



## ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СОЕДИНЕНИЯ РАЗНОРОДНЫХ МЕТАЛЛОВ ПРИ СВАРКЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКОЙ В ВАКУУМЕ

Академик НАН Украины **И. М. НЕКЛУДОВ**, **Б. В. БОРЦ**, канд. техн. наук, **В. И. ТКАЧЕНКО**, д-р физ.-мат. наук  
(Нац. науч. центр «Харьковский физико-технический институт» НАН Украины)

Представлены особенности формирования границы соединения разнородных материалов в твердой фазе и показано ее влияние на временное сопротивление в зависимости от пластичности соединяемых материалов. Экспериментальные результаты сопоставлены с теоретической моделью, в которой 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 результаты экспериментов рентгеновского микроанализа, металлографии, а также исследований границы соединения образцов в твердой фазе, включающие испытания на растяжения, микро- и нанотвердость. Полученные данные позволили сделать выводы о возможности формирования прочностных характеристик границы соединения разнородных металлов.

*Ключевые слова:* сварка прокаткой в вакууме, твердая фаза, граница соединения, особенности формирования, прочность, пластичность

Сварка в твердой фазе разнородных материалов способом горячей прокатки в вакууме открыла новые перспективные направления в применении данного способа соединения в промышленности [1–5]. Известные способы соединения разнородных материалов основываются на пластическом деформировании материала и, как правило, в одноосном направлении. Теория соединения в твердой фазе развивалась применительно к этим технологиям [3]. Особенности распределения атомов в металлах при импульсном воздействии исследованы в работе [6]. Процессы пластической деформации экспериментально изучены в работах [7–9]. Проблема массопереноса исследована в работах [7, 10, 11], а явление фазообразования в условиях повышенных скоростей деформирования разнородных материалов при сварке давлением — в работах [7, 12].

Способ горячей прокатки в вакууме [13–17] существенно меняет теоретическое представление о понимании явления соединения в твердой фазе больших массивных пластин из разнородных материалов по толщине и длине. Сварка в твердой фазе разнородных материалов способом прокатки обеспечивается пластической деформацией материалов. Причем материал с большей пластичностью деформируется больше и скользит по материалу с меньшей пластичностью. При скольжении и воздействии сил, сжимающих пластины, возникают силы трения, происходит очистка приповерхностных слоев, а при дальнейшем дефор-

мировании — соединение материалов в твердой фазе [18–21].

Сухое трение скольжения между пластичными твердыми материалами является примером макроскопического свойства, контролируемого локализованной пластической деформацией на мезоуровне, тогда как структура на атомном уровне и состав контактирующих поверхностей являются определяющими факторами для соединения материалов в твердой фазе. Взаимосвязь между контактирующими твердыми телами и разупорядочением на атомном уровне теоретически прослеживалась в зоне поверхности раздела [22].

Целью настоящей работы является исследование процессов, происходящих при сварке разнородных материалов в твердой фазе способом горячей прокатки в вакууме, определение закономерностей изменения временного сопротивления границы  $\sigma_v$  твердофазного соединения, комплексное исследование способами рентгеновского микроанализа и металлографии границы соединения образцов и испытание ее на растяжение, микро- и нанотвердость для изучения процессов, влияющих на прочность границы соединения.

Соединение разнородных металлов в твердой фазе осуществляли при высокой температуре на вакуумном прокатном стане ДУО-170 (рис. 1). Установка состоит из вакуумной системы, обеспечивающей вакуум  $p = 1 \cdot 10^{-2} \dots 1 \cdot 10^{-3}$  Па, печи нагрева образцов до температуры  $T \approx 900 \dots 1200$  °С и валковой камеры, обеспечивающей скорость прокатки  $v_0 = 0,03 \dots 0,30$  мс<sup>-1</sup> и усилие обжатия  $P = (2 \dots 32) \cdot 10^2$  МПа.

Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе «Olympus GX-51». Спектры микрорентгеновского анализа получали с помощью растрового электронного микроскопа

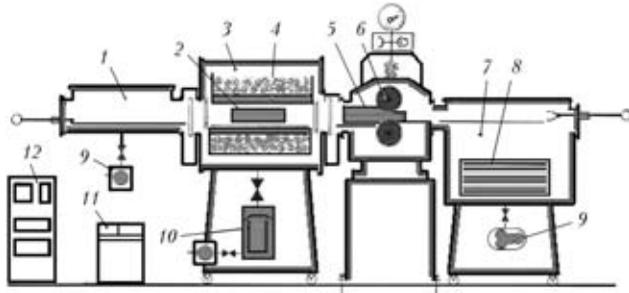


Рис. 1. Схема вакуумного прокатного стана для соединения разнородных материалов в твердой фазе [14]: 1 — камера загрузки; 2 — свариваемый пакет пластин в печи; 3 — вакуумная печь; 4 — керамический изолятор; 5 — свариваемый пакет пластин в валковой камере; 6 — валки; 7 — камера выгрузки и сбора готовой продукции; 8 — готовая продукция в сборнике проката; 9, 11 — стойки управления технологическим процессом прокатки; 10 — вакуумная система, состоящая из диффузионного и форвакуумных насосов; 12 — автоматизированная система контроля и управления технологическим процессом прокатки

«ZEISS-EVO-50», укомплектованного энергодисперсионным анализатором «INCA-450». Изменения микро- и нанотвердости изучали на поверхности в перпендикулярном направлении относительно границы соединения материалов на микро-LECO LM-700 и нанотвердомере «Nana Indenter G200, MTS Systems» (USA). Для испытаний на растяжение использовали машину «Instron 5581», оснащенную вакуумной камерой с печью нагрева до 1100 °С.

На вакуумном прокатном стане проведены эксперименты по соединению в твердой фазе нержавеющей стали и углеродистой стали типа стали 20. Соединение разнородных материалов в твердой фазе проходило способом горячей прокатки пакета пластин при температуре 1100 °С и в вакууме  $p = 1 \cdot 10^{-2}$  Па. Затем для испытаний на разрыв из плиты полученного композита биметаллов вырезали образцы, которые испытывали на машине «Instron 5581». На рис. 2 хорошо видно, что временное сопротивление  $\sigma_b$  границы соединения выше, чем у менее прочного материала, а именно у стали 20. В данном случае разрыв полученного композита произошел по стали 20, временное сопротивление  $\sigma_b$  составляло 430 МПа. Граница твердофазного соединения значительно прочнее, чем сталь 20.

Для понимания процессов, протекающих при соединении разнородных материалов в твердой фазе, выбран пакет, состоящий из разнородных материалов 12X18H10T – Cu–Nb–Ti. Причем материалы Cu–Nb в диапазоне 0,58...0,73 ат. % по диаграмме состояния между собой растворимы при температуре 800...1000 °С. Менее прочным материалом в данной композиции является медь. Поэтому представляет интерес выяснить влияние близлежащих материалов на прочность медной прослойки. С этой целью проведены испытания

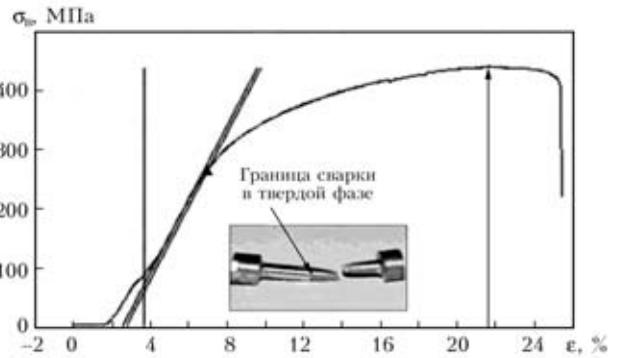


Рис. 2. Диаграмма растяжения композита 12X18H10T–сталь 20 при температуре 20 °С (на фото представлен разрушенный образец по стали 20)

образцов (рис. 3) на разрыв в зависимости от толщины медной прослойки и температуры испытаний. Испытания проводили в вакуумной камере, оснащенной нагревателем до 1100 °С. Переменным параметром в данном эксперименте является толщина медной прослойки (0,075, 0,350 и 1,500 мм).

Проведенные испытания показали, что разрыв всегда происходит по наименее прочному материалу, в данном случае по меди. Причем при испытаниях материала с различной толщиной медной прослойки временное сопротивление соединения возрастает с уменьшением толщины медной прослойки. На рис. 4 показана зависимость временного сопротивления  $\sigma_b$  нержавеющей сталей и медной прослойки различной толщины от температуры.

Из результатов экспериментов по определению временного сопротивления композита следует, что его прочность зависит от толщины медной прослойки: чем она тоньше, тем выше временное сопротивление композиционного материала. Так, при толщине медной прослойки 1,500 мм  $\sigma_b$  композита приближается по значению к  $\sigma_b$  меди (200 МПа) при  $T = 20$  °С. При тех же условиях, но более тонкой прослойке меди (0,350 мм) временное сопротивление композита возрастает, а при толщине медной прослойки 0,075 мм значение  $\sigma_b$  композита увеличивается, приближаясь к временному сопротивлению композиционного

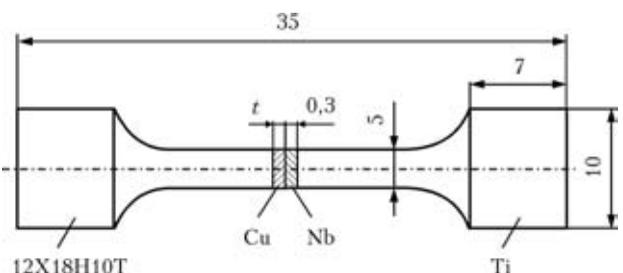


Рис. 3. Схема образца для испытаний на разрыв материалов, сваренных в твердой фазе

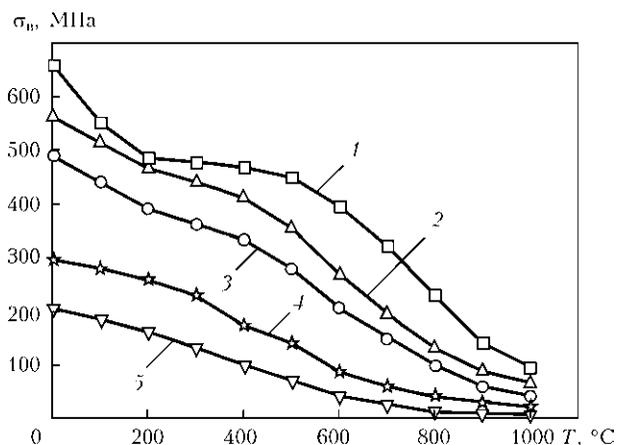


Рис. 4. Температурная зависимость временного сопротивления  $\sigma_B$ : 1 — сталь 12X18H10T; 2–4 — нержавеющая сталь–медная прослойка толщиной соответственно 0,75, 0,35 и 1,5 мм; 5 — медь

материала, и составляет 550 МПа. Тот же эффект имеет место при температуре вплоть до 1000 °С.

Данный эффект можно объяснить с помощью спектров распределения этих материалов на границах соединения металлов в твердой фазе (рис. 5).

Рассмотрим в слоистом композите границы соединения 12X18H10T – Cu и Cu–Nb. В соответствии с описанным выше механизмом соединения материалов в твердой фазе и на основании спектров, приведенных на рис. 5, видим, что атомы нержавеющей стали, состоящие из железа, хрома, никеля и ниобия, осуществляют с медью механическое смешивание и переносятся в медную прослойку, расположенную между двумя металлами. Атомы 12X18H10T и ниобия перемещаются за счет сухого трения скольжения трущихся поверхностей в медную прослойку с двух сторон навстречу друг другу на глубину до нескольких десятков микрометров. Подобный механизм механического смешивания и перемещения атомов

одного материала в другой рассчитан способом молекулярной динамики в работе [23]. Таким образом, медная прослойка получается упрочненной железом, хромом и никелем, с одной стороны, и атомами ниобия, с другой. Из рис. 4 видна зависимость временного сопротивления от температуры твердофазного соединения композиции 12X18H10T – Cu–Nb–Ti, выполненного способом горячей прокатки в вакууме, тем выше, чем тоньше медная прослойка и тем больше она наполняется атомами металлов, прилегающих с обеих сторон. В рассматриваемом случае наивысшая прочность в эксперименте достигается при толщине прослойки меди 0,075 мм, близкой к прочности нержавеющей стали, и уменьшается при увеличении толщины медной прослойки.

Для подтверждения изменения прочности границ соединения проводили исследования характеристик свойств материала их микро- и нанотвердости. Нанотвердость измеряли как можно ближе к границе твердофазного соединения. Так, наноиндентор позволяет подойти к границе соединения на расстояние около 0,15 мкм, в то время как микротвердометр LM-700 с минимальной нагрузкой 10 Н для меди позволяет получать достоверные результаты на расстоянии не менее 6 мкм от границы соединения.

Структура соединения, полученная при металлографическом исследовании соединения материалов в твердой фазе 12X18H10T – Cu–Nb–Ti, показана на рис. 6, из которого видно, что границы соединения образуют чистые стыки без возникновения на границах интерметаллидных зон. Это особенно важно при измерении нано- и микротвердости образцов.

На рис. 7, где показано изменение микро- и нанотвердости на границе соединения двух металлов, хорошо видно, что материалы от границы соединения (координата 0) вправо и влево изме-

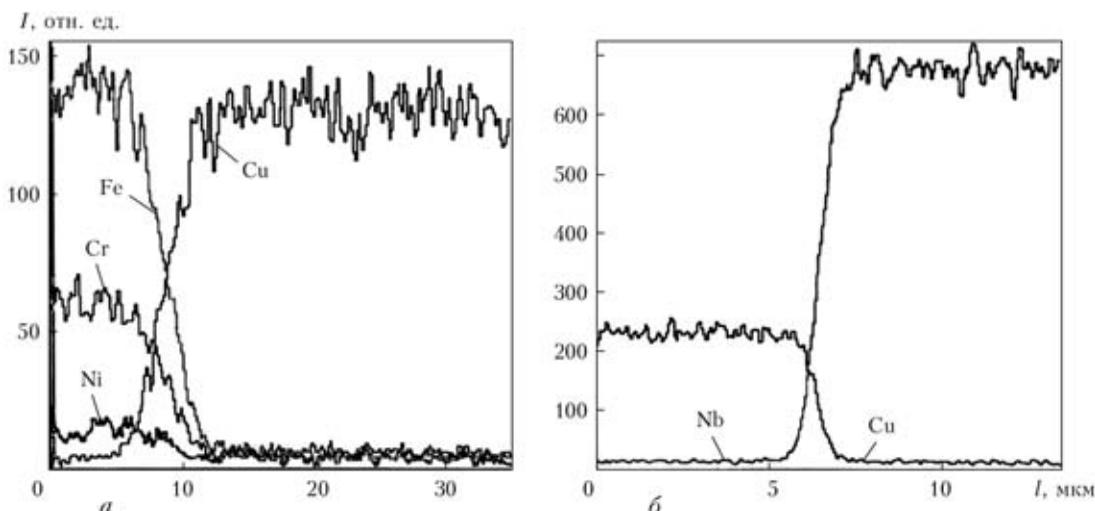


Рис. 5. Спектры микрорентгеноспектрального анализа вблизи границ соединения металлов в твердой фазе: а — 12X18H10T–Cu; б — Cu–Nb

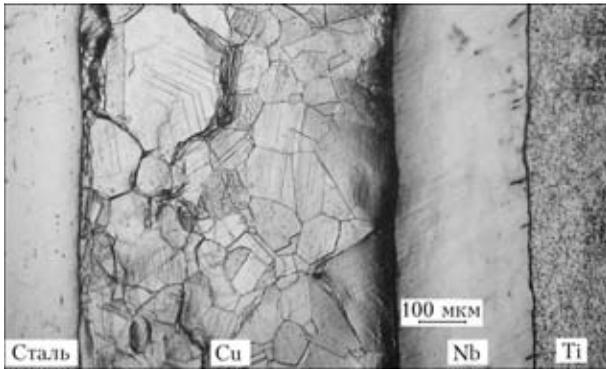


Рис. 6. Микроструктура, полученная при металлографическом исследовании соединения в твердой фазе 12X18H10T-Cu-Nb-Ti

няют 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 на границе соединения нержавеющей стали и ниобия с медью прочность уменьшается.

В работе [24] представлена модель расчета, позволяющая прогнозировать на основе формирования материалов относительное временное сопротивление границы соединения разнородных металлов. В отличие от описанной модели в работе [3] разработанная учитывает силы сдвига ме-

талла относительно друг друга, создаваемые валками вдоль границы соединения металлов.

В соответствии с предложенной моделью относительное временное сопротивление на границе соединения разнородных металлов можно определить из выражения:

$$\sigma_B^{M_1+M_2} \equiv \frac{\sigma_B^{M_1+M_2}}{\sigma_B^{M_1}} = \frac{1}{2} \frac{kT}{E_A} \frac{P_{pl}}{P_*} \frac{\sigma_{Sp}^M}{\sigma_{S0}^M} \frac{\sigma_{S0}^{M_2} + \sigma_{Sp}^{M_1}}{\sigma_{S0}^{M_2} - \sigma_{Sp}^{M_1}} \times \ln \left( \frac{\sigma_{S0}^{M_2}}{\sigma_{Sp}^{M_1}} \right) \equiv \frac{Q_{M_1+M_2} (\sigma_{S0}^{M_2} / \sigma_{Sp}^{M_1})}{Q_{M_1+M_1} (\sigma_{S0}^{M_1} / \sigma_{Sp}^{M_1})} \quad (1)$$

где  $\sigma_B^{M_1+M_2}$  — временное сопротивление границы соединения металлов  $M_1$  и  $M_2$ .

Необходимо отметить, что значения параметра  $Q_{M_1+M_1} (\sigma_{S0}^{M_1} / \sigma_{Sp}^{M_1})$  для однородных металлов всегда больше единицы.

В выражении (1) величина  $E_A$  должна быть отнесена к более пластичному металлу  $M_1$  ( $\sigma_B^{M_2} > \sigma_B^{M_1}$ ).

Из формулы (1) следует, что предельные значения диапазона временного сопротивления на границе соединения двух разнородных металлов мож-

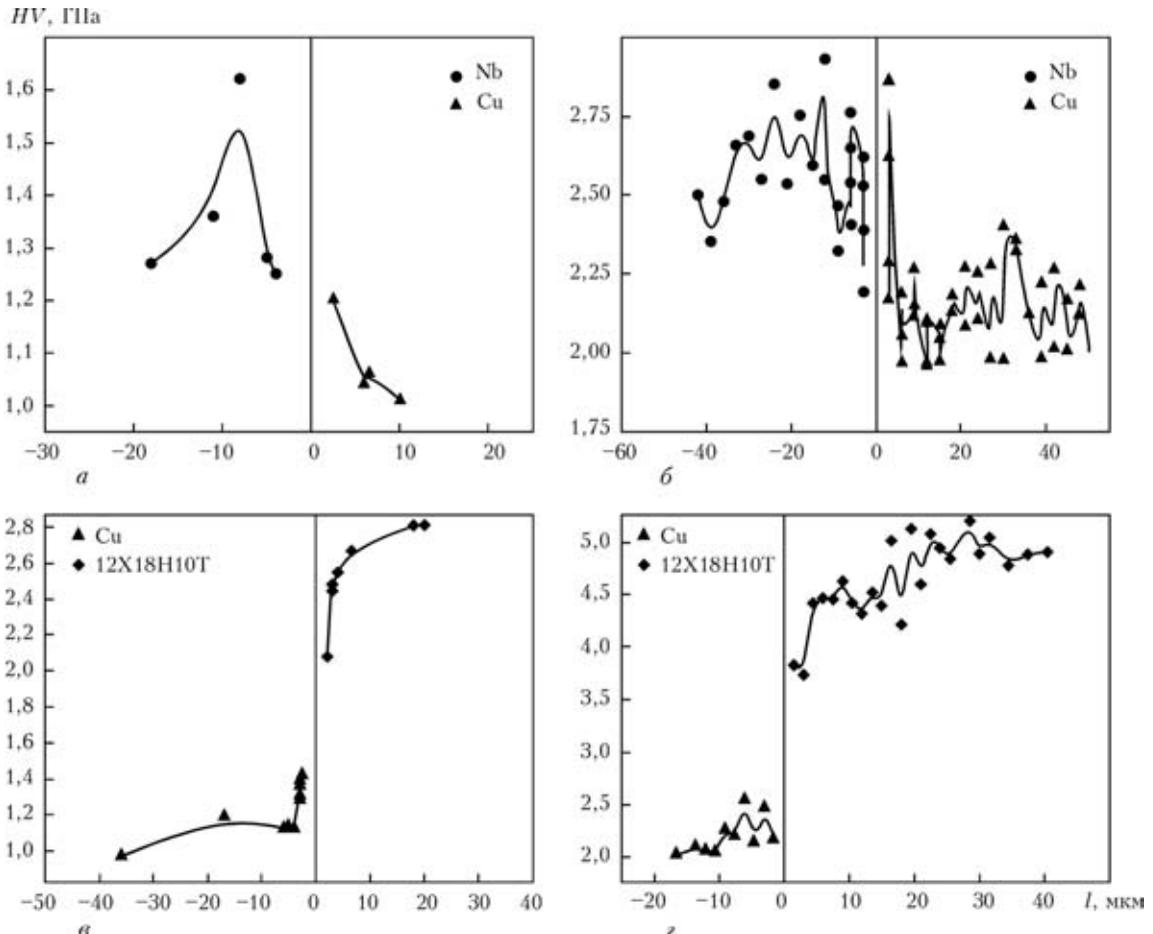


Рис. 7. Изменение микро- (а, б) и нанотвердости (б, г) при максимальной нагрузке на границе соединения Nb-Cu (а, б) и Cu-12X18H10T (в, г)



но определить, полагая  $M_1 \rightarrow M_2$  или  $M_2 \rightarrow M_1$ . Тогда для значения нижнего предела диапазона имеем  $\sigma_B^{M_1+M_2}|_{M_2 \rightarrow M_1} = \sigma_B^{M_1}$ . При  $M_1 \rightarrow M_2$  нетрудно определить верхний предел этого диапазона  $\sigma_B^{M_1+M_2}|_{M_1 \rightarrow M_2} = \sigma_B^{M_2}$ .

Таким образом, значение временного сопротивления на границе соединения двух разнородных металлов в твердой фазе должно удовлетворять неравенству

$$\sigma_B^{M_1} \leq \sigma_B^{M_1+M_2} \leq \sigma_B^{M_2}. \quad (2)$$

Оценим из выражения (1) временное сопротивление на границе соединения двух разных металлов. Для этого в (1) введем коэффициент расширения диапазона пластичности  $g = \sigma_{S0}^{M_2} / \sigma_{S0}^{M_1}$ . Необходимо отметить, что  $\sigma_{S0}^{M_1}$  и  $\sigma_{S0}^{M_2}$  определяются временным сопротивлением соответственно металлов  $M_1$  и  $M_2$ .

На рис. 8, где приведена зависимость  $Q = \ln \frac{\sigma_B^{M_1+M_2}}{\sigma_B^{M_1}}$  от параметра  $g$ , экспериментально

измеренные точки 1, 2 имеют координаты  $Q = 1,2 \pm 0,24$ ,  $g_1 = 1,3$ ;  $Q_2 = 2,738 \pm 0,55$ ,  $g_2 = 2,311$  и хорошо описываются теоретической моделью, представленной в работе [24]. Погрешность измерений относительного предела прочности  $Q_{1,2}$  определялась погрешностью измерений микротвердости твердых сплавов. Из данной модели следует, что с увеличением коэффициента расширения диапазона пластичности соединяемых в твердой фазе двух разнородных металлов увеличиваются прочностные характеристики границы композитов по сравнению с временным сопротивлением более мягкого металла. Такое увеличение происходит до тех пор, пока диапазон прочности композита не определяется более твердым металлом. В этом случае относительное временное сопротивление границы композита определяется временным сопротивлением более твердого металла.

При вакуумной горячей прокатке активация поверхностей происходит за счет пластической деформации со сдвигом [18], вызванной сухим трением-скольжением поверхностей, подлежащих сварке в твердой фазе. Этот механизм очистки поверхности наиболее эффективно разрушают пленки оксидов и обеспечивают при скольжении одного материала по другому смешивание их поверхностных атомов (рис. 9).

Экспериментально установлено, что сухое скольжение между ковкими металлами вызывает износ и при прокатке интенсивную пластическую деформацию.

Пластическая деформация со сдвигом двух разнородных материалов приводит к повороту

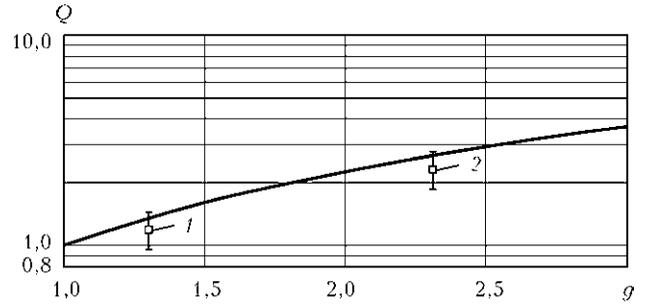


Рис. 8. Зависимость относительного временного сопротивления  $Q$  соединения металлов от коэффициента расширения диапазона пластичности  $g$ : 1, 2 — соответственно экспериментальные значения  $Q$  для соединения металлов 12X18H10T – 20 и 12X18H10T – Cu

кристаллической решетки [25] при одновременном скольжении одного материала по другому. Таким образом получают очищенные от оксидов ювенильные поверхности соединяемых материалов. При трении одного материала по другому происходит механическое смешивание и взаимный перенос атомов двух металлов, что хорошо видно на рис. 5. На очищенных свариваемых поверхностях образуются центры возбуждения, связанные с зарождением дислокаций и переносом в глубину металла атомов, захваченных на границе соединяемых материалов.

Дополнительное описание рис. 9 не требуется, поскольку все действующие силы и точки их приложения показаны на чертеже и не требуют специального объяснения. Расчет усилий, показанных на рис. 9, которые действуют на образец при прокатке, приведен в работе [18].

Учитывая предположение работы [22], что дислокации зарождаются на поверхности контакта, распространяются в глубь материала и увлекают при этом захваченные на поверхности атомы трущихся металлов (это проявление деформации дислокационным скольжением), можно считать, что для соединения материалов в твердой фазе разнородных материалов необходима их совместная пластическая деформация. Причем, кроме дислокационного скольжения, необходимы еще и аккомодационные повороты кристаллической решетки, что достигается при горячей прокатке в вакууме, которая сочетает и деформацию материала, и сдвиговое перемещение материала.

Каждая дислокация представляет собой эффективный путь, по которому устремлен поток атомов разнородных материалов, направленных в сторону от границы соединения. По этим каналам происходит взаимный транспорт атомов. При этом вероятность одновременного возбуждения атомов двух противоположащих поверхностей весьма значительная. Дальнейшее деформирование материала приводит к продвижению навстречу друг другу атомов металлов, имеющих повышенную энергию, способствующую миграции по об-

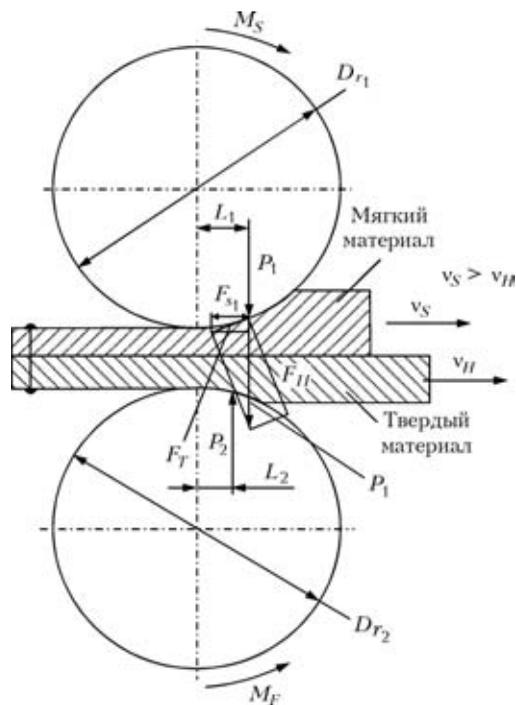


Рис. 9. Схематическое изображение сил, действующих на пластины материала в пакете при прокатке:  $F_{S1}$  — действующие на пластины в пакете в зависимости от прочностных свойств материалов;  $M_S, M_F$  — моменты, возникающие при деформации мягкого и твердого материалов в пакете при сварке;  $v_S, v_H$  — относительные скорости перемещения материалов;  $P_1, P_2$  — действующие в точке приложения усилий при деформации пластин;  $L_1, L_2$  — плечо приложения сил  $P_1, P_2$ ;  $F_T, F_H$  — тангенциальные силы, возникающие при вращении и деформации валков пластин;  $D_{r1}, D_{r2}$  — диаметры валков

разованным каналам дефектной структуры, на довольно большое расстояние. При экспериментах (см. рис. 7) обнаружены атомы металлов, которые мигрировали в другой материал на глубину до 15...20 мкм. Атомы разнородных материалов сближаются на расстояние действия сил межатомного взаимодействия, что приводит к освобождению энергии в виде коллективных процессов электронного взаимодействия. Эти явления сводятся к коллективизации валентных электронов положительными ионами, благодаря чему между системой атомов, образующих кристаллическую решетку, возникает прочная металлическая связь, объединенная электронами и ионами двух материалов, вследствие которой в узком диапазоне (1...20 мкм) устанавливается перераспределенный состав атомов из разнородных соединяемых материалов, обеспечивающий соединение разнородных материалов в твердой фазе. Таким образом, созданная граница соединения двух разнородных металлов в процессе интенсивной пластической деформации с одновременным скольжением свариваемых поверхностей с помощью горячей прокатки в вакууме упрочняется. Граница соединения в процессе сварки форми-

руется из материалов, участвующих в непосредственном контакте свариваемых материалов. Прочностные свойства самой границы соединения определяются свойствами (прочностью и пластичностью) свариваемых в твердой фазе металлов. Промежуточный слой формируется за счет многих микроструктурных факторов и механизмов деформации, наблюдаемых в экспериментах (см. рис. 4 и 5). При этом обнаруживается множество характерных особенностей, к которым относятся интенсивная пластическая деформация, ассоциированные фрикционные потери и адиабатический нагрев, механическое смешивание, нанокристаллизация, перенос более мягкого материала к более твердому, и наоборот. Пластическая деформация тесно связана с межфазной адгезией, а именно, «схватывание» на поверхности раздела (как стартовый фактор) обуславливает деформацию решетки, что неизбежно приводит к пластическому течению материала. Адгезионные силы чрезвычайно чувствительны к природе связей между частями и к кристаллографии поверхности раздела. Таким образом можно ожидать, что значения пластической деформации (а следовательно, и трение) будут также зависеть от этих факторов, и в экспериментах имеются этому подтверждения (см. рис. 7–8). Подобная природа и деформации, наблюдаемые в экспериментах по сварке в твердой фазе, являются уникальными для этой системы прокатки, обеспечивающей трение-скольжение между материалами при соединении их в твердой фазе. Оказывается, что действующие динамические усилия, которые вызываются прокаткой многослойного пакета, создают подобные реакции во всех системах трущихся поверхностей, подлежащих сварке, а прочность границ в многослойном соединении при этом обуславливается пластичностью материалов, свариваемых в твердой фазе.

## Выводы

1. Соединение в твердой фазе обеспечивается интенсивной пластической деформацией со скольжением материалов друг по другу при сближении двух материалов до параметров решетки, механическим перемешиванием атомных слоев материала, участвующих в трении-скольжении и возбуждении атомных слоев противоположащих друг другу поверхностей, имеющих повышенную энергию и перемещающихся по образованным каналам дефектной структуры на довольно большое расстояние.

2. Экспериментально подтверждено наличие переноса атомов разнородных металлов из одной пластины в другую в процессе сварки в твердой фазе способом горячей прокатки в вакууме.

3. Граница соединения в процессе сварки формируется из материалов, участвующих в непосред-



редственным контакте свариваемых материалов. Прочностные свойства границы соединения определяются свойствами (прочностью и пластичностью) свариваемых в твердой фазе металлов.

4. Предел прочности границы разнородных металлов значительно больше временного сопротивления менее прочного металла.

5. Граница соединения двух разнородных материалов, которая получается при горячей прокатке в вакууме, является новым материалом, созданным на основе интенсивного пластического деформирования и механического перемешивания атомов металла, участвующих в сдвиге и перемешивании приповерхностных атомных слоев свариваемых разнородных материалов.

1. Гельман А. С. Основы сварки давлением. — М.: Машиностроение, 1970. — 310 с.
2. Основы сварки давлением / С. Б. Айнбиндер, Р. К. Глуде, А. Я. Логинова и др. // Автомат. сварка. — 1964. — № 5. — С. 21–27.
3. Каракозов Э. С. Соединение металлов в твердой фазе. — М.: Металлургия, 1976. — 263 с.
4. Сахацкий Г. П. Технология сварки металлов в твердой фазе. — Киев: Наук. думка, 1979. — 295 с.
5. Tylecote R. F. Investigation on pressure welding // Br Weld J. — 1994. — № 5. — P. 117–134.
6. Особенности распределения атомов в металлах при импульсном воздействии / В. В. Арсенюк, Д. С. Герцрикен, В. Ф. Мазанко и др. // Металлофиз. и новейшие технологии. — 2001. — 23, № 9. — С. 1203–1212.
7. Маркашова Л. И., Григоренко Г. М., Арсенюк В. В. Процессы пластической деформации, массопереноса, фазообразования в условиях повышенных скоростей деформирования // Там же. — С. 1259–1277.
8. Особенности фазообразования в условиях сварки давлением разнородных материалов при высоких скоростях деформирования / Л. И. Маркашова, В. В. Арсенюк, Е. Н. Бердникова, И. Л. Богайчук // Там же. — 2001. — № 10. — С. 1403–1417.
9. Маркашова Л. И., Арсенюк В. В. Григоренко Г. М. Особенности пластической деформации разнородных материалов при сварке давлением // Автомат. сварка. — 2002. — № 5. — С. 12–16.
10. Процессы массопереноса в условиях сварки давлением разнородных материалов / Л. И. Маркашова, В. В. Арсенюк, Г. М. Григоренко, Е. Н. Бердникова // Там же. — 2002. — № 7. — С. 43–49.
11. Особенности процессов массопереноса при сварке давлением разнородных материалов / Л. И. Маркашова, В. В. Арсенюк, Г. М. Григоренко, Е. Н. Бердникова // Свароч. пр-во. — 2004. — № 4. — С. 28–35.

12. Маркашова Л. И., Арсенюк В. В., Григоренко Г. М. Зависимость пластической деформации при сварке давлением разнородных материалов // Там же. — 2004. — № 8. — С. 26–32.
13. Вакуумный прокатный стан / В. М. Амоненко, А. С. Тронь, В. В. Мухин, В. А. Тарасов // Сталь. — 1960. — № 10. — С. 920–922.
14. Амоненко В. М., Тронь А. С., Мухин В. В. Получение биметаллов прокаткой в вакууме и их свойства // Цвет. металлы. — 1966. — № 12. — С. 78–81.
15. Модернизированный стан 300 для горячей прокатки биметаллов в вакууме / И. Н. Скоробогатский, В. Г. Сыропятов, А. С. Тронь, Г. А. Эпов // Электрон. техника. Сер. Металлы. — 1976. — Вып. 2. — С. 122–126.
16. Амоненко В. М., Тронь А. С., Мухин В. В. Свойства биметаллов никель–медь и никель–медь–никель, полученных прокаткой в вакууме // Цвет. металлы. — 1968. — № 9. — С. 107–110.
17. Иванов В. Е., Амоненко В. М., Тронь А. С. Высокотемпературная прокатка в вакууме металлов, сплавов и многослойных материалов // Укр. физ. журн. — 1978. — 23, № 11. — С. 1782–1789.
18. Исследование процессов сварки многослойных структур из кристаллитов различного химического состава с помощью горячей прокатки в вакууме / Б. В. Борц, А. Ф. Ванжа, А. Т. Лопата и др. // Вопр. атом. науки и техники. Сер. Физ. радиационных повреждений и радиационное материаловедение. — 2005. — № 5(88). — С. 156–158.
19. Manesh D., Karimi Taheri H. A. An investigation of deformation behavior and bonding strength of bimetal strip during rolling // Mechanics of Materials. — 2005. — 37. — P. 531–542.
20. Relative slipping of interface of titanium alloy to stainless steel during vacuum hot rollbonding / D. S. Zhao, J. C. Yan, Y. Wang, S. Q. Yang // Materials Sci. and Eng. A. — 2009. — 499. — P. 282–286.
21. Борц Б. В. Создание композиционных материалов способом горячей прокатки в вакууме // Вопр. атом. науки и техники. Сер. Физ. радиационных повреждений и радиационное материаловедение. — 2009. — 93, № 2(60). — С. 128–134.
22. Гостомельский В. С., Ройтбурд А. Л. Дислокационный массоперенос вблизи границы раздела разнородных материалов при их пластической деформации // Докл. АН СССР. — 1986. — 288, № 2. — С. 366–369.
23. Evangelakis G. A., Pontikis V. Molecular dynamics study of Pb-substituted Cu(100) surface layers // J. of Alloys and Compounds. — 2008. — 7. — P. 221.
24. Борц Б. В. Исследование зависимости временного сопротивления границы соединения в твердой фазе разнородных металлов от их пластичности // Вопр. атом. науки и техники. Сер. Физ. радиационных повреждений и радиационное материаловедение. — 2010. — 96, № 5. — С. 108–118.
25. Рыбин В. В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. — М.: Металлургия, 1986. — 224 с.

Features of formation of the boundary of solid-state joint of dissimilar materials are presented, and its influence on ultimate strength is shown, depending on ductility of materials being joined. Experimental results are compared with the theoretical model, which allows for plastic deformation of materials at their joining temperature, as well as shear forces arising in material rolling and having a determinant role in the process of solid-phase joining of materials. The paper gives experimental results of X-Ray microprobe analysis, metallography, as well as investigations of the boundary of solid-phase joint of samples, including tensile, micro- and nanohardness tests. Obtained data led to conclusions about the possibility of forming strength characteristics of dissimilar metal joint boundary.

Поступила в редакцию 03.09.2010,  
в окончательном варианте 22.03.2011