

УДК 621.7.044

**В.В. Драгобецкий, профессор, д-р техн. наук,**

**Д.Л. Пирогов, ст. преподаватель,**

**Е.А. Наумова**

*Кременчугский государственный университет имени Михаила Остроградского*

*ул. Первомайская, 20, г. Кременчуг, Украина, 39600*

*vldrag@polytech.poltava.ua*

## **СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ СВОЙСТВ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ ВЗРЫВНОЙ ОБРАБОТКИ**

*В статье изложены и частично количественно обоснованы новые направления в обработке металлов взрывом. Предпочтение отдается рассмотрению физических явлений на микро- и наноуровнях для создания инструментальных модифицированных материалов.*

**Ключевые слова:** *фазовое превращение, пластическая деформация, импульсное воздействие, ударная волна, взрывчатое вещество, диффузия.*

Новые возможности для придания материалам не присущим им свойств и эксплуатационных характеристик открывают технологии взрывной обработки. Особенности условия нагружения: высокое давление, быстродействие, волновой характер приводят к модификации свойств материалов, повышению твердости заготовок и деталей до обеспечения высокого качества и точности [1, 2]. Кроме того, взрывное нагружение отбраковывает некачественные материалы и литые заготовки, контроль которых трудно выполнить. Кроме традиционных методов взрывной обработки материалов: штамповка, сварка, упрочнение, синтез, возможны новые направления использования энергии взрыва. К этому следует добавить, что не все возможности обработки взрывом изучены и использованы. Целью исследований является рассмотрение возможности использования ранее не изученных физических явлений, сопровождающих процесс взрывного нагружения обрабатываемых материалов.

В последние годы интерес проявляют к методу быстрой кристаллизации, суть которого заключается в охлаждении расплавленного металла со скоростью порядка одного миллиона градусов в секунду. Быстро охлажденные сплавы сравнительно гомогенны, поскольку для образования и роста больших зерен не хватает времени. Материалы с гомогенной структурой прочны и имеют высокие температуры плавления. Быстрая кристаллизация может вызывать образование метастабильных фаз: кристаллических аморфных, менее устойчивых фаз, образующихся при медленном охлаждении. Метастабильные фазы обладают рядом нетривиальных свойств. Например, быстрокристаллизующиеся алюминиевые сплавы имеют удельную прочность, равную или превышающую прочность титановых сплавов при умеренных и высоких температурах. Они также необычайно коррозионностойки. Быстроохлажденные алюминиевые сплавы способны заменить титан в деталях компрессоров газотурбинных двигателей, чугун в тормозных дисках автомобильных колес, чугунные корпуса букс железнодорожных вагонов и т.д.

Существуют следующие методы получения быстроохлажденных сплавов. Простейший из них – сверхтвердая закалка, при которой капли расплавленного металла выбрасываются на охлаждающую поверхность. Другой метод – распыление: мелкораспыленные капли охлаждаются инертным газом. Фирма Prant and Whitney разработала установку, в которой тонкая струя расплава падает на быстровращающийся диск, разбивающий ее на капли, и выбрасывающий их в холодную атмосферу. С помощью этого метода получают мелкодисперсные порошки быстроохлажденного сплава, которые затем спрессовываются путем горячего прессования. General Electric Company объединила плавление, прессование и формовку в единый процесс, в котором с помощью плазменного факела быстроохлажденный сплав используется в качестве тонкого покрытия деталей. Осажденный сплав хорошо противостоит термической усталости.

В одном из наиболее универсальных методов быстрого охлаждения используются лазеры с высокой плотностью энергии. Эти слои закалываются путем контакта с находящимся под ними холодным материалом. С помощью этого метода достигают скорости охлаждения более десяти миллионов градусов в секунду. Основное преимущество метода в том, что микроструктура поверхности металла может быть изменена без воздействия на объемную часть. Можно получать и более толстые слои быстрозакаленного металла, выращивая их путем непрерывного нанесения на поверхность легированного порошка с одновременным воздействием на него лазером. Манипулируя лазерным лучом, можно получать достаточно сложные конфигурации.

Сделана попытка осуществления динамической закалки для получения дроби быстрозакаленного металла путем метания порошка и пластин металлов зарядом взрывчатого вещества на охлаждаемую медную поверхность, охлажденную жидкостью, жидкий азот и пр. При соударении метаемого тела с

наиболее высокой скоростью, соответствующей переходу от разгона к торможению, с охлаждающей средой также происходит быстрое охлаждение с образованием метастабильных фаз.

Процесс можно осуществить по следующей схеме: в полости, образованной в высокопрочном сплаве, располагается взрывчатое вещество и метаемое тело. При взрыве заряда метаемая среда разгоняется, и при соударении с охлаждаемой поверхностью происходят процессы, характерные для быстрой кристаллизации.

Максимальное давление, возникающее при соударении метаемой среды с твердой поверхностью, можно оценить по формуле:

$$p = \rho_o C_o v \left( 1 + k \frac{v}{C_o} \right),$$

где  $\rho_o$ ,  $C_o$  – плотность метаемой среды и скорость звука в ней;  $v$  – скорость частиц метаемой среды;  $k$  – постоянная, характеризующая увеличение скорости волны при ударном сжатии.

Давление, необходимое для образования метастабильной фазы, соответствует сотням килобар и достижимо при скоростях соударения, превышающих в несколько раз скорость звука в воздухе. Достигнуть этого можно при использовании импульсных источников энергии. Скорость метаемого тела  $V_1$  составит:

$$V_1 = D = \left[ \frac{3r}{(k^2 - 1)(3 + r)} \right]^{0.5},$$

где  $k$  – показатель продуктов взрыва;  $D$  – скорость детонации;  $r = \frac{\rho_o \delta_o}{\rho_1 \delta_1}$ ;  $\rho_o, \rho_1$  – плотности взрывчатого вещества и метаемого тела;  $\delta_o, \delta_1$  – протяжности взрывчатого вещества и метаемого тела.

В зависимости от вида взрывчатого вещества и соотношения масс взрывчатого вещества и метаемого тела скорость  $V_1$  достигает 2500 м/с.

Скорость падения температуры при соударении метаемого тела с поверхностью другого материала при скоростях соударения порядка  $1000 \text{ мс}^{-1}$  в интервале температур  $700\text{--}350^\circ$  составляет до  $3,5 \cdot 10^6$  град/с. При таких градиентах температур происходит получение аморфных материалов из расплавов. Такие параметры соударения характерны для процессов сварки взрывом, и ряд исследователей, изучающих структуры зоны соединения сваренных взрывом заготовок, обнаружили в сварном шве включения аморфного металла. Видимо, образование аморфных структур происходит из расплавленного металла. Т.е. соударение метаемого тела с подложкой должно приводить к расплавлению зоны контакта, подверженного обработке материала. На некоторых режимах сварки взрывом в зонах, прилегающих к сварному шву, образуются литые включения. Последние снижают качество и прочность сварного соединения и крайне нежелательны. Для образования слоя из аморфного материала или обладающего большим количеством аморфных составляющих режимы соударения должны обеспечить расплавление приконтактных слоев и высокую скорость охлаждения. Количество литых включений увеличивается по мере увеличения скорости детонации  $D$ , а, следовательно, и скорости точки контакта. Структура зоны соударения должна быть волнообразной. При соударении без волнообразования литые включения не образуются. Поэтому предельное значение скорости точки контакта должно лежать в пределах зоны волнообразования. Величина сварочного зазора  $h$  и параметр сварки  $r$  должны соответствовать максимальной скорости соударения. Как правило, при таких режимах сварки не происходит, а образуется псевдоаморфный слой, обладающий рядом уникальных свойств. Таким образом, на стыке процессов сварки взрывом и взрывного упрочнения для ряда материалов возможен процесс быстрой кристаллизации. И этот процесс, вероятно, дает возможность получения монометаллов с поверхностной структурой и свойствами, характерными для биметаллов. Интенсифицировать и стабилизировать процесс нанесения покрытий с псевдоаморфной структурой возможно путем придания упрочняемой поверхности подложки рельефа, обеспечивающего образование встречных кумулятивных струй из расплавленного металла и окислов. Например, рельеф может быть треугольного, трапецеидального и др. профилей. При соударении струй образуется мелкодисперсная пелена и распыление струй на массивное тело подложки. В таких условиях скорость охлаждения компонент кумулятивных струй достигает 1 млн. градусов в секунду, и создаются условия для быстрой кристаллизации.

В процессах самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) вопрос фиксации промежуточных продуктов при протекании многостадийных реакций в волне СВС решается при скоростях охлаждения  $10^4\text{--}10^5 \text{ К/с}$ , близких к скоростям высокоскоростной закалки. В этих условиях происходит получение метастабильных структур и состояний вещества с особыми свойствами. Необходимую скорость охлаждения можно обеспечить при использовании высокоскоростной струи воды, направленной перпендикулярно фронту волны синтеза.

Методы взрывной обработки открывают новые возможности в области получения тонких покрытий толщиной порядка  $10^{-6}$  м.

Покрытия, полученные в процессе совместной пластической деформации при сварке взрывом, по своей прочности сцепления с подложкой превосходят все существующие методы плакирования. Это дает возможность использовать полученные таким образом детали с защитными покрытиями в условиях динамического нагружения. Кроме того, покрытия обладают коррозионной стойкостью, антифрикционностью, гидростойкостью, теплопроводностью, износостойкостью.

Определенные трудности возникают при нанесении покрытий толщиной менее одного мм. В этом случае происходит деформация, коробление, разрывы и т.д. плакирующего слоя, но и что особенно существенно, потребный заряд взрывчатого вещества по своей геометрии меньше критического диаметра детонации. Для решения проблемы сварки используют дополнительные пластины – спутники, к которым приклеивают фольгу из плакирующего материала. Как правило, после сварки из-за наличия волн растяжения происходит отрыв пластины спутника. Качество плакирующего слоя определяется технологией склеивания. Кроме склеивания покрытие на пластину – спутник можно наносить любым другим методом напыления, химическим и т.д. При соударении с подложкой происходит перенос материала покрытия на последнюю. Прочность сцепления при этом превосходит исходную с пластиной – спутником.

Следующим направлением формирования тонких металлических покрытий является сварка взрывом порошков с монолитными металлами.

Для нанесения порошков на металлы ударными волнами применяют схемы, аналогичные одностороннему прессованию. Процесс метания пористого (или сыпучего) слоя, как правило, при теоретическом анализе разбивают на два этапа. На первом этапе разгон происходит в ударной волне, сильно уплотняющей вещество, переводя его в близкое к компактному состоянию. На втором этапе продукты детонации далее ускоряют спрессованный пористый слой. Между взрывчатым веществом и порошком используют защитный слой. Нанесение порошковых покрытий на металлической основе ударно-волновой обработкой производится как в твердом, так и жидком состоянии. Смена механизма формирования слоев от твердого к жидкофазному определяется значениями скорости соударения порошка с подложкой и скоростью скольжения ударной волны вдоль подложки. Для процесса в твердой фазе слой покрытия состоит из спрессованных, деформированных и сваренных между собой частиц исходного порошка, а прочность его сцепления близка к прочности монолита. Соударение порошка со скоростью, превышающей критическую, приводит к образованию слоев из жидкой фазы с формированием литых структур и прочностью сцепления на уровне монолита. Толщина слоев может достигать 200–300 мкм.

Монолитная металлическая подложка при импульсной обработке остается холодной. Жидкофазное формирование поверхностных слоев можно рассматривать как динамическую закалку из жидкого состояния. Данному методу присущ ряд особенностей: плавление порошкового материала происходит с высокой скоростью нагрева, что позволяет избежать выгорания и окисления элементов при обработке высоколегированных и порошковых смесей; высокая скорость физико-химических реакций в ударном фронте позволяет получать слои из метастабильных фаз или пересыщенных растворов и соединений из смесей порошков непосредственно за время обработки; перевод металла порошка в расплавленное состояние и его охлаждение со скоростью порядка 1 млн. градусов в секунду создает условия для быстрой кристаллизации.

В процессе сварки взрывом на режимах  $r < r_{\min}$  и  $r > r_{\max}$  ( $r$  – параметр сварки) соединения свариваемых материалов не происходит, но, тем не менее, на соударяющихся поверхностях образуется тонкий металлический слой. При  $r < r_{\min}$  основной механизм образования покрытия связан с фрикционным взаимодействием соударяющихся поверхностей, а при  $r > r_{\max}$ , когда давления в зоне контакта превышают  $2\sigma_t$  ( $\sigma_t$  – предел текучести), наблюдается множественный откол от соударяемой поверхности метаемой пластины. В результате этого происходит соударение и сварка отколовшихся частиц металла с поверхностью подложки, затем дополнительное зачеканивание отколовших частиц в поверхность ударом плакирующей пластины и отскок последней.

Соединение не происходит и в том случае, когда полученное соединение разрушается волнами разгрузки вследствие того, что в процессе деформации металла в зоне соединения большое количество энергии переходит в тепло, и наиболее деформированные поверхности участка расплавляются, а затем затвердевают при отводе тепла в окружающий слой металла. При движении точки контакта зона высоких давлений сменяется зоной растягивающих напряжений. Когда расплавленный участок металла не успевает затвердеть, происходит разрушение зоны соединения. Зона перемешивания расплавленных при соударении металлов остается на одной из поверхностей.

Стабильное получение покрытий толщиной 200–300 мкм наиболее целесообразно осуществлять при  $r < r_{\min}$  и активации фрикционного взаимодействия. Это достигается путем обеспечения скольжения

плакирующего слоя по подложке. Для этого размещают заряд на торцевой поверхности плакирующей заготовки, либо плакирующую заготовку выполняют в виде клина.

Разработана установка для фрикционного нанесения покрытий с совмещением операций динамической закалки.

По своей сути процесс близок процессам фрикционного латунирования, бронзирования и меднения стальных поверхностей. Цель процесса – предохранение деталей от схватывания при приработке, уменьшение износа в последующей работе, такой как защитное покрытие перед сборкой. В медьсодержащем слое можно возбудить избирательный перенос.

Технологический процесс включает подготовку поверхности и собственно фрикционное покрытие.

Удобно в технологическом отношении наносить покрытие, используя клеевые составы. На пластину – спутник наносится клей, например, силикатный или жидкое стекло. На клей наносится плакирующий слой порошка необходимого состава. При соударении с плакируемой поверхностью слой порошка переносится на последнюю. Затвердевший клей отлетает.

Процессы нанесения тонких металлических (ультрадисперсных) покрытий быстрой кристаллизации упрочнения дисперсными частицами, разогнанными энергией взрыва, являются многофакторными и состоят в армировании каналами и канальными зонами, аморфизации и микролегировании, дисперсионном упрочнении частицами, деформационном упрочнении в результате локальных пластических актов релаксационного типа, и фазовом упрочнении, если в материале проводят фазовые превращения. Характер последних во многом определяется типом кристаллической решетки матрицы. Каждый из перечисленных факторов является локальным и вносит свой вклад в упрочнение материала при взрывном легировании, а их действия согласно принципа аддитивности суммируются.

Взрывная обработка металлических материалов позволяет производить целенаправленное изменение по глубине дефектной субструктуры. Кинетика перераспределения дефектов определяется режимом обработки и исходным строением материала. Эволюция дефектной субструктуры происходит на разных структурных уровнях: атомном (перераспределении точечных дефектов, образование вакансионных кластеров, захлопывание вакансионных дисков, переползание дислокаций, локальная амортизация), микроскопическом (образование каналов и канальных зон, проникание частиц, формирование  $\varepsilon$ -мартенсита, расщепление границ зерен, появление зон локализованной деформации). Релаксационные процессы и фазовые превращения, протекающие в металлических материалах при взрывном легировании, имеют волновую природу.

Усилить эффект легирования возможно путем создания соударяющихся кумулятивных струй наночастиц легирующих элементов.

Ряд заготовок после взрывного нагружения подвергаются цементации. Глубина упрочненного слоя в обработанных взрывом деталях и заготовках за одинаковые интервалы времени увеличивается в 2-5 раз по сравнению с необработанными. Поэтому одним из направлений может быть изучение влияния предварительного импульсного нагружения на диффузионные процессы.

Так как диффузия совершается путем последовательного перемещения отдельных атомов, то для движения любого атома в твердом теле обязательно приобретение им определенной энергии активации. Установлено, что всякий фактор, способствующий увеличению исходной энергии атома, тем самым способствует уменьшению той дополнительной энергии, которая необходима для активации атома при диффузии. Наличие избыточной потенциальной энергии в кристалле с искаженной решеткой приводит к увеличению вероятности активации атомов, находящихся в областях с неправильной структурой, повышая тем самым скорость диффузии, которая обычно значительно быстрее протекает по искаженным областям границ зерен, имеющим высокую энергию, чем в объеме кристаллов, характеризующемся более совершенной структурой.

Одними из эффективных методов искажения совершенной структуры являются ударно-волновые воздействия. При действии на металлы ударной волны возникают дефекты типа вакансий и дислокаций, связанные с тремя механизмами высокоскоростной деформации: скольжением, двойникованием и сдвигом по атомным плоскостям.

Основные параметры процесса диффузии связаны первым и вторым уравнениями Фика. Однако существуют и другие стимулы, способствующие направленному потоку вещества. Такими факторами могут быть градиент температуры, градиент напряжений, градиент электрического поля и т.д.

В нашем исследовании наибольший интерес представляет градиент напряжений и температуры. При прохождении ударных волн через металлы градиент напряжения составляет величину порядка сотен тысяч атмосфер на несколько микрометров, и очевидно, что в этом случае роль  $D_\sigma$  значительно возрастает. Оценка коэффициента диффузии при воздействии ударных волн связана с большими трудностями, состоящими в том, что время процесса чрезвычайно мало, и трудно выделить этот эффект в чистом виде. Прохождение ударной волны неизбежно связано с повышением температуры, изменением

дефектности кристаллической структуры, действием температурного поля после разгрузки, концентрационной неоднородностью и с другими факторами.

Существенное влияние на коэффициент самодиффузии оказывает скорость деформации при пластической деформации. Увеличение скорости деформации от  $10^{-4}$  до  $2 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$  при температуре  $750^\circ\text{C}$  приводит к увеличению коэффициента в 2500 раз. Аномальное ускорение диффузии в различных сочетаниях металлов и паре железо-углерод наблюдали при импульсной деформации со скоростью  $20 \text{ с}^{-1}$ , а также при импульсной сварке со скоростью  $10^2 \text{ с}^{-1}$ . Полученные значения  $D$  для самодиффузии превосходят коэффициент диффузии железа в жидком состоянии. В диапазоне скоростей от  $10^{-2}$  до  $10^2 \text{ с}^{-1}$  также отмечается увеличение коэффициента диффузии, связываемое с повышением средней концентрации вакансий, число которых оценивают с привлечением зависимости:

$$N = \frac{kl_p}{2bd},$$

где  $k=0,25$  – фактор, учитывающий долю образовавшихся порогов дислокаций, которые могут перемещаться конвективно;  $l_p$  – расстояние, на которое перемещается каждая дислокация;  $b$  – вектор Бюргерса;  $d$  – расстояние между дислокационными диполями на фронте ударной волны.

Следовательно, одной из областей применения взрывной обработки может стать модифицирующее воздействие ударных волн и скоростной деформации на материал, который в дальнейшем будет подвергнут химико-термической и др. видам обработки. После взрывного нагружения большинство металлов переходят в активированное состояние, и ряд процессов химико-термической обработки и нанесения защитных покрытий (цементация, борирование, алитирование, азотирование и др.) протекает значительно быстрее при тех же показателях качества.

Рассмотренные технологии были использованы для упрочнения штамповочного и режущего инструмента. В качестве упрочняющих материалов использовались нанопорошки, полученные методами взрывного дробления утилизированных изделий из твердых сплавов. Стойкостные испытания обработанных инструментов показали, что после обработки пуансоны из стали 45 по стойкости не уступают пуансонам из стали X12M. Резцы из углеродистых сталей, по режущим свойствам и стойкости, не уступают резцам из быстрорежущей стали.

#### **Библиографический список**

1. Драгобецкий В.В. Дробление взрывом утилизированных изделий из спеченных твердых сплавов / В.В. Драгобецкий, Р.В. Уколов // Вісник КДПУ. Наукові праці КДПУ. — Кременчуг, 2001. — Вып. 2/2001 (1). — С. 309–311.
2. Драгобецкий В.В. Использование энергии горения и взрыва для синтеза материалов и получения деталей и полуфабрикатов / В.В. Драгобецкий, А. Аюрко // Проблемы создания новых машин и технологий. Научные труды КГПИ. — Кременчуг: КГПИ, 1999. — Вып. 1. — С. 246–249.

*Поступила в редакцию 28.01.2010 г.*