

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ ПРЕДЕЛА ПРОЧНОСТИ ГРАНИЦЫ СОЕДИНЕНИЯ В ТВЕРДОЙ ФАЗЕ РАЗНОРОДНЫХ МЕТАЛЛОВ ОТ ИХ ПЛАСТИЧНОСТИ

Б.В. Борц

*Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,
Харьков, Украина*

E-mail: borts@kipt.kharkov.ua, тел./факс +38 (057)335-17-03

Представлена теоретическая модель, описывающая соединения разнородных материалов в твердой фазе. В этой модели учтены пластическая деформация материалов при температуре их соединения, а также сдвиговые усилия, возникающие при прокатке материала и играющие определяющую роль в процессе соединения материалов в твердой фазе. Приведены экспериментальные результаты рентгеновского микроанализа, металлографии, испытаний на растяжение, микротвердость и нанотвердость границы соединения образцов, подтверждающие правомерность предложенной модели.

ВВЕДЕНИЕ

Технологические процессы соединения металлических материалов часто определяют не только возможность производства новых изделий, но и их конструкцию и качество. Начиная с 70-х годов прошлого столетия, получили широкое развитие самые разнообразные способы соединения металлов в твердой фазе: термокомпрессионная, взрывом, трением, ультразвуковая, диффузионная, индукционная, холодная, прокаткой и др. [1-6].

Значение процессов соединения металлических материалов резко возросло в последние годы в связи с успешным развитием ряда способов сварки давлением, существенно снижающих неблагоприятное воздействие на материалы процессов, приводящих к развитию химической неоднородности и появлению хрупких промежуточных фаз и соединений. В отличие от сварки плавлением сварка давлением обладает значительно более широкими возможностями не только ограничивать неблагоприятные явления, протекающие при сварке плавлением, но и целенаправленно формировать требуемые структуры и свойства материалов в зоне соединения (повышенная прочность, сопротивление хрупкому разрушению, усталостная прочность при высоких и низких температурах, коррозионная стойкость в агрессивных средах и т. д.). В то же время качество соединения при различных способах сварки давлением характеризуется нестабильностью и большим разбросом механических характеристик, что обусловлено ограничением технологических параметров, а также наличием охрупчивающих оксидных пленок и инертностью поверхности раздела относительно поверхности первоначального контакта. Это приводит, как правило, к уменьшению площади физического контакта, увеличению объема несплошностей [7-9]. Кроме того, при сварке разнородных металлов возникает проблема, связанная с образованием в зоне контакта новых фаз – интерметаллидных, карбидных, легкоплавких эвтектик различного стехиометрического состава и т. д. [10-12].

Внедрение в промышленность метода горячей прокатки металлов в вакууме позволило устранить многие из вышеперечисленных недостатков и получить продукцию из высококачественных металлов, биметаллов и многослойных материалов со специальными свойствами при высокой экономической эффективности. Одной из важных особенностей прокатки металлов в вакууме является значительное повышение деформируемости металлов. Более высокая деформируемость металлов в вакууме по сравнению с деформируемостью на воздухе обусловлена отсутствием хрупких окисных и газонасыщенных слоев, завариванием микродефектов и некоторой очисткой поверхности от примесей внедрения [13-15].

В связи с применением в технике и атомной промышленности сплавов на основе тугоплавких металлов в качестве конструкционных материалов возникла необходимость создания неразъемных соединений их с другими материалами, в частности с нержавеющей и жаропрочными сталями. Интенсивное взаимодействие тугоплавких металлов с компонентами стали не позволяет надежно соединять эти материалы не только сваркой плавлением, но и почти всеми известными в настоящее время способами сварки в твердом состоянии. Для сварки изделий из тугоплавких металлов со сталями можно применять биметаллические переходники тугоплавкий металл-сталь, которые должны иметь достаточную прочность и пластичность, высокие вакуумную плотность и работоспособность при повышенных температурах [15].

На современном этапе для развития представлений о соединении материалов в твердой фазе актуальным являются теоретические и экспериментальные исследования физической природы явлений, происходящих при сварке, разработка расчетных моделей, получение аналитических зависимостей для расчета параметров режима сварки.

Целью настоящей работы было аналитическое описание процессов, происходящих при сварке разнородных материалов в твердой фазе методом горячей прокатки в вакууме, определение на основании такого описания закономерностей изменения предела прочности твердофазного соединения, а также комплексное исследование методами рентгеновского микроанализа металлографии границы соединения образцов и испытание её на растяжение, микротвердость и нанотвердость для подтверждения правильности полученных аналитических результатов и понимания процессов, влияющих на прочность границы соединения.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Соединение разнородных металлов в твердой фазе осуществлялось при высокой температуре на вакуумном прокатном стане ДУО-170 [14]. Установка состоит из вакуумной системы, обеспечивающей вакуум $10^{-2} \dots 10^{-3}$ Па, печи нагрева образцов до температуры $T \approx 900 \dots 1200$ °С и валковой камеры, обеспечивающей скорость прокатки $V_0 = 0,03 \dots 0,3$ мс⁻¹, усилие обжатия $P = 2 \dots 32 \cdot 10^2$ МПа.

Металлографические исследования проводились на оптическом микроскопе Olympus GX-51. Спектры микрорентгеновского анализа получали на растровом электронном микроскопе ZEISS-EVO-50, укомплектованном энергодисперсионным анализатором INCA-450. Исследования изменения микротвердости и нанотвердости поверхности твердофазного соединения относительно границы соединения материалов проводились на микротвердомере LECO LM-700 и нанотвердомере Nana Indenter G200, MTS Systems, USA. Для испытаний на растяжение использовали систему для проведения механических испытаний Instron 5581 и вакуумную разрывную машину УМ-5, оснащенную вакуумной камерой с печью нагрева до 1100 °С, динамометром с интерфейсом, выводящим информацию на компьютер.

1. ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ СОЕДИНЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ В ТВЕРДОЙ ФАЗЕ

Формирование качественных соединений при сварке давлением зависит от оптимального развития основных физико-химических процессов (пластической деформации, массопереноса и фазообразования), активируемых термодесорбционными условиями сварки.

В работах [16-19] было показано, что при сварке в твердой фазе разнородных материалов методом горячей прокатки в вакууме активация поверхностей происходит в результате пластической деформации со сдвигом, вызванным касательными усилиями, которая способствует разрушению пленки окислов на соединяемых поверхностях (рис.1).

На чистых (ювенильных) поверхностях создаются центры активации [3], связанные с выходом на поверхность дислокационных структур,

которые формируются при больших сдвиговых деформациях [4].

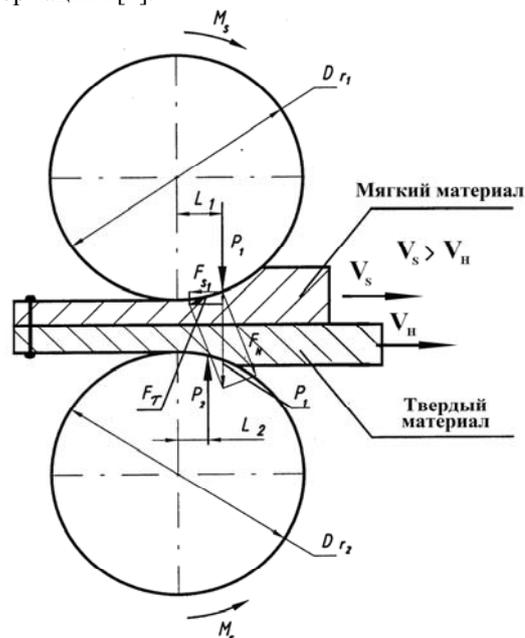


Рис. 1. Силы, действующие на пластины материала в пакете при прокатке: F_{s1}, F_{s2} – силы, действующие на пластины в пакете в зависимости от прочностных свойств материалов; M_s, M_h – моменты, возникающие при деформации мягкого и твердого материалов в пакете при сварке; V_s, V_h – относительные скорости перемещения материалов; P_1, P_2 – силы, действующие в точке приложения усилий при деформации пластин; L_1, L_2 – плечо приложения сил P_1, P_2 ; F_{t1}, F_{t2} – тангенциальные силы, возникающие при вращении и деформации валками пластин

Каждая дислокация представляет собой эффективный путь, по которому устремлен поток атомов разнородных материалов, направленных в сторону от границы соединения. Дальнейшее деформирование материала приводит к перемещению атомов свариваемых металлов навстречу друг другу по образованным каналам дефектной структуры. В силу особенностей электронного строения металлов при контактировании ювенильных поверхностей можно полагать образование межатомных связей. Очевидно, что только образование прочных межатомных связей обеспечивает экспериментально наблюдаемую высокую прочность границы соединения в твердой фазе разнородных металлов [20].

2. АНАЛИТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ СОЕДИНЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ В ТВЕРДОЙ ФАЗЕ ПРИ СВАРКЕ ПРОКАТКОЙ

Поверхности твердых тел характеризуются существенной геометрической неоднородностью отдельно взятых участков. На этих участках при их соединении могут последовательно протекать процессы деформации неровностей поверхности

соприкосновения без образования и с образованием физического контакта. Полагаем, что высота от плоскости и расстояние между отклонениями сравнимы. При образовании физического контакта давление \vec{P} и пластичность σ_S в контакте изменяются от точки к точке поверхности случайным образом, т. е. \vec{P} и σ_S - величины, принимающие случайные значения на отрезках $[\vec{P}_p, \vec{P}_0]$ и $[\sigma_{Sp}, \sigma_{S0}]$ соответственно и характеризующиеся некой функцией распределения $\Phi(\vec{P}, \sigma_S)$. Здесь $\vec{P}_i = [P_{\square}, P_{\perp}]$ - компоненты вектора давлений параллельного (\square) и перпендикулярного (\perp) границе соединения; индекс i принимает значения $i = p, 0$, что означает минимальное (p) и максимальное (0) значения соответствующих величин.

Основываясь на данных предположениях, аналогично [3] рассмотрим качественную

многомерную модель соединения металлов в твердой фазе. Термин "многомерная" характеризует

$$\bar{\sigma}_B(t) = \frac{1}{|V|} \iint_V \frac{N_c(\tau, \vec{U}, W)}{N_0} \hat{O}(\vec{U}, W) d\tau d\vec{U} dW \equiv M\left(\frac{N_c(t, \vec{P}, \sigma_S)}{N_0}\right) \quad (1)$$

где $\bar{\sigma}_B(t)$ — относительная прочность, выражающая степень соединения в зависимости от одновременно происходящих процессов образования физического контакта, активации контактных поверхностей и образовании межатомных связей; V — область в многомерном пространстве τ и случайных переменных \vec{U}, W , причем $t_0 \leq t \leq \tau \leq t + \Delta t$, $|\vec{P}_p| \leq |\vec{U}| \leq |\vec{P}_0|$ и $\sigma_{Sp} \leq W \leq \sigma_{S0}$; $t, \Delta t, \vec{P}_p, \sigma_{Sp}$ и \vec{P}_0, σ_{S0} — заранее заданные числа; $t_0, \Delta t$ - время начала соединения двух материалов в твердой фазе и временной интервал образования соединения металлов соответственно;

$|V| = (P_{0\perp} - P_{p\perp})(P_{0\square} - P_{p\square})(\sigma_{S0} - \sigma_{Sp})\Delta t$ — объем области усреднения V .

Будем считать, что термин "относительная" означает отношение предела прочности вновь созданного материала контакта к пределу прочности более мягкого металла (в случае биметаллической композиции) и монометалла (для одинаковых металлов).

Для вычисления выражения (1) необходимо задать функцию распределения случайных величин $\Phi(\vec{P}, \sigma_S)$. Однако для построения качественной модели соединения металлов в твердой фазе можно считать, что распределение случайных величин \vec{P} и σ_S - равномерное. Это означает, что функция

величину давления \vec{P} , которая, в отличие от описанной в [3] является вектором.

Пусть $N_c(t, \vec{P}, \sigma_S)$ — число атомов на единицу контактной поверхности, образовавших межатомные связи к моменту времени t . Поскольку N_c зависит от \vec{P} и σ_S , то функция $N_c(t, \vec{P}, \sigma_S)$ — случайная, причем этот случайный процесс зависит от t , как от параметра.

Составим отношение $N_c(t, \vec{P}, \sigma_S) / N_0$, где N_0 — общее число атомов на единицу площади контактной поверхности. Если это отношение усреднить по пространству элементарных событий \vec{P} и σ_S , т. е. найти математическое ожидание $M(N_c(t, \vec{P}, \sigma_S) / N_0)$, то имеем равенство:

распределения $\Phi(\vec{P}, \sigma_S)$ равна единице в интервале изменения случайных величин.

В этом случае выражение (1) преобразуется к виду:

$$M\left(\frac{N_c(t, \vec{P}, \sigma_S)}{N_0}\right) \approx \frac{1}{|V|} \iint_V \frac{N_c(\tau, \vec{U}, W)}{N_0} d\tau d\vec{U} dW. \quad (2)$$

Таким образом, относительная прочность соединения может быть оценена выражением

$$\bar{\sigma}_B(t) \approx \frac{1}{|V|} \iint_V \frac{N_c(\tau, \vec{U}, W)}{N_0} d\tau d\vec{U} dW. \quad (3)$$

Правую часть равенства (3) обозначим через $Gr_V(t)$ и определим ее как теоретическую степень соединения:

$$Gr_V(t) \equiv \frac{1}{|V|} \iint_V \frac{N_c(\tau, \vec{U}, W)}{N_0} d\tau d\vec{U} dW. \quad (4)$$

Из сравнения выражений (3) и (4) можно сделать вывод, что теоретическая степень соединения равна относительной прочности соединения $Gr_V(t) = \bar{\sigma}_B(t)$, когда $|V| \rightarrow 0$.

Пусть $N_\phi(t, \vec{P}, \sigma_S)$ — число атомов из общего числа N_0 , вступивших в физический контакт к моменту времени t , при давлении \vec{P} , но не образовавших межатомных связей.

Очевидно, что должны выполняться неравенства $N_c(t, \bar{P}, \sigma_S) \leq N_\phi(t, \bar{P}, \sigma_S) \leq N_0$, которые устанавливают естественную иерархию взаимодействия между атомами соединяемых металлов.

Для описания процесса установления физического контакта между атомами рассмотрим следующее тождество:

$$\frac{N_c(t, \bar{P}, \sigma_S)}{N_0} = \frac{N_c(t, \bar{P}, \sigma_S)}{N_\phi(t, P, S)} \frac{N_\phi(t, \bar{P}, \sigma_S)}{N_0}. \quad (5)$$

В этом тождестве отношение $\frac{N_\phi(t, \bar{P}, \sigma_S)}{N_0}$

пропорционально произведению

$\sigma(P_\square) \cdot t \frac{d}{dt} \bar{F}_k(t, \bar{P}, \sigma_S)$, где $\frac{d}{dt} \bar{F}_k(t, \bar{P}, \sigma_S)$ — скорость роста относительной площади физического контакта. Это следует, например, из того, что

$$\frac{d}{dt} \bar{F}_k(t, \bar{P}, \sigma_S) = \mu(\sigma_S) f(t, \bar{F}_k) \left(\frac{\theta(\sigma_S - \sigma_{S*})}{\sigma_{S0}} e^{\frac{E_k^{\max}(|\bar{P}|)}{kT}} + \frac{\theta(-\sigma_S + \sigma_{S*})}{\sigma_{Sp}} e^{-\frac{E_k^{\min}(|\bar{P}|)}{kT}} \right), \quad (6)$$

где $\mu(\sigma_S)$ - коэффициент пропорциональности, зависящий от условий процесса и от пластичности материала контакта; $f(t, \bar{F}_k)$ — непрерывная функция, задающая зависимость \bar{F}_k от t и форму неоднородности контактируемых поверхностей; \bar{P} — переменное напряжение в контакте; $E_k^{\max, \min}(|\bar{P}|)$ - энергии активации пластической деформации соединяемых металлов на 1 моль металла; $\sigma_{S*} = 0,5 \cdot (\sigma_{S0} + \sigma_{Sp})$ - среднее значение пластичности; $\theta(x) = \begin{cases} 1, & x \geq 0 \\ 0, & x < 0 \end{cases}$ - асимметричная

единичная функция; k - постоянная Больцмана.

Из физических соображений ясно, что скорость роста относительной площади физического контакта тем больше, чем больше пластичность σ_S . Поэтому в качестве модельной зависимости коэффициента $\mu(\sigma_S)$ от пластичности выберем следующую: $\mu(\sigma_S) = \eta \cdot \sigma_S$, где η - константа, определяемая условиями процесса; функция $\varphi(\sigma_S)$ характеризует зависимость относительной площади контакта от пластичности материала контакта.

Из выражения (6) следует, что при соединении разноименных металлов все параметры в уравнении (6) определяются более пластичными из соединяемых металлов (второе слагаемое в (6) значительно больше первого).

В случае смятия двух элементарных микровыступов, каждый из которых имеет форму прямого кругового конуса, функция $f(t, \bar{F}_k)$, как это следует из [3], в первом приближении имеет вид:

произведение $t \cdot \frac{d}{dt} \bar{F}_k(t, \bar{P}, \sigma_S)$ пропорционально

изменению относительной площади физического контакта во времени [4]. Множитель $\sigma(P_\square)$ учитывает увеличение скорости роста относительной площади физического контакта за счет появления конвективного эффекта, связанного с относительным продольным смещением соединяемых образцов: $\sigma(P_\square) = \beta_0 \cdot P_\square / P_*$, где P_* - минимальное давление, при котором происходит соединение в твердой фазе; β_0 - произвольная константа.

Скорость роста относительной площади физического контакта $\frac{d}{dt} \bar{F}_k(t, \bar{P}, \sigma_S)$ в общем виде можно представить так:

$$f(t, \bar{F}_k) = \frac{\left[1 + \bar{F}_k(t) + \sqrt{\bar{F}_k(t)} \right]^2 \sqrt{\bar{F}_k(t)}}{\sqrt{\bar{F}_k(t)} + 0,5} t^{-n}, \quad (7)$$

где $n = const$.

Уравнение (6) перепишем в виде

$$\frac{d}{dt} \bar{F}_k(t, \bar{P}, \sigma_S) = \frac{\left[1 + \bar{F}_k(t) + \sqrt{\bar{F}_k(t)} \right]^2 \sqrt{\bar{F}_k(t)}}{\sqrt{\bar{F}_k(t)} + 0,5} \times \frac{d}{dt} \varepsilon(t, \bar{P}, \sigma_S), \quad (8)$$

где $\frac{d}{dt} \varepsilon(t, \bar{P}, \sigma_S)$ - скорость пластической деформации [3].

В этом уравнении коэффициент $f(\bar{F}_k) = \frac{(1 + \bar{F}_k + \sqrt{\bar{F}_k})^2 \sqrt{\bar{F}_k}}{\sqrt{\bar{F}_k} + 0,5}$ монотонно изменяется от

0 до 6 при изменении относительной площади \bar{F}_k от 0 до 1. Формула (8) для $\dot{\bar{F}}_k$ получена для случая смятия двух элементарных микровыступов, тогда как на соединяемых поверхностях происходит смятие ансамбля микровыступов. Ясно, что интенсивность деформации каждого микровыступа, вообще говоря, отличается от интенсивности деформации любого другого микровыступа, тем не менее тщательно обработанную поверхность можно описать стационарным случайным процессом. Если коэффициент $f(\bar{F}_k)$ в уравнении (8) усреднить по \bar{F}_k и принять равным трем, то оно примет вид:

$$\frac{d}{dt} \bar{F}_k(t, \bar{P}, \sigma_S) = 3 \cdot \frac{d}{dt} \varepsilon(t, \bar{P}, \sigma_S). \quad (9)$$

Уравнение (9) дает приближенное выражение для скорости роста относительной площади физического контакта по всему ансамблю микровыступов поверхности.

Рассмотрим теперь отношение $\frac{N_c(t)}{N_\phi(t)}$, оно

пропорционально произведению $t \cdot \frac{d\bar{\sigma}_\phi}{dt}$, где $\frac{d\bar{\sigma}_\phi}{dt}$

— скорость изменения относительной прочности соединения уже имеющегося физического контакта (по аналогии с выражением (1)). Скорость изменения относительной прочности соединения можно определить соотношением

$$\frac{d\bar{\sigma}_\phi}{dt} = \Pi(t) \cdot \lambda_s(t, \sigma_S), \quad (10)$$

где $\Pi(t)$ — площадь активного центра; $\lambda_s(t, \sigma_S)$ — частота появления активных центров.

$$\Pi(t)|_{t=t_0} = \mu_1(\sigma_S) \cdot \left(\sigma_{S0} \theta(\sigma_S - \sigma_{S*}) e^{\frac{E_s^{\max}(|\vec{P}|)}{kT}} + \sigma_{Sp} \theta(-\sigma_S + \sigma_{S*}) e^{\frac{E_s^{\min}(|\vec{P}|)}{kT}} \right) \text{ имеет вид:}$$

$$\Pi(t) = \mu_1(\sigma_S) \cdot \exp[-m(t - t_0)] \cdot \left(\sigma_{S0} \theta(\sigma_S - \sigma_{S*}) e^{\frac{E_s^{\max}(|\vec{P}|)}{kT}} + \sigma_{Sp} \theta(-\sigma_S + \sigma_{S*}) e^{\frac{E_s^{\min}(|\vec{P}|)}{kT}} \right), \quad (12)$$

где $\mu_1(\sigma_S) = \beta_1 \cdot \xi(\sigma_S)$ — коэффициент пропорциональности, зависящий от пластичности материала контакта; $E_s^{\max, \min}(|\vec{P}|)$ — энергии активации процессов, контролирующих уменьшение площади активных центров соединяемых металлов.

Из физической природы процесса следует, что площадь активного центра $\Pi(t)$ тем больше, чем меньше пластичность металла. Поэтому выберем модельное представление коэффициента в следующем виде: $\mu_1(\sigma_S) = \beta_1 / \sigma_S$. Анализируя выражение (12), можно сделать вывод, что при взаимодействии разнородных металлов скорость изменения площади активных центров определяется более твердым металлом (первое слагаемое в (12) значительно больше второго).

Основываясь на приведенных в [3] уравнениях, плотность подвижных дислокаций $\rho(t, \sigma_S)$ можно представить в виде

$$\rho(t, \sigma_S) = \mu_2(\sigma_S) \cdot t^{-n_1}, \quad (13)$$

где $\mu_2(\sigma_S) = \beta_2 \cdot \zeta(\sigma_S)$ — коэффициент пропорциональности, зависящий от пластичности материала контакта; n_1 — постоянная величина.

Поскольку количество подвижных дислокаций в контактируемых металлах пропорционально их твердости (обратно пропорционально пластичности), то модельный коэффициент пропорциональности $\mu_2(\sigma_S)$ можно представить в следующем виде:

Предположим, что скорость уменьшения площади $\Pi(t)$ активного центра пропорциональна текущему его значению, т. е.

$$\frac{d\Pi(t)}{dt} = -m \cdot \Pi(t), \quad m = \text{const} > 0. \quad (11)$$

Уравнение изменения площади (11) справедливо для $t \geq t_0$, где t_0 — время начала уменьшения площади активного центра, которое определяется тем, что плотность дислокаций у поверхности становится столь большой, что происходит обрезание полей упругих искажений вокруг дислокации при выходе каждой свежей дислокации.

Решение указанного дифференциального уравнения для $t \geq t_0$ при начальном условии

$$\mu_2(\sigma_S) = \beta_2 \sigma_{S*} / \sigma_S.$$

Выход дислокаций в единицу времени в зону соединения определим как изменение плотности дислокации, т. е.

$$\lambda(t, \sigma_S) = \left| \frac{d\rho(t, \sigma_S)}{dt} \right|. \quad (14)$$

Если пренебречь влиянием барьерного слоя у поверхности контакта, то можно считать, что $\lambda(t, \sigma_S) = \lambda_s(t, \sigma_S)$.

Тогда из уравнений (13)-(14) можно получить частоту выхода дислокаций на поверхность соединения:

$$\lambda_s(t, \sigma_S) = n_1 \beta_2 \left(\frac{\sigma_{S*}}{\sigma_S} \right) t^{-(n_1+1)}. \quad (15)$$

И полученных выше выражений (10), (12) и (15) можно определить скорость изменения относительной прочности соединения:

$$\frac{d\bar{\sigma}_\phi}{dt} = n_1 \beta_1 \beta_2 t^{-(n_1+1)} \frac{\sigma_{S0} \sigma_{S*}}{\sigma_S^2} \exp \left[\frac{E_s^{\max}(|\vec{P}|) - mkT(t - t_0)}{kT} \right]. \quad (16)$$

Из уравнений (9) и (15), а также используя определение скорости деформации $\frac{d}{dt} \varepsilon(t, \vec{P}, \sigma_S)$

[3], отношение $\frac{N_c(t, \vec{P}, \sigma_S)}{N_0}$ в выражении (5) можно

представить в виде

$$\frac{N_c(t, \vec{P}, \sigma_S)}{N_0} = 3n_1\beta_1\beta_2\eta \frac{\sigma_{S0}\sigma_{S^*}}{\sigma_S\sigma_{Sp}} \cdot \alpha \cdot t^{1-(n+n_1)} e^{\frac{E_s^{\max}(|\vec{P}|) - E_k^{\min}(|\vec{P}|) - mKT(t-t_0)}{kT}} \cdot \sigma(P_{\square}), \quad (17)$$

где α — коэффициент пропорциональности.

Из соотношения (17) нетрудно получить выражение для относительной прочности соединения $\bar{\sigma}_B(t)$:

$$\bar{\sigma}_B(t) = \frac{3n_1\beta_1\beta_2\eta\alpha}{|V|} \iint_V \tau^{1-(n+n_1)} \frac{\sigma_{S0}\sigma_{S^*}}{W\sigma_{Sp}} e^{\frac{E_s^{\max}(|\vec{U}|) - E_k^{\min}(|\vec{U}|) - mKT(t-t_0)}{kT}} \sigma(P_{\square}) d\tau d\vec{U} dW. \quad (18)$$

Для вычисления выражения (18) необходимо задать:

- 1) энергию активации пластической деформации E_k ;
- 2) энергию активации процесса, контролирующего уменьшение площади активного центра E_s ;
- 3) коэффициент пропорциональности α .

Энергию активации пластической деформации E_k можно представить в виде

$$E_k(\vec{P}) = E^0 - \gamma \cdot |\vec{P}|, \quad (19)$$

где γ - структурно-чувствительный элемент или активационный объем; E^0 - начальный барьер активации.

При этом функция $E_k(\vec{P})$ должна удовлетворять следующим граничным условиям:

$$E_k(\vec{P}) = \begin{cases} E_k^{\min}(|\vec{P}_p|) = E_A \\ E_k^{\min}(|\vec{P}_0|) = 0. \end{cases} \quad (20)$$

Условие равенства нулю энергии активации пластической деформации при $|\vec{P}_p| = |\vec{P}_0|$ принято для простоты анализа. Реальное же значение $E_k^{\min}(\vec{P}_0)$ для каждого металла отлично от нуля и является его характеристикой.

Для определения α , воспользуемся условием достижения величины $N_c(t, \vec{P}, \sigma_S)/N_0$ максимального значения при $t = t^* = \frac{1-n-n_1}{m}$

$\vec{P} = \vec{P}_0$, т.е. $N_c(t^*, \vec{P}_0, \sigma_S)/N_0 = \sigma_{S^*}/\sigma_S$. Отсюда следует

$$\alpha = \frac{1}{3n_1\beta_0\beta_1\beta_2\eta} (t^*)^{-(1-n-n_1)} \exp\left[m(t^* - t_0) - \frac{E_s^{\max}}{kT}\right]. \quad (21)$$

Таким образом, отношение $N_c(t, \vec{P}, \sigma_S)/N_0$ при $t_0 \leq t \leq t^*$ может быть представлено в виде

$$\frac{N_c(t, \vec{P}, \sigma_S)}{N_0} = \left(\frac{t}{t^*}\right)^{1-n-n_1} \frac{\sigma_{S0}\sigma_{S^*}}{\sigma_S\sigma_{Sp}} \frac{P_{\square}}{P_*} \exp\left[-\frac{E_k^{\min}(|\vec{P}|)}{kT}\right] \exp[m(t^* - t)].$$

Выражение (18), после интегрирования по τ, \vec{P}, σ_S можно записать как

$$\bar{\sigma}_B(t) = \frac{\sigma_{S0}\sigma_{S^*}}{|V| \cdot \sigma_{Sp}} \exp\left(-\frac{E^0}{kT}\right) \int_{\sigma_{Sp}}^{\sigma_{S0}} \int_{P_{p\perp}}^{P_{0\perp}} \int_{P_{p\perp}}^{P_{0\perp}} \int_t^{t+\Delta t} \left(\frac{\tau}{t^*}\right)^{1-n-n_1} \frac{P_{\square}}{P_*} e^{m(t^*-\tau) + \frac{\gamma|P|}{kT}} \frac{dW}{W} d\tau dP_{\square} dP_{\perp}. \quad (22)$$

Интегрируя (22) и переходя к пределу $\Delta t \square |V| \rightarrow 0$, запишем выражения для относительной прочности границы раздела:

$$\bar{\sigma}_B(t) = \frac{\sigma_{S0}\sigma_{S^*}}{\sigma_{Sp}} \ln\left(\frac{\sigma_{S0}}{\sigma_{Sp}}\right) \left(\frac{t}{t^*}\right)^{1-n-n_1} e^{\frac{E^0}{kT} + m(t^*-t)} \int_{P_{p\perp}}^{P_{0\perp}} \int_{P_{p\perp}}^{P_{0\perp}} \frac{P_{\square}}{P_*} e^{\frac{\gamma\sqrt{P_{\square}^2 + P_{\perp}^2}}{kT}} dP_{\square} dP_{\perp}. \quad (23)$$

Для простоты анализа полагаем $P_{\square}^2 \gg P_{\perp}^2$, а также $E_A \ll kT$. Тогда выражение (23) принимает более простой вид:

$$\bar{\sigma}_B(t) = \left(\frac{t}{t^*}\right)^{1-n-n_1} e^{m(t^*-t)} \frac{kT}{\gamma(P_{0\square} - P_{p\square})} \frac{P_{p\square}}{P_*} \frac{\sigma_{S0}}{\sigma_{Sp}} \frac{\sigma_{S^*}}{(\sigma_{S0} - \sigma_{Sp})} \ln\left(\frac{\sigma_{S0}}{\sigma_{Sp}}\right). \quad (24)$$

Из (24) следует, что к моменту формирования контакта ($t \rightarrow t^*$) отношение предела прочности границы соединения одинаковых металлов к пределу прочности этого монометалла равно

$$\left(\bar{\sigma}_B(t^*)\right)^{M_1+M_1} \equiv \frac{\sigma_B^{M_1+M_1}}{\sigma_B^{M_1}} = \frac{1}{2} \frac{kT}{E_A} \frac{P_{p\Box}}{P_*} \frac{\sigma_{S0}^{M_1}}{\sigma_{Sp}^{M_1}} \frac{\sigma_{S0}^{M_1} + \sigma_{Sp}^{M_1}}{\sigma_{S0}^{M_1} - \sigma_{Sp}^{M_1}} \ln \left(\frac{\sigma_{S0}^{M_1}}{\sigma_{Sp}^{M_1}} \right) \equiv \frac{kT}{E_A} \frac{P_{p\Box}}{P_*} Q_{M_1+M_1} \left(\frac{\sigma_{S0}^{M_1}}{\sigma_{Sp}^{M_1}} \right), \quad (25)$$

где $\sigma_B^{M_1+M_1}$ - предел прочности границы соединения металлов M_1 ; $\sigma_B^{M_1}$ - предел прочности металла M_1 . Необходимо отметить, что параметр $Q_{M_1+M_1} \left(\sigma_{S0}^{M_1} / \sigma_{Sp}^{M_1} \right)$ для однородных металлов всегда больше единицы.

Поскольку из экспериментальных данных известно, что предел прочности границы соединения одинаковых металлов совпадает с пределом прочности этого металла, то из выражения (25) можно оценить соотношение между температурой kT и продольным давлением $P_{p\Box}$ границы соединения одинаковых металлов:

$$\frac{kT}{E_A} \frac{P_{p\Box}}{P_*} Q_{M_1+M_1} \left(\frac{\sigma_{S0}^{M_1}}{\sigma_{Sp}^{M_1}} \right) \Box 1. \quad (26)$$

При соединении разнородных металлов диапазон изменения пластичности более мягкого металла $\left[\sigma_{Sp}^{M_1}, \sigma_{S0}^{M_1} \right]$ увеличивается за счет наложения диапазона изменения пластичности более твердого металла $\left[\sigma_{Sp}^{M_2}, \sigma_{S0}^{M_2} \right]$ (для простоты считаем, что эти диапазоны перекрываются). В этом случае диапазон изменения пластичности разнородных металлов будет шире $\left[\sigma_{Sp}^{M_1}, \sigma_{S0}^{M_2} \right]$. Выражение для относительного предела прочности границы соединения при этом принимает вид:

$$\left(\bar{\sigma}_B(t^*)\right)^{M_1+M_2} \equiv \frac{\sigma_B^{M_1+M_2}}{\sigma_B^{M_1}} = \frac{1}{2} \frac{kT}{E_A} \frac{P_{p\Box}}{P_*} \frac{\sigma_{S0}^{M_2}}{\sigma_{Sp}^{M_1}} \frac{\sigma_{S0}^{M_2} + \sigma_{Sp}^{M_1}}{\sigma_{S0}^{M_2} - \sigma_{Sp}^{M_1}} \ln \left(\frac{\sigma_{S0}^{M_2}}{\sigma_{Sp}^{M_1}} \right) \equiv \frac{Q_{M_1+M_2} \left(\frac{\sigma_{S0}^{M_2}}{\sigma_{Sp}^{M_1}} \right)}{Q_{M_1+M_1} \left(\frac{\sigma_{S0}^{M_1}}{\sigma_{Sp}^{M_1}} \right)}. \quad (27)$$

В выражении (27) величина E_A должна быть отнесена к более пластичному металлу M_1 ($\sigma_B^{M_2} > \sigma_B^{M_1}$).

Используя выражение (27), оценим величину предела прочности границы соединения двух разных металлов. Для этого в (27) введем коэффициент расширения диапазона пластичности - $g = \sigma_{S0}^{M_2} / \sigma_{S0}^{M_1}$. Необходимо отметить, что $\sigma_{S0}^{M_1}, \sigma_{S0}^{M_2}$ определяются пределами прочности металлов M_1 и M_2 соответственно.

На рис. 2 приведена зависимость $U = \ln \frac{\sigma_B^{M_1+M_2}}{\sigma_B^{M_1}}$

от параметра g .

Экспериментально измеренные точки 1, 2 имеют координаты $U_1 = 1,2 \pm 0,24$; $g_1 = 1,3$; $U_2 = 2,738 \pm 0,55$; $g_2 = 2,311$ и хорошо описываются теоретической моделью, представленной в настоящей работе. Погрешность измерений относительного предела прочности $U_{1,2}$ определялась погрешностью измерений микротвердости твердых сплавов.

Из (26), (27) следует, что предельные значения диапазона изменения предела прочности границы соединения двух разнородных металлов можно определить, полагая $M_2 \Box M_1$. Тогда для значения нижнего предела диапазона имеем $\sigma_B^{M_1+M_2} \Big|_{M_2 \rightarrow M_1} = \sigma_B^{M_1}$. При $M_1 \rightarrow M_2$ нетрудно определить верхний предел этого диапазона: $\sigma_B^{M_1+M_2} \Big|_{M_1 \rightarrow M_2} = \sigma_B^{M_2}$.

Таким образом, величина предела прочности границы соединения двух разнородных металлов в твердой фазе должна удовлетворять неравенству:

$$\sigma_B^{M_1} \leq \sigma_B^{M_1+M_2} \leq \sigma_B^{M_2}. \quad (28)$$

Из данной модели следует, что с увеличением коэффициента расширения диапазона пластичности g соединяемых в твердой фазе двух разнородных металлов прочностные характеристики границы композитов увеличиваются по сравнению с пределом прочности более мягкого металла. Такое увеличение происходит до тех пор, пока диапазон прочности композита не будет определяться более твердым металлом. В этом случае относительный предел прочности границы композита будет определяться пределом прочности более твердого металла.

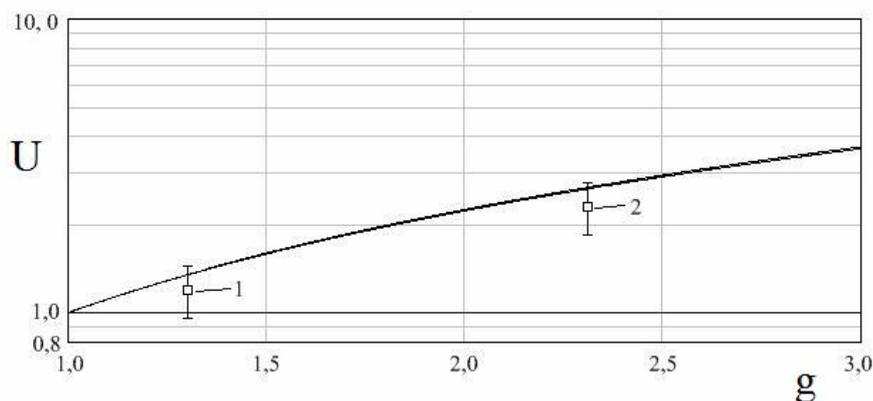


Рис. 2. Зависимость относительного предела прочности U соединения металлов от коэффициента расширения диапазона пластичности g (сплошная кривая). Квадратами отмечены экспериментальные значения относительного предела прочности соединения металлов 12X18H10T-Cr20 (1) и 12X18H10T-Cu (2)

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Для исследований был выбран пакет, состоящий из разнородных материалов нержавеющей сталь–Cu–Nb–Ti. Причем материалы Cu–Nb по диаграмме состояния между собой не растворимы.

Микроструктура соединения в твердой фазе SS–Cu–Nb–Ti показана на рис. 3. Из рисунка видно, что границы соединения образуют чистые стыки без интерметаллидных зон на границах.

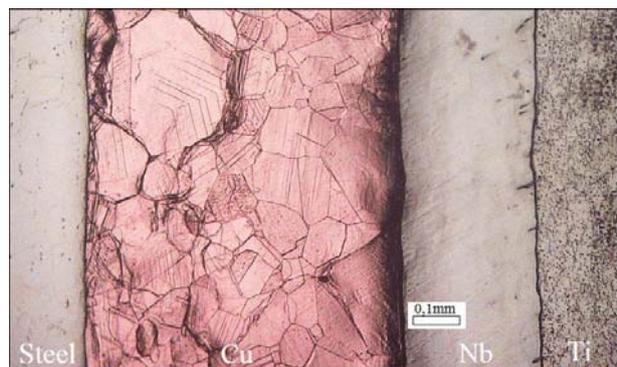


Рис. 3. Микроструктура соединения в твердой фазе SS–Cu–Nb–Ti

Менее прочным материалом в данной композиции является медь. Представляло интерес выяснить влияние на прочность медной прослойки ее толщины и температуры испытаний. С этой целью были проведены испытания образцов на разрыв в вакуумной камере, оснащенной нагревателем до 1100 °С. Толщину медной прослойки изменяли от 0,075 до 3,0 мм. Проведенные испытания показали, что разрыв всегда происходит по наименее прочному материалу, в данном случае меди. Однако предел прочности соединения возрастает с уменьшением толщины медной прослойки (рис. 4) [23]. При толщине медной прослойки 1,5 мм прочность композита приближается к прочности меди 20 кг/мм² при 20 °С. В то же время по мере утоньшения прослойки меди предел прочности композита возрастает и при толщине этой прослойки 0,075 мм прочность композита приближается к прочности нержавеющей

стали и составляет 55 кг/мм². Тот же эффект наблюдается и при проведении испытаний вплоть до 1000 °С (рис. 5).

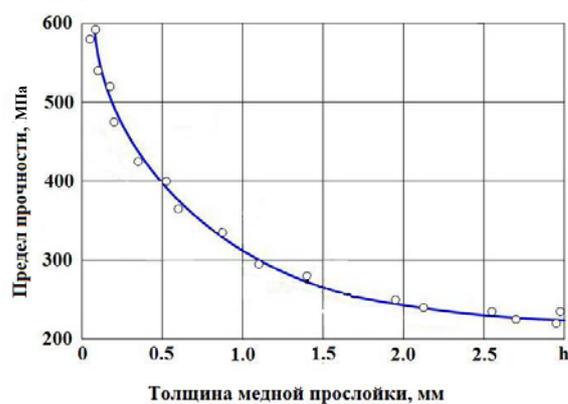


Рис. 4. Зависимость предела прочности композиции от толщины прослойки меди

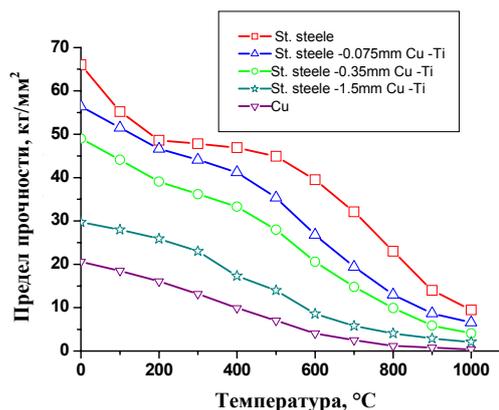


Рис. 5. Зависимость предела прочности σ_b от температуры

Полученные экспериментальные результаты подтверждают аналитические оценки, приведенные в разд. 2, что при соединении в твердой фазе двух разнородных металлов прочностные характеристики границы композитов увеличиваются по сравнению с пределом прочности более мягкого металла. Причем наблюдается этот эффект в широком интервале температур испытаний (см. рис. 5).

Изменение свойств границы соединения было установлено при измерении микротвердости и нанотвердости твердофазного соединения. При этом наноиндентор позволяет производить измерения на расстоянии около 0,15 мкм от границы соединения, а микротвердомер LM-700 с минимальной нагрузкой 10 г для Cu позволяет получать достоверные результаты на расстоянии не менее 6 мкм от границы соединения.

На рис. 6 и 7 показано изменение микротвердости и нанотвердости относительно

границы соединения двух металлов. Из приведенных на графиках данных видно, что материалы в области границы соединения (координата 0) изменяют свои прочностные характеристики. Менее прочный материал (медь) вблизи границы соединения упрочняется как со стороны нержавеющей стали, так и со стороны ниобия. В то же время нержавеющая сталь и ниобий на границе соединения с медью уменьшают свою прочность.

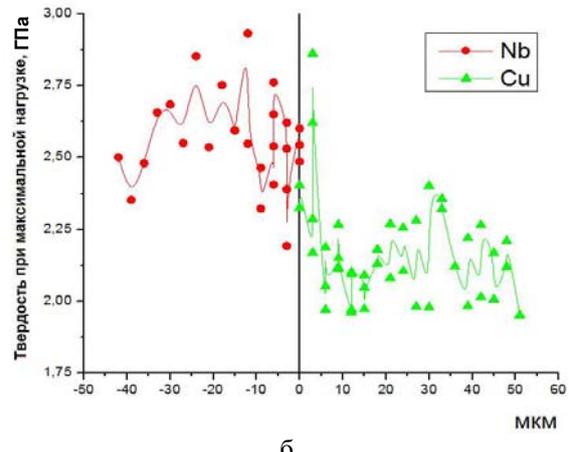
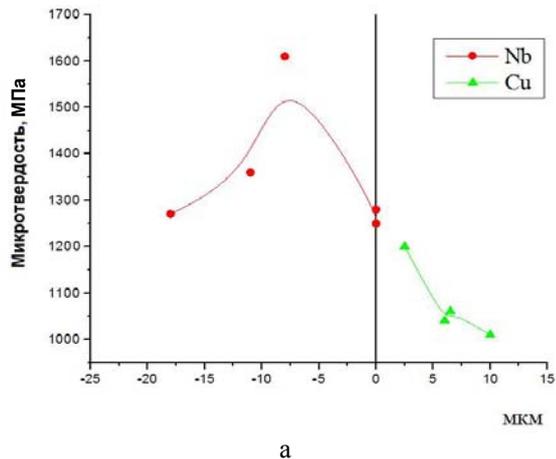


Рис. 6. Изменение микротвердости (а) и нанотвердости (б) границы соединения Nb-Cu

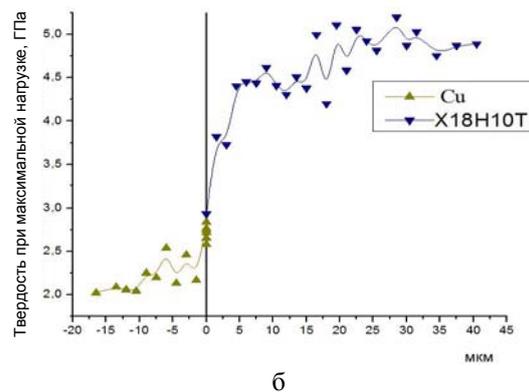
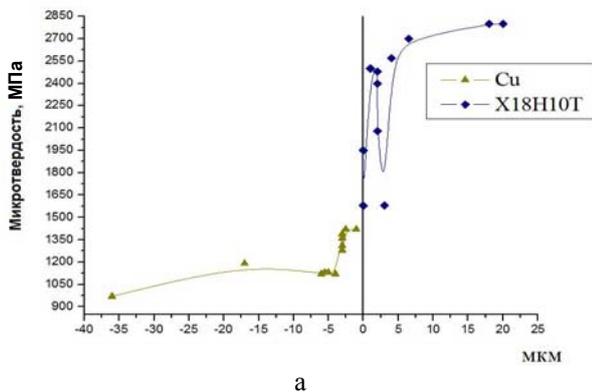


Рис. 7. Изменение микротвердости (а) и нанотвердости (б) границы соединения Cu-X18H10T

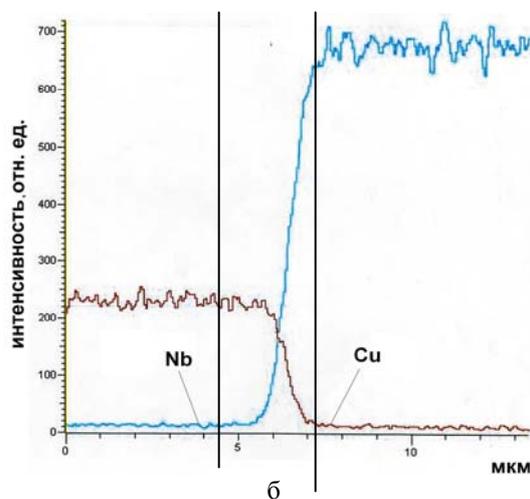
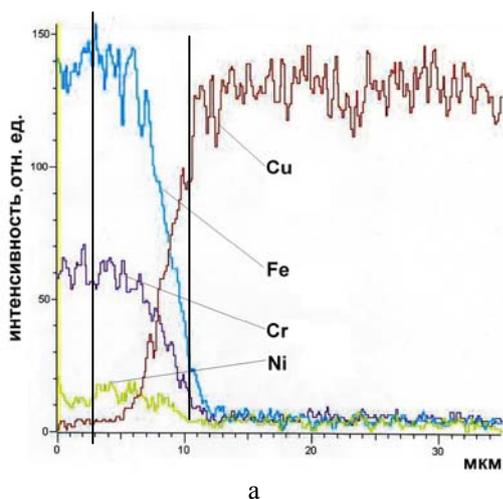


Рис. 8. Спектры микроанализа вблизи границ сопряжения нержавеющей стали-медь (а) и медь-ниобий (б)

Таким образом, граница соединения двух разнородных материалов, получаемая методом горячей прокатки в вакууме, обладает свойствами и характеристиками, отличающимися от свойств свариваемых материалов.

Исследование с помощью микрорентгено-спектрального анализа соединения разнородных материалов в твердой фазе показало наличие твердорастворных зон на границах сопряжения St.steel-Cu и Cu-Nb. На границе раздела двух металлов устанавливается поток разнородных атомов, направленный в противоположные стороны. В связи с этим в узком диапазоне глубин (5...5 мкм) происходит хаотическая перестройка двух соединяемых решеток и образуется зона со смешанным распределением атомов двух материалов по границе твердофазного соединения (рис. 8). Одним из механизмов наблюдаемого экспериментально перемешивания является дислокационный массоперенос вблизи границы раздела разнородных материалов при их пластической деформации [21,22]. Результаты, представленные на рис. 5 и 8, свидетельствуют, что прочность композиции St.steel-Cu-Nb-Ti, соединенной в твердой фазе методом горячей прокатки в вакууме, тем выше, чем тоньше медная прослойка и чем больше она легирована (легируется) атомами металлов, прилегающих к ней с обеих сторон.

ВЫВОДЫ

1. При аналитическом описании соединения материалов в твердой фазе при сварке прокаткой показано, что с увеличением коэффициента расширения диапазона пластичности соединяемых в твердой фазе двух разнородных металлов прочностные характеристики границы композита возрастают.

2. Установлено экспериментально, что предел прочности границы разнородных металлов значительно больше предела прочности менее прочного металла.

3. На границах сопряжения St.steel-Cu и Cu-Nb наблюдается изменение механических свойств, обусловленное существенным упрочнением соединения со стороны меди.

4. Показано, что на границах сопряжения St.steel-Cu и Cu-Nb происходит массоперенос атомов разнородных металлов. В узком диапазоне глубин (5...15 мкм) образуется зона со смешанным распределением атомов двух материалов по границе твердофазного соединения.

5. Граница соединения двух разнородных материалов представляет собой новый материал, созданный при пластической деформации и сдвиговых усилиях, возникающих при горячей прокатке материала в вакууме и играющих определяющую роль в процессе перемешивания атомных слоев на границе соединения.

ЛИТЕРАТУРА

1. А.С. Гельман. *Основы сварки давлением*. М.: Машиностроение», 1970, 310с.

- С.Б. Айнбиндер, Р.К. Глуде, А.Я. Логинова и др. *Основы сварки давлением // Автоматическая сварка*. 1964, №5, с. 21-27.
- Э.С. Каракозов. *Соединение металлов в твердой фазе*. М.: «Металлургия», 1976, 263с.
- Г.П. Сахацкий. *Технология сварки металлов в твердой фазе*. К.: «Наукова думка», 1979, 295с.
- R.F. Tylecote. Investigation on pressure welding. *Br Weld J* 1994, 5: p.117-134.
- В.В. Арсенюк, Д.С. Герцирикен, В.Ф.Мазанко, В.М. Тишкевич, В.М. Фальченко. Особенности распределения атомов в металлах при импульсном воздействии // *Металлофизика и новейшие технологии*. 2001, т. 23, № 9, с.1203-1212.
- Л.И. Маркашова, Г.М. Григоренко, В.В. Арсенюк. Процессы пластической деформации, массопереноса, фазообразования в условиях повышенных скоростей деформирования // *Металлофизика и новейшие технологии*. 2001, т. 23, №9, с.1259-1277.
- Л.И. Маркашова, В.В. Арсенюк, Е.Н. Бердникова, И.Л. Богайчук. Особенности фазообразования в условиях сварки давлением разнородных материалов при высоких скоростях деформирования // *Металлофизика и новейшие технологии*. 2001, №10, с.1403-1417.
- Л.И. Маркашова, В.В. Арсенюк, Г.М. Григоренко. Особенности пластической деформации разнородных материалов при сварке давлением // *Автоматическая сварка*. 2002, №5, с.12-16.
- Л.И. Маркашова, В.В. Арсенюк, Г.М. Григоренко, Е.Н. Бердникова. Процессы массопереноса в условиях сварки давлением разнородных материалов // *Автоматическая сварка*. 2002, №7, с.43-49.
- Л.И. Маркашова, В.В. Арсенюк, Г.М. Григоренко, Е.Н. Бердникова. Особенности процессов массопереноса при сварке давлением разнородных материалов // *Сварочное производство*. 2004, №4, с.28-35.
- Л.И. Маркашова, В.В. Арсенюк, Г.М. Григоренко. Зависимость пластической деформации при сварке давлением разнородных материалов // *Сварочное производство*. 2004, №8, с.26-32.
- В.М. Амоненко, А.С. Тронь, В.В. Мухин, В.А. Тарасов, Вакуумный прокатный стан // *Сталь*. 1960, №10, с.920-922.
- В.М. Амоненко, А.С. Тронь, В.В. Мухин. Получение биметаллов прокаткой в вакууме и их свойства // *Цветные металлы*. 1966, № 12, с. 78-81.
- В.Е. Иванов, В.М. Амоненко, А.С. Тронь. Высокотемпературная прокатка в вакууме металлов, сплавов и многослойных материалов // *УФЖ*. 1978, т.23, №11, с. 1782-1789.
- Pat. 80204 Украины, В23К 20\00. Спосіб зварювання у твердій фазі металевих пластин / І.М. Неклюдов, Б.В. Борц, І.Е. Васеха, О.Т. Лопата // *Бюл. №9*. 2007
- Pat. 654,439 USA, B2. Method of solid phase welding of metal plates / I.M. Neklyudov,

- V.V. Borts, I.E. Vasyekha, A.T. Lopata. №7, Feb. 2, 2010.
18. Б.В. Борц, А.Ф. Ванжа, А.Т. Лопата, И.М. Неклюдов, С.В. Шевченко. Исследование процессов сварки многослойных структур из кристаллитов различного химического состава с помощью горячей прокатки в вакууме // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 2005, №5, с. 156-158.
19. Б.В. Борц. Создание композиционных материалов методом горячей прокатки в вакууме // *Там же*. 2009, №2, с.128-134.
20. В.С. Гостомельский, А.Л. Ройтбурд. Дислокационный массоперенос вблизи границы раздела разнородных материалов при их пластической деформации // *ДАН СССР*. 1986, т.288, №2, с. 366-369.
21. G.A. Evangelakis, V. Pontikis. Molecular dynamics study of Pb-substituted Cu (1 0 0) surface layers // *Journal of Alloys and Compounds*. 2008, v. 07, p.221.
22. В.В. Рыбин. *Большие пластические деформации и разрушение металлов*. М.: «Металлургия», 1986, 224 с.
23. А.С. Троне, В.А. Финкель, Н.Д. Рыбальченко, В.П. Минаков. Прочность тонких металлических прослоек в композициях // *Проблемы прочности*. 1975, №5, с. 50-52.

Статья поступила в редакцию 22.09.2010

ДОСЛІДЖЕННЯ ЗАЛЕЖНОСТІ ГРАНИЦІ МІЦНОСТІ МЕЖІ З'ЄДНАННЯ У ТВЕРДІЙ ФАЗІ РІЗНОРІДНИХ МЕТАЛІВ ВІД ЇХНЬОЇ ПЛАСТИЧНОСТІ

Б.В. Борц

Представлено теоретичну модель, що описує з'єднання різнорідних матеріалів у твердій фазі. В цій моделі врахована пластична деформація матеріалів при температурі їхнього з'єднання, а також зсувні зусилля, що виникають при прокатці матеріалу й грають визначальну роль у процесі з'єднання матеріалів у твердій фазі. Наведено експериментальні результати рентгенівського мікроаналізу, металографії, випробувань на розтягнення, мікротвердість і нанотвердість межі з'єднання зразків, що підтверджують правомірність запропонованої моделі.

RESEARCH OF DEPENDENCE OF ULTIMATE STRENGTH OF THE BOND BORDER IN SOLID STATE OF DISSIMILAR METALS FROM THEIR PLASTICITY

B.V. Borts

Theoretical model, describing the joining of dissimilar materials in solid state is presented. The model takes into account plastic deformation of materials at the joining temperature, and also shearing forces, appearing while rolling the material and playing determinant role in the process of materials solid phase joining. Experimental results of X-ray microanalysis, metallography, tension tests, micro-hardness and nano-hardness of samples bonding border are presented, which confirms the relevancy of the proposed model.