text{-Co}$, $\beta\text{-Co}$, Ni , осуществляли на установке для ударной сварки в вакууме [4, 5] при следующих параметрах деформирования: $30\text{--}40 \text{ с}^{-1}$ при температурах от ≈ 600 до 1500 К и 90 с^{-1} при 1500 К . Деформации подвергали два поставленных друг на друга образца таким образом, чтобы нанесенные слои исследуемого элемента были на контактирующих поверхностях. Во избежание последствий, т.е. термически активируемой диффузии при остывании, а также диффузии, стимулированной релаксацией напряжений, возникших при ударе, в момент окончания деформации отключался нагрев, и образцы заливались жидким азотом. При использовании горизонтальной схемы нагружения скорость деформации доходила до 300 с^{-1} , при этом нагрев осуществить не удалось. В этом случае деформировали по одному образцу в каждом акте воздействия.

Совместное действие ударного сжатия и мощных переменных токов реализуется в условиях контактной сварки с расплавлением, когда плотность тока в точке соприкосновения оказывается настолько большой, что металл за 10^{-4} – 10^{-3} с нагревается до температуры кипения, а это приводит к взрыву металла перемычки. В результате такого взрыва часть металла перемычки выбрасывается из стыка, а другая часть кипящего металла остается на обеих поверхностях. Обеспечивая непрерывный контакт стержней путем медленного перемещения их навстречу друг другу, можно получить взрывно-искровой или взрывно-дуговой процесс по всей торцевой поверхности. Этот процесс, называемый процессом непрерывного оплавления, характерен тем, что, во-первых, стержни с определенной скоростью оплавляются; во-вторых, на самих торцевых поверхностях устанавливается температура, превышающая $T_{пл}$ металла; в-третьих, некоторая доля тепла, выделяющаяся на торцах, передается самим оплавливаемым стержням.

На рисунке 1 показана схема действия сил, разрывающих перемычку жидкого металла, замкнувшую оплавливаемые стержни за миллисекунды, и электродинамические силы отталкивания стержней в процессе сварки. Рассмотрим эти силы.

$P_{пэ}$ — сжимающая сила, так называемая сила пинч-эффекта. Этот эффект, как известно, заключается в следующем: магнитное поле, существующее вокруг проводника, всегда стремится его сжать, что

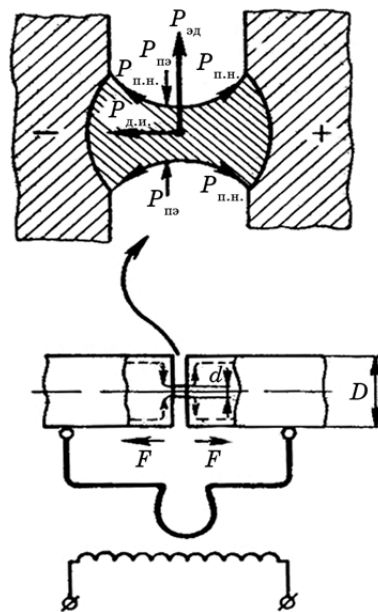


Рис. 1. Схема действия сил [6].

и происходит, если проводник состоит из жидкого металла.

$P_{п.н.}$ — сила поверхностного натяжения жидкого металла. Эта сила тоже стремится сжать перемычку и придать ей форму с наименьшей площадью поверхности.

$P_{эд}$ — сила электродинамического эффекта, под влиянием которой каждый контур тока стремится принять форму кольца.

$P_{д.и.}$ — сила движения ионов, действующая только в жидком металле.

При высокой плотности тока, превышающей некоторое критическое значение, проводимость жидкого металла становится ионной. Одновременно ионы приобретают направленное движение, что приводит к заметному перемещению материала проводника от плюса к минусу. Поскольку время существования жидкой перемычки мало по сравнению с продолжительностью одного полупериода тока, то такая перемычка будет всегда замыкать ток одного направления. Для жидкой перемычки процесс ионной диффузии имеет большое значение как фактор, действующий в том же направлении разрыва перемычки, что и пинч-эффект.

Определение концентрации водорода и углерода проводили по стандартной методике с помощью послойной лазерной спектроскопии. Исследования проводились на лазерном спектрометре LSS-1.

Для послойного определения плотности в сварном шве из контрольных образцов вырезали пластинки на разной глубине и определяли их плотность методом гидростатического взвешивания. Их толщина, получаемая методом электроискровой эрозии, составляла 50 мкм.

Для наложения на импульсно деформируемый металл с ГЦК-решеткой (γ -железо, никель, β -кобальт, медь, стали в аустенитном состоянии) мощного переменного тока применяли оборудование для контактной сварки оплавлением [7, 8], но использовали более мягкие режимы, как для импульсной деформации (50%, $8,1 \cdot 10^{-2}$ с, 90 с^{-1}), так и для переменного тока (2,5 кА, 500 кВт, 50 Гц). Электрический ток выключался синхронно с окончанием импульсной деформации. По завершении процесса деформации для фиксации глубины проникновения и фазового состава образцы также заливались жидким азотом.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Проведенные с помощью изотопов ^{55}Fe , ^{60}Co , ^{63}Ni эксперименты по изучению подвижности собственных атомов при скорости деформации 35 с^{-1} позволили определить диффузионные параметры в железе, кобальте и никеле:

$$D_M^{\alpha\text{-Fe}} = 0,2 \exp(-10000/RT),$$

$$D_M^{\gamma\text{-Fe}} = 14,1 \exp(-14800/RT),$$

$$D_M^{\text{Ni}} = 4,4 \exp(-13200/RT) + 4,9 \cdot 10^2 \exp(-26100/RT),$$

$$D_M^{\alpha\text{-Co}} = 1,5 \cdot 10^2 \exp(-19500/RT),$$

$$D_M^{\beta\text{-Fe}} = 65 \exp(-18000/RT).$$

Следует отметить интересный результат. Оказалось, что, несмотря на отсутствие в никеле полиморфного превращения, скорость миграции атомов так же, как и для железа и кобальта, описывается двумя зависимостями Аррениуса. Однако, в отличие от железа и кобальта, в низкотемпературной области энергия активации выше. Максимальные глубины проникновения в этих металлах при указанных выше параметрах обработки составили $\cong 500$, 450 и 480 мкм соответственно для железа, кобальта и никеля. При гетеродиффузии, например, атомов никеля в медь, не имеющей полиморфного перехода, также наблюдается излом на зависимости логарифма коэффициента диффузии (КД) от обратной температуры. Однако, энергия активации, подобно железу и кобальту, выше в высокотемпературной области (рис. 2). Те же закономерности наблюдаются при диффузии в медь атомов железа и цинка. Следовательно, можно предположить, что ход температурной зависимости определяется не диффузантом, а матрицей.

При скорости 90 с^{-1} и температуре 1500 К из-за увеличения значения обоих факторов коэффициенты само- и гетеродиффузии (Ni в Cu) заметно возрастают по сравнению со скоростью 35 с^{-1} при 600 К и составляют: для Fe = $1,2 \text{ см}^2/\text{с}$, для Co = $0,89 \text{ см}^2/\text{с}$, для Ni = $0,75 \text{ см}^2/\text{с}$, для Cu = $0,81 \text{ см}^2/\text{с}$.

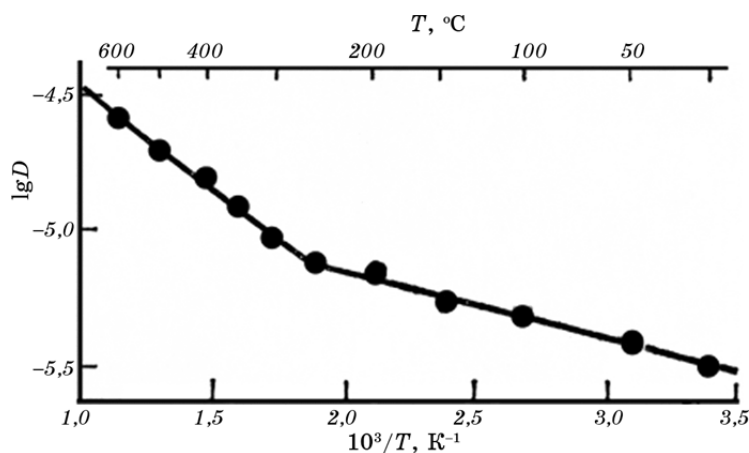


Рис. 2. Температурная зависимость коэффициентов диффузии никеля в медь при ударном сжатии со скоростью 35 с^{-1} .

Сравнение полученных результатов с данными работ [9–11], авторы которых проводили изучение воздействия на миграцию атомов скоростного деформирования при 20 с^{-1} , показывает, что для металлов с различным типом кристаллической решетки (Fe, Ni, Co) скорость деформации $\dot{\epsilon}$ влияет на предэкспоненциальный множитель и энергию активации. При более высоких значениях $\dot{\epsilon}$ (почти в 2 раза), реализуемых в настоящей работе, величины D_0 и Q заметно ниже — почти на 10%. Такое влияние скорости деформации, по-видимому, связано с действующей на мигрирующий атом движущей силой F , обеспечивающей направленный характер миграции атомов [12]. Оценка ее значения, проведенная с использованием уравнения Фоккера–Планка [13, 14] показала, что величина F меняется сложным образом с изменением температуры, скорости деформации и количества актов нагружения.

Соответствующее уравнение потока мигрирующих атомов согласно [13] можно представить в виде суммы диффузионной составляющей и направленного движения атомов, инициируемого импульсным воздействием:

$$J = -D \frac{\partial C}{\partial x} + \langle v \rangle C. \quad (1)$$

Тогда $\partial C / \partial x = -\partial J / \partial x = (\partial / \partial x)(-D \partial C / \partial x + \langle v \rangle C)$, где J — поток, D — коэффициент диффузии, C — концентрация диффузанта, τ — время, а $\langle v \rangle$ — средняя скорость дрейфа атомов под действием силы F , зависящая от коэффициента диффузии:

$$\langle v \rangle \cong D_T F / (kT). \quad (2)$$

Таким образом, при данных условиях эксперимента значение F находится в пределах 10^{-13} – 10^{-15} Н (рис. 3).

При использовании горизонтальной схемы нагружения удалось увеличить скорость деформации до 300 с^{-1} , но нагрев осуществить не удалось. Максимальные глубины проникновения составили 80, 65 и 75 мкм соответственно для α -железа, α -кобальта и никеля. При этом сохранялись обнаруженные ранее закономерности: равномерный характер распределения меченых атомов, развитая диффузионная зона, зависимость коэффициентов диффузии от скорости деформации. Отметим, что сварное соединение не образовывалось.

Учитывая результаты работ [7, 8, 15–19] по контактной сварке с оплавлением (КСО), когда за счет наложения на импульсно деформируемый металл переменного тока возникают высокие температуры вплоть до плавления и диффузия идет через жидко-твердую прослойку на аномально большие глубины, представляется перспективным исследование само- и гетеродиффузии в условиях одновременного действия импульсных деформаций (50%, $8,1 \cdot 10^{-2}$ с,

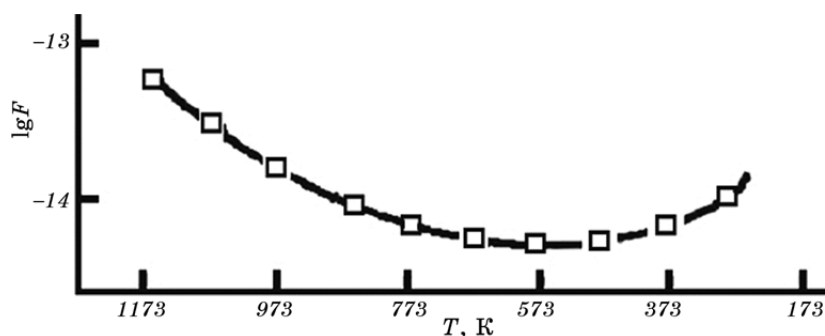


Рис. 3. Зависимость величины движущей силы процесса диффузии F в железе от температуры импульсного механического деформирования со скоростью 35 с^{-1} .

90 с^{-1}) и мощных переменных токов (2,5 кА, 500 кВт, 50 Гц). Отметим, что ток выключался синхронно с завершением импульсной деформации.

Проведенные эксперименты показали, что при ударном сжатии, происходящем в момент пропускания через образец тока сетевой частоты, происходит anomalно быстрое перемещения атомов с поверхности вглубь металла. Причем это наблюдается как при само-, так и гетеродиффузии (рис. 4). Следует отметить, что вследствие высокой температуры, вызванной проходящим через образец током все исследуемые металлы в процессе диффузии обладают ГЦК-решеткой, поскольку железо переходит в γ -фазу, кобальт — в β -фазу, а для меди и никеля модификация с ГЦК-симметрией является единственной.

Поскольку длительность процесса разогрева и деформации достаточно мала (десятки миллисекунд), то в дополнение к градиенту напряжений, вызванному ударом, возникает градиент термоупругих напряжений (до 4 МПа на поверхности), что обеспечивает возникновение еще большей, чем при ударе, движущей силы, а следовательно, и заметно больших глубин проникновения (почти на порядок). Кроме того, необходимо учитывать следующее. Поскольку при наложении импульса тока на деформируемый металл возникает электропластический эффект [20], происходит дополнительное увеличение подвижности атомов.

Таким образом, в данных условиях обработки диффузия, стимулированная одновременным действием импульсной деформации и электрического тока, происходит в результате влияния ряда факторов: высокоскоростной деформации, нагрева до предплавления температур, различных градиентов, увлечения атомов потоком электронов (электроперенос) и эффекта Троицкого. Расчет коэффициентов диффузии показал, что они заметно выше, чем при обыч-

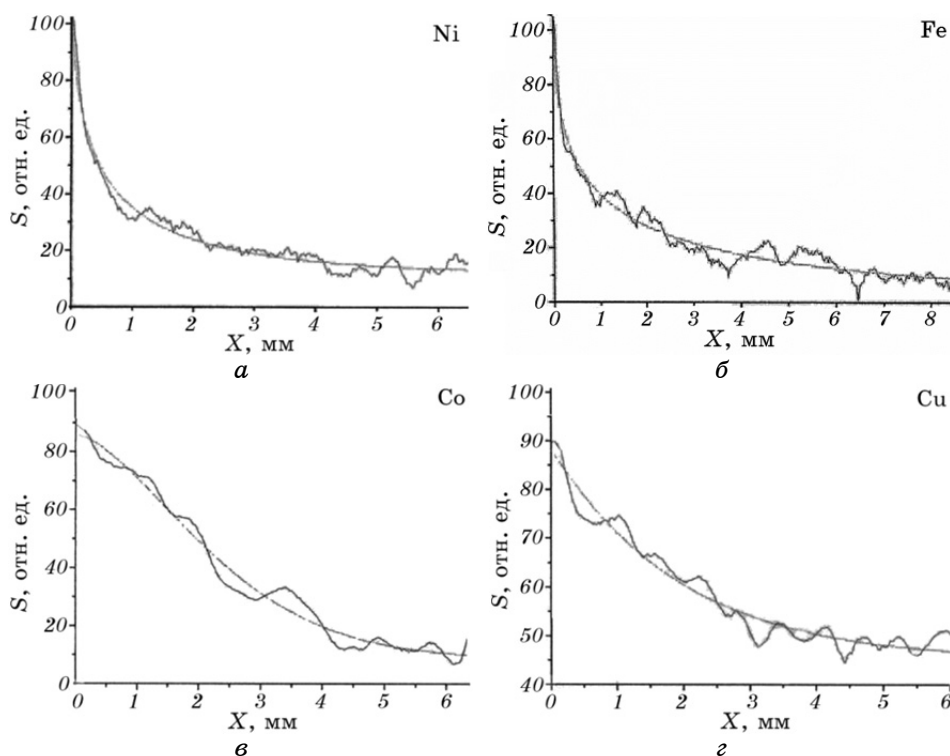


Рис. 4. Самодиффузия никеля (*а*), железа (*б*), кобальта (*в*) и гетеродиффузия никеля в медь (*г*). Результаты получены автоматическим фотометрированием с компьютерной обработкой методом наименьших квадратов.

ной деформации ударом: для Fe = 9,5 см²/с, для Co = 7,9 см²/с, для Ni = 5,5 см²/с, для Cu = 7,1 см²/с.

Рассмотрим процессы диффузии и образования неразъемного соединения, протекающие в двух контактирующих образцах под действием вышеуказанной комбинированной обработки, на примере низколегированной малоуглеродистой стали (0,1% C, 1,3% Mn, 0,2% Si).

Изучение распределения атомов изотопа железа ⁵⁵Fe, предварительно нанесенных на торцы образцов, показало, что в результате воздействия происходит сварка, и атомы проникают на большие глубины, причем они располагаются в околошовной зоне несимметрично (рис. 5).

Подвижность атомов и глубины проникновения немного выше в верхнем образце подобно тому, что имеет место при ударной сварке в вакууме, сварке прокаткой, магнитноимпульсной сварке и других видах импульсной сварки давлением [21–24]. Максимальное значение КД железа в стали оказалось близким к таковому в чистом

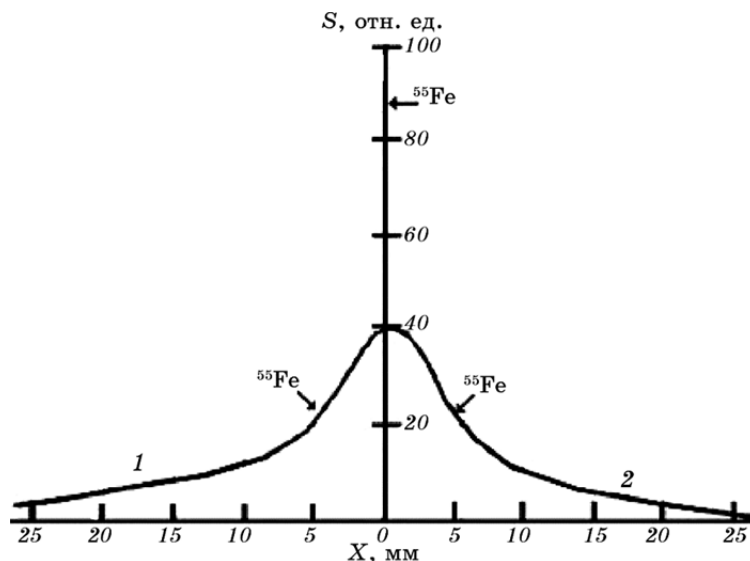


Рис. 5. Перераспределение меченых атомов железа в левом (1) и правом (2) стальных образцах из предварительно нанесенного на торцы слоя ^{55}Fe .

железе — $8,5 \text{ см}^2/\text{с}$, что, по-видимому, связано с небольшим количеством примесей в материале.

На рисунке 6 представлены значения коэффициентов диффузии и их разницы в правом и левом образцах. Эти величины определены для различных сечений, перпендикулярных исходной линии контакта образцов 1 (рис. 6, а), полученных при фотометрическом исследовании околошовной зоны 2 (рис. 6, а).

На рисунке 6, б наглядно представлено различие в коэффициентах диффузии в правых и левых образцах. В правом образце во всех сечениях (кривая 1) значения КД выше, чем в левом (кривая 2). Однако различие между ними ΔD носит сложный характер. Величина ΔD минимальна в центральном сечении (пунктирная линия на рис. 6, а) и максимальна на расстоянии $\cong 5 \text{ мм}$ от центра в обе стороны.

На рисунке 7 представлено распределение рассчитанного по формуле (2) значения движущей силы F , действующей на каждый диффундирующий атом, и давления в зоне контакта P по ширине образцов при той же скорости деформации и схеме расположения образцов, что и для аналогичного распределения коэффициентов диффузии (рис. 6, б). Из сравнения зависимостей $P(X)$ и $F(X)$ видно их неоспоримое сходство, что, на наш взгляд, свидетельствует о справедливости предположения о наличии движущей силы процесса переноса.

Как следует из рассмотрения зависимостей $F(X)$ и $P(X)$, суще-

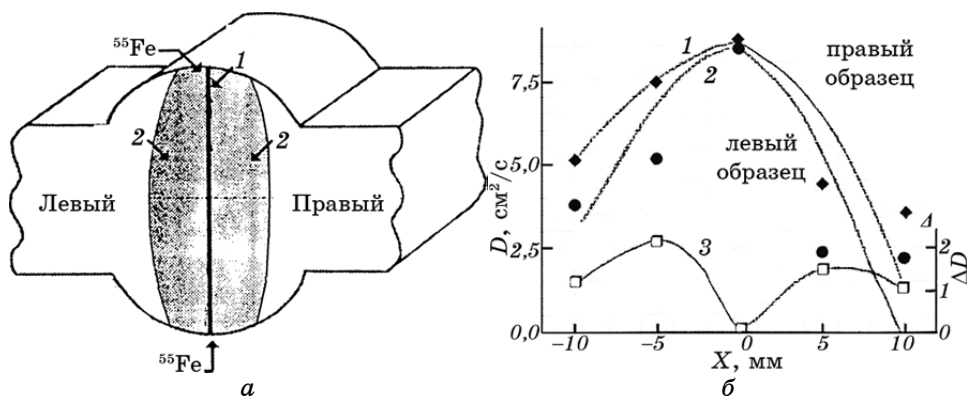


Рис. 6. Расположение образцов из стали и меченых атомов ^{55}Fe в исходном состоянии (1) и после комбинированного импульсного воздействия (2) (а); распределение подвижности атомов в правом (1) и левом (2) образцах и различия между КД в обоих образцах по ширине образцов в каждом сечении (3) (б).

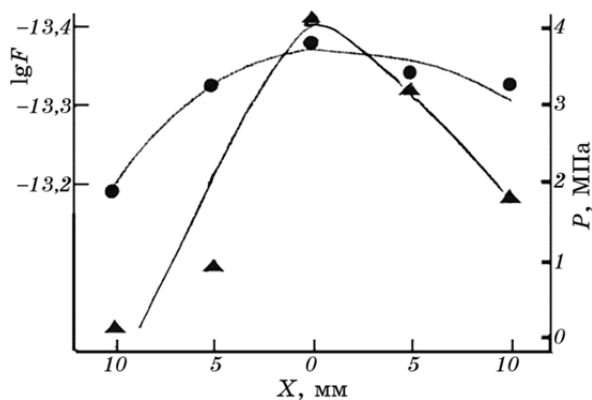


Рис. 7. Распределение движущей силы $\lg F$ и давления P по каждому сечению сварного соединения.

ствует взаимосвязь между давлением, возникающим в зоне контакта взаимодействующих образцов, и величиной появляющейся движущей силы в диффузионной зоне. Так, с ростом давления происходит возрастание движущей силы, а, следовательно, и глубины проникновения атомов. Таким образом, изменяя давление, можно регулировать протяженность диффузионной зоны в необходимых пределах.

Аппроксимация экспериментально полученных концентрационных профилей (см. рис. 4, 5) аналитической функцией позволила установить, что они описываются зависимостью вида:

$$C(X) = C_0 \exp(-\alpha X^n), \quad (3)$$

где $C(X)$ концентрация вещества на глубине X , C_0 — концентрация вещества на поверхности, т.е. в точке $X = 0$, α — коэффициент пропорциональности, n — параметр, характеризующий механизм диффузионного переноса.

Значение $n = 2$ свидетельствует об объемном механизме диффузии в исследуемой системе. В случае классической диффузии, т.е. термически активируемого процесса, происходящего под действием градиента химического потенциала, даже при наличии движущей силы F показатель степени n равен 2 [13]. Это значение показателя степени при вышеуказанной обработке имеет место в том случае, когда расстояние $\langle X \rangle_F$, пройденное атомом в результате дрейфа, вызванного действием движущей силы, существенно меньше его общего диффузионного пути $\langle X \rangle_F \ll X$.

Как следует из рисунка 8, показатель степени n при X изменяется от $\approx 0,5$ до ≈ 2 . Это может указывать на наличие при данной обработке одновременно реализующихся различных механизмов переноса вещества. Как известно [25], для зернограничного проникновения и механической диффузии характерно значение $n = 1$, для дислокационного перемещения атомов — 0,5. Данный факт не вызывает удивления, поскольку, как указывалось ранее, миграция атомов происходит под действием большого числа факторов.

Авторадиографический анализ, тем не менее, показывает по всей диффузионной зоне преобладание объемного механизма миграции атомов. Однако наличие в ряде сечений профиля, описываемого экспонентой от X в первой степени и $X^{1/2}$, служит косвенным свидетельством того, что радиоактивный изотоп в процессе обработки движется также по линейным (дислокациям), плоскостным (границам зерен и фаз) и объемным (вакансионные кластеры и поры) дефектам, имеющимся в металле в исходном состоянии и образую-

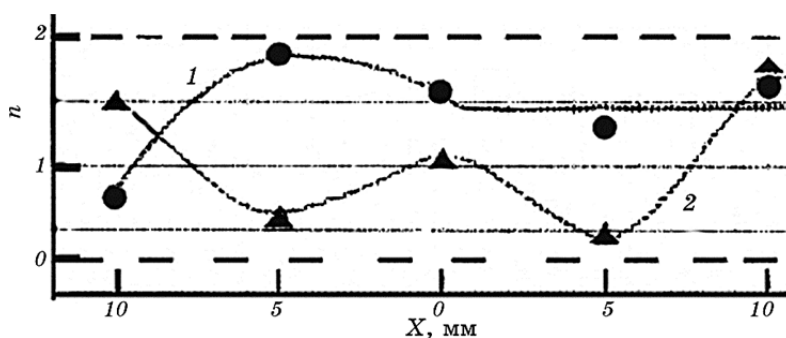


Рис. 8. Изменение параметра n по каждому сечению диффузионной зоны в левом (1) и правом (2) образцах.

щимся при многофакторном воздействии (см. далее рис. 9, а, б).

Преобладающая локализация меченых атомов в объеме зерен, выявляемая экспериментально по завершении процесса обработки и охлаждения образцов, связана, по-видимому, не только с объемным массопереносом, но и уходом атомов из дефектов кристаллической структуры в объем во время охлаждения диффузионной зоны от предплавильных температур до комнатной. Причем этот процесс происходит вакансионным путем под действием градиента концентрации.

Помимо проникновения на макроскопические расстояния собственных (меченых) атомов в сталь, наблюдается ускоренное перераспределение атомов неметаллов (рис. 9). За меру диффузионного

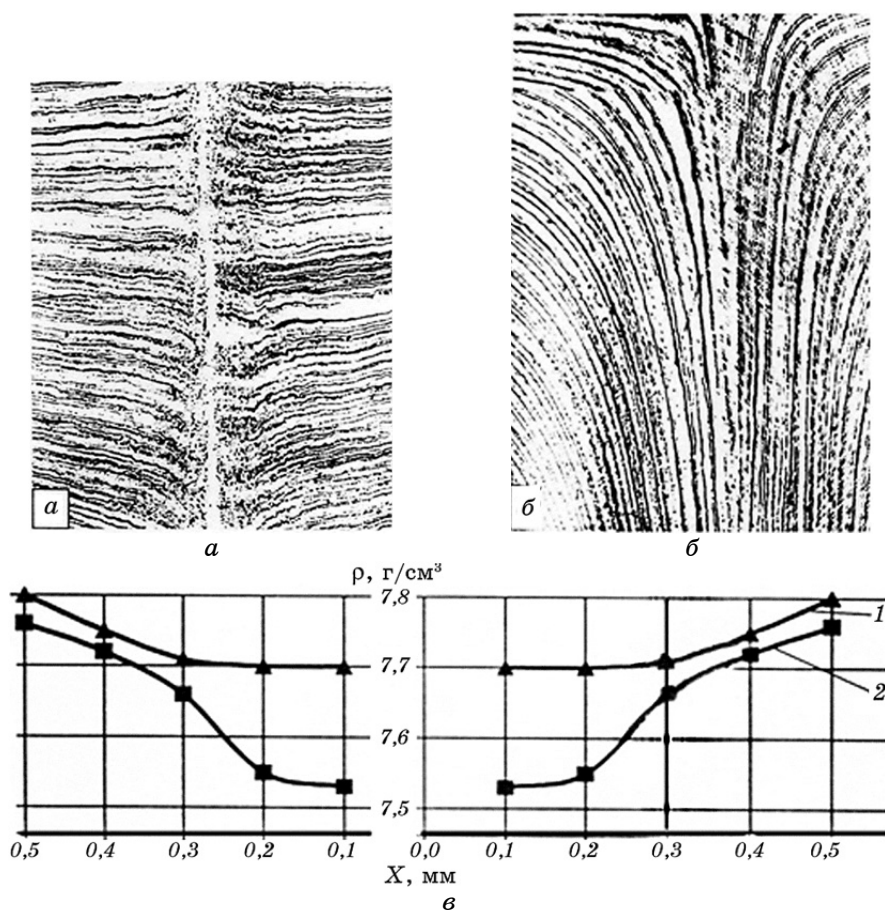


Рис. 9. Структура сварных швов, полученных при скорости деформации 40 с^{-1} (а) и 1 с^{-1} (б), и изменение плотности в околошовной зоне в левом и правом образцах (в) при скоростях: 1 — 40 с^{-1} , 2 — 1 с^{-1} .

перемещения атомов углерода и кремния взято изменение плотности металла из-за ухода из шва в обе стороны околошовной зоны легких элементов, содержание которых в исходном состоянии составляло до 0,3% вес.

Как следует из рис. 9, в зависимости от скорости осадки меняется как структура материала, так и его плотность. В исходном состоянии плотность данной стали по всему объему составляла 7,49 г/см³. В процессе обработки происходит перераспределение атомов С и Si, таким образом, что на расстоянии в 0,5 мм от линии шва наблюдается плотность, практически соответствующая чистому железу, а на расстоянии $\cong 100$ мкм в обе стороны значения ρ составляют 7,52–7,54 г/см³ (при $\dot{\epsilon} = 1 \text{ с}^{-1}$), т.е. изменение плотности достигает $\cong 0,5\%$ (кривая 1). При существенно большей скорости эффект перераспределения выражен гораздо сильнее — плотность увеличивается более, чем на 2,5% (кривая 2). Следовательно, наблюдается влияние скорости деформации на перераспределение атомов неметаллов, а сравнение глубин проникновения углерода и кремния с глубинами проникновения собственных атомов железа показывает, что в первом случае они примерно на порядок ниже. Однако наличие белой нетравящейся полосы толщиной до 50 мкм в зоне шва при деформации с большей скоростью, состоящей практически из феррита, указывает на резкий провал в концентрации углерода и сверхвысокую плотность дислокаций.

Отсутствие подобной полосы при меньшем значении $\dot{\epsilon}$ означает более низкую плотность дислокаций, поскольку травление происходит как в зоне шва, так и по всему образцу. Тем не менее, подобная полоса может быть и при меньшей скорости деформации, но ее толщина будет невелика. Действительно, обеднение приповерхностной (приконтактной зоны), но на меньшем протяжении (1–10 мкм) и превращение стали или чугуна в зоне контакта в феррит наблюдалось при ударной сварке в вакууме, при прокатке и других видах воздействия со скоростью деформации от 1 с^{-1} [1, 23, 26]. Следовательно, и в этом случае наблюдается обезуглероживание шва, а также уменьшения содержания H_2 (рис. 10), что может оказаться полезным для промышленной практики.

4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, одновременное действие ударного сжатия и мощного импульса переменного тока при высоких температурах приводит к аномальному переносу атомов металлов и легких элементов (Fe, Ni, Co, C, H) с поверхности в глубь ряда металлов (железа, никеля, кобальта и малоуглеродистой стали) на глубины от 5 до 25 мм в зависимости от параметров обработки, вида примесных атомов и матрицы.

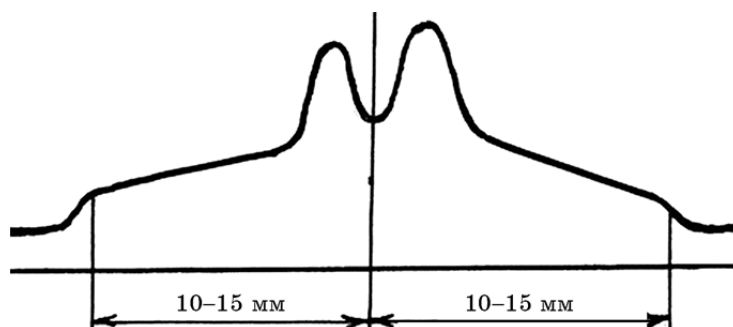


Рис. 10. Схематическое распределение водорода в сварном шве после обработки.

Работа выполнялась в рамках договора о двустороннем научном сотрудничестве на основе прямых связей между Институтом металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины и Самарской государственной сельскохозяйственной академией по теме «Исследование особенностей и механизма миграции атомов в металлах в условиях внешних воздействий».

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Д. С. Герцрикен, В. Ф. Мазанко, В. М. Фальченко, *Импульсная обработка и массоперенос в металлах при низких температурах* (Киев: Наукова думка: 1991).
2. В. М. Миронов, В. Ф. Мазанко, Д. С. Герцрикен, А. В. Филатов, *Массоперенос и фазообразование в металлах при импульсных воздействиях* (Самара: Самарский университет: 2001).
3. В. М. Миронов, *Само- и гетеродиффузия в металлах при действии магнитных полей и импульсных деформаций* (Автореф. дис. ... д-ра физ.-мат. наук) (Самара: 2003).
4. А. И. Игнатенко, Г. К. Харченко, *Способ сварки давлением*, А.с. 404508 СССР, МКИ В 23 К 20/00 (Опубл. 14 декабря 1973, бюл. 44).
5. С. М. Гуревич, Г. К. Харченко, А. И. Игнатенко, *Изготовление трубчатых переходников ниобий-железо, ниобий-сталь ударной сваркой в вакууме* (Информационное письмо № 53-1030) (Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ: 1976).
6. К. А. Кочергин, *Сварка давлением* (Ленинград: Машиностроение: 1972).
7. С. И. Кучук-Яценко, *Контактная стыковая сварка оплавлением* (Киев: Наукова думка: 1992).
8. С. И. Кучук-Яценко, М. В. Богорский, А. В. Дидковский, *Автоматическая сварка*, № 12: 3 (1999).
9. Л. Н. Ларинов, В. М. Фальченко, В. Ф. Мазанко, Д. С. Герцрикен, *ДАН СССР*, 221, № 5: 1073 (1975).
10. Л. Н. Ларинов, В. М. Фальченко, В. Ф. Мазанко, *ДАН УССР. Сер. А*, № 2:

- 169 (1975).
11. Л. Н. Ларионов, В. М. Фальченко, В. Ф. Мазанко, С. М. Гуревич, А. И. Игнатенко, Г. К. Харченко, *ДАН УССР. Сер. А*, № 7: 696 (1975).
 12. Л. Н. Ларионов, В. М. Фальченко, В. Ф. Мазанко, О. М. Денисова, *Влияние дефектов кристаллической структуры на диффузию и массоперенос при импульсном воздействии* (Киев: АН УССР: 1980).
 13. Дж. Маннинг, *Кинетика диффузии в металлах* (Москва: Мир: 1971).
 14. H. Risken, *The Fokker–Planck Equation: Methods of Solutions and Applications. Springer Series in Synergetics. Vol. 18* (Berlin: Springer-Verlag: 1989).
 15. С. И. Кучук-Яценко, Г. К. Харченко, В. Ф. Загадарчук, В. Ф. Мазанко, *Автоматическая сварка*, № 2: 16 (2004).
 16. С. И. Кучук-Яценко, Г. К. Харченко, Ю. В. Фальченко, С. Г. Григоренко, В. Ф. Мазанко, А. В. Филатов, *Металлофиз. новейшие технол.*, 22, № 10: 63 (2000).
 17. С. И. Кучук-Яценко, Г. К. Харченко, Г. М. Григоренко, Ю. В. Фальченко, Т. Г. Таранова, Я. П. Грицкив, С. Г. Григоренко, В. Ф. Загадорчук, *Автоматическая сварка*, № 2: 3 (2002).
 18. С. Г. Григоренко, *Труды I Всеукраинской научно-технической конференции молодых ученых и специалистов «Сварка и родственные технологии»* (Киев: 2001).
 19. С. И. Кучук-Яценко, Б. И. Казымов, Ю. В. Швец, *Автоматическая сварка*, № 2: (1997).
 20. О. А. Троицкий, Л. Т. Розно, *Физика твердого тела*, 12, № 1: 203 (1970).
 21. В. Р. Рябов, И. С. Дыхно, И. М. Парнета, И. В. Зволинский, Д. С. Герцрикен, В. М. Фальченко, *Автоматическая сварка*, № 4: 15 (1993).
 22. Д. С. Герцрикен, Ю. А. Сергеева, В. М. Тышкевич, В. М. Фальченко, *Физика структуры и свойств твердых тел* (Куйбышев: Куйбышевский университет: 1987).
 23. Г. К. Харченко, С. М. Гуревич, А. И. Игнатенко, В. Ф. Мазанко, Д. С. Герцрикен, В. М. Фальченко, В. М. Тышкевич, *Автоматическая сварка*, № 10: 73 (1983).
 24. В. Ф. Мазанко, Д. С. Герцрикен, В. М. Миронов, О. А. Миронова, *Металлофиз. новейшие технол.*, 31, № 9: 1239 (2009).
 25. A. L. Ruoff, *J. Appl. Phys.*, 38, No. 10: 3999 (1967).
 26. Б. И. Медовар, Л. Г. Пузрин, В. В. Ивон, А. К. Цыкуленко, *ДАН СССР*, 235, № 2: 335 (1977).

REFERENCES

1. D. S. Gertsriken, V. F. Mazanko, and V. M. Fal'chenko, *Impul'snaya Obrabotka i Massoperenos v Metallakh pri Nizkikh Temperaturakh* (Kiev: Naukova Dumka: 1991) (in Russian).
2. V. M. Mironov, V. F. Mazanko, D. S. Gertsriken, and A. V. Filatov, *Massoperenos i Fazoobrazovanie v Metallakh pri Impul'snykh Vozdeystviyakh* (Samara: Samarskiy Universitet: 2001) (in Russian).
3. V. M. Mironov, *Samo- i Geterodiffuziya v Metallakh pri Deystvii Magnitnykh Poley i Impul'snykh Deformatsiy* (Autoref. Dis. ... Dr. Phys.-Math. Sci.) (Samara: 2003) (in Russian).
4. A. I. Ignatenko and G. K. Kharchenko, *Sposob Svarki Davleniem*, A.s. 404508

- SSSR, MKI B 23 K 20/00 (Publ. December 14, 1973, bull. 44) (in Russian).
5. S. M. Gurevich, G. K. Kharchenko, and A. I. Ignatenko, *Izgotovlenie Trubchatyh Perekhodnikov Niobiy–Zhelezo, Niobiy–Stal' Udarnoy Svarkoy v Vakuume* (Informatsionnoe pis'mo No. 53-1030) (Kiev: E. O. Paton Electric Welding Institute of the N.A.S. of Ukraine: 1976) (in Russian).
 6. K. A. Kochergin, *Svarka Davleniem* (Leningrad: Mashinostroenie: 1972) (in Russian).
 7. S. I. Kuchuk-Yatsenko, *Kontaktnaya Stykovaya Svarka Oplavleniem* (Kiev: Naukova Dumka: 1992) (in Russian).
 8. S. I. Kuchuk-Yatsenko, M. V. Bogorskiy, and A. V. Didkovskiy, *Avtomaticheskaya Svarka*, No. 12: 3 (1999) (in Russian).
 9. L. N. Larikov, V. M. Fal'chenko, V. F. Mazanko, and D. S. Gertsriken, *DAN SSSR*, 221, No. 5: 1073 (1975) (in Russian).
 10. L. N. Larikov, V. M. Fal'chenko, and V. F. Mazanko, *DAN Ukr.SSR. Ser. A*, No. 2: 169 (1975) (in Russian).
 11. L. N. Larikov, V. M. Fal'chenko, V. F. Mazanko, S. M. Gurevich, A. I. Ignatenko, and G. K. Kharchenko, *DAN Ukr.SSR. Ser. A*, No. 7: 696 (1975) (in Russian).
 12. L. N. Larikov, V. M. Fal'chenko, V. F. Mazanko, and O. M. Denisova, *Vliyanie Defektov Kristallicheskoy Struktury na Diffuziyu i Massoperenos pri Impul'snom Vozdeystvii* (Kiev: AN Ukr.SSR: 1980) (in Russian).
 13. J. Manning, *Kinetika Diffuzii v Metallakh (Diffusion Kinetics for Atoms in Crystals)* (Moscow: Mir: 1971) (Russian translation).
 14. H. Risken, *The Fokker–Planck Equation: Methods of Solutions and Applications. Springer Series in Synergetics. Vol. 18* (Berlin: Springer-Verlag: 1989).
 15. S. I. Kuchuk-Yatsenko, G. K. Kharchenko, V. F. Zagadarchuk, and V. F. Mazanko, *Avtomaticheskaya Svarka*, No. 2: 16 (2004) (in Russian).
 16. S. I. Kuchuk-Yatsenko, G. K. Kharchenko, Yu. V. Fal'chenko, S. G. Grigorenko, V. F. Mazanko, and A. V. Filatov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 22, No. 10: 63 (2000) (in Russian).
 17. S. I. Kuchuk-Yatsenko, G. K. Kharchenko, G. M. Grigorenko, Yu. V. Fal'chenko, T. G. Taranova, Ya. P. Gritskiv, S. G. Grigorenko, and V. F. Zagadorchuk, *Avtomaticheskaya Svarka*, No. 2: 3 (2002) (in Russian).
 18. S. G. Grigorenko, *Trudy I Vseukrainskoy Nauchno-Tekhnicheskoy Konferentsii Molodykh Uchenykh i Spetsialistov 'Svarka i Rodstvennye Tekhnologii'* (Kiev: 2001) (in Russian).
 19. S. I. Kuchuk-Yatsenko, B. I. Kazymov, and Yu. V. Shvets, *Avtomaticheskaya Svarka*, No. 2: (1997) (in Russian).
 20. O. A. Troitskiy and L. T. Rozno, *Fiz. Tverd. Tela*, 12, No. 1: 203 (1970) (in Russian).
 21. V. R. Ryabov, I. S. Dykhno, I. M. Parneta, I. V. Zvolinskiy, D. S. Gertsriken, and V. M. Fal'chenko, *Avtomaticheskaya Svarka*, No. 4: 15 (1993) (in Russian).
 22. D. S. Gertsriken, Yu. A. Sergeeva, V. M. Tyshkevich, and V. M. Fal'chenko, *Fizika Struktury i Svoystv Tverdyykh Tel* (Kuybyshev: Kuybyshevskiy Universitet: 1987) (in Russian).
 23. G. K. Kharchenko, S. M. Gurevich, A. I. Ignatenko, V. F. Mazanko, D. S. Gertsriken, V. M. Fal'chenko, and V. M. Tyshkevich, *Avtomaticheskaya Svarka*, No. 10: 73 (1983) (in Russian).
 24. V. F. Mazanko, D. S. Gertsriken, V. M. Mironov, and O. A. Mironova,

- Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **31**, No. 9: 1239 (2009) (in Russian).
25. A. L. Ruoff, *J. Appl. Phys.*, **38**, No. 10: 3999 (1967).
26. B. I. Medovar, L. G. Puzrin, V. V. Ivon, and A. K. Tsykulenko, *DAN SSSR*, **235**, No. 2: 335 (1977) (in Russian).