

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ ТОНКИХ ПЛАСТИН РАЗНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ*

*Е.А. ЛОЖКИНА¹, канд. техн. наук, доцент
В.С. ЛОЖКИН¹, канд. техн. наук, доцент
В.И. МАЛИ², канд. физ.-мат. наук, в.н.с.
М.А. ЕСИКОВ², м.н.с.
(¹НГТУ, г. Новосибирск,
² ИГиЛ СО РАН, г. Новосибирск)*

Поступила 1 июля 2016

Рецензирование 18 июля 2016

Принята к печати 15 августа 2016

Ложкина Е.А. – 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: helens_case@ngs.ru

Методом сварки взрывом получены три типа металлических слоистых композиционных материалов, состоящих из чередующихся пластин прочных и пластичных сталей. С целью повышения показателей конструктивной прочности полученных материалов была проведена термическая обработка сварных пакетов. Композиции, содержащие мартенситно-старяющую сталь Н18К9М5Т, были подвергнуты искусственному старению в течение трех часов при температуре 490 °С. Композиции, содержащие инструментальную штамповую сталь 5ХВ2С, были подвергнуты закалке в масло при 880 °С с последующим отпуском при 550 °С. Механические свойства материалов определяются их структурой. Проведенные статические и динамические механические испытания подтвердили положительное влияние термической обработки на свойства полученных в работе металлических слоистых композиционных материалов несмотря на формирование в структуре диффузионных зон.

Ключевые слова: мартенситно-старяющая сталь, углеродистая сталь, хромоникелевая нержавеющая сталь, сварка взрывом, слоистые материалы, термическая обработка.

DOI: 10.17212/1994-6309-2016-3-31-40

Введение

Одной из актуальных задач современного материаловедения является повышение прочностных свойств материалов при сохранении их высокой надежности [1–2]. Наиболее распространенными способами повышения показателей конструктивной прочности металлических

материалов в промышленном производстве являются термическая (ТО) [3], термопластическая (ТПО) [4], химико-термическая (ХТО) [5] обработки. Постепенно эти традиционные технологии исчерпывают свой потенциал. Решить возникшую проблему может внедрение в производство композиционных материалов различного типа. Особое место среди них занимают

* Исследование выполнено при финансовой поддержке Фонда содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере.

металлические слоистые композиционные материалы (МСКМ). Способы их получения весьма разнообразны: диффузионная сварка [6–7], реакционное спекание фольг [8–9], сварка прокаткой [10–11], сварка взрывом [12–13] и др. Основное требование к таким материалам – бездефектная структура на границе соединяемых материалов. Наименее исследованным, но наиболее перспективным способом получения МСКМ является сварка взрывом. Внешне она очень проста, а по своей физической сущности очень сложна и затрагивает многие фундаментальные понятия наук о материалах. Соединение при сварке взрывом происходит без расплавления металла, диффузионных процессов, а получаемые сварные соединения отличаются исключительно высокой прочностью даже при сварке «несовместимых» металлов. Способ позволяет получать равнопрочные соединения многих пар металлов и сплавов практически на неограниченных площадях [14–16].

В данной работе для получения слоистых композиций из разнородных сталей была использована технология сварки взрывом с последующей термической обработкой сварных пакетов.

Материалы и методы исследования

Для изучения влияния термической обработки на свойства и структуру металлических слоистых композиционных материалов методом сварки взрывом из чередующихся металличе-

ских пластин были сформированы тринадцатислойные пакеты трех типов:

- 1) «сталь 12Х18Н10Т – сталь 5ХВ2С»;
- 2) «сталь 12Х18Н10Т – сталь Н18К9М5Т»;
- 3) «сталь Н18К9М5Т – сталь 20».

Исходными материалами послужили термически обработанные пластины из хромоникелевой аустенитной стали 12Х18Н10Т, инструментальной штамповой стали 5ХВ2С, конструкционной углеродистой стали 20 и мартенситно-старееющей стали Н18К9М5Т (табл. 1).

Предварительная термическая обработка (табл. 2) необходима для повышения пластичности материала исходных пластин путем формирования в нем однородной равновесной структуры.

При сварке разнородных материалов наиболее рациональными являются схемы с одним или двумя симметрично расположенными зарядами взрывчатых веществ. Симметричная схема имеет преимущества по сравнению с плоскопараллельной, поскольку в первом случае из технологического процесса исключаются дополнительные трудоемкие операции промежуточной правки заготовки и ее термической обработки (для снятия наклепа). Однако в случае соединения заготовок большой площади рационально использование схемы с одним зарядом взрывчатого вещества. Небольшой размер исходных заготовок (110 × 60 × 1 мм) позволил использовать в качестве метода соединения сварку взрывом по симметричной угловой схе-

Таблица 1

Элементный состав исходных материалов

Сталь	Массовая доля элемента, %												
	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	Ti	Co	Cu	As	W
Н18К9М5Т	0,02	0,01	0,04	0,004	0,007	17,23	0,01	4,28	0,77	0,18	–	–	–
12Х18Н10Т	0,11	0,73	0,55	0,05	0,01	9,18	17,82	–	0,54	–	–	–	–
20	0,17	0,47	0,02	0,01	0,02	0,03	0,01	–	–	–	0,02	0,002	–
5ХВ2С	0,30	0,29	0,66	0,04	0,02	–	1,27	0,01	–	–	–	–	2,16

Таблица 2

Режимы термической обработки стальных заготовок

Материал	Вид термической обработки	Температура нагрева, °С	Среда охлаждения
Н18К9М5Т	Закалка	820	Воздух
12Х18Н10Т	Закалка	1100	Вода
20	Отжиг	920	Вакуум
5ХВ2С	Отжиг	1000	Воздух

ме. Процесс сварки осуществляли во взрывной камере в Институте гидродинамики имени Лаврентьева СО РАН.

Термическая обработка сварных пакетов осуществилась в высокотемпературных лабораторных электропечах *SNOL 30/1300* по режимам, представленным в табл. 3.

Сваренные взрывом и термически обработанные композиты типа «сталь 12X18H10T – сталь 5XB2C», «сталь H18K9M5T – сталь 12X18H10T» и «сталь H18K9M5T – сталь 20» изучались методами оптической микроскопии (микроскопы *Carl Zeiss AXIO Observer A1* и *Carl Zeiss AXIO Observer Z1m*), растровой электронной микроскопии (микроскоп *Carl Zeiss EVO 50 XVP*). Металлографические шлифы готовили по

стандартной технологии, основанной на механическом шлифовании и полировании анализируемого материала. Для выявления микроструктуры мартенситно-стареющей, инструментальной штамповой и конструкционной углеродистой сталей использовали 5%-й спиртовой раствор азотной кислоты, а для хромоникелевой стали – электролитическое травление в 60 %-м водном растворе азотной кислоты при плотности тока 10 A/cm^2 [17].

Прочностные свойства многослойных материалов в условиях одноосного растяжения определяли на установке *Instron 3369*, работу разрушения на маятниковом копре *Metrocom*. Для измерения микротвердости использовали прибор *Wolpert Group 402 MVD*.

Таблица 3

Режимы термической обработки сварных пакетов

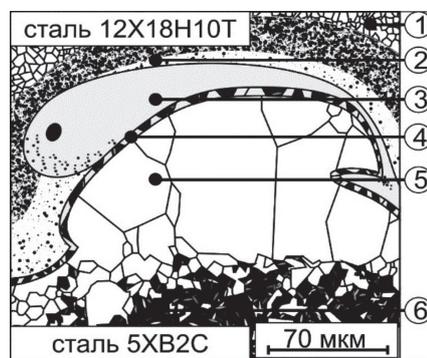
Сварной пакет	Вид термической обработки	Температура нагрева, °C	Время выдержки при заданных температурах, ч	Среда охлаждения
«Сталь 12X18H10T – сталь 5XB2C»	Закалка	880	0,5	Масло
	Отпуск	550	3	Воздух
«Сталь 12X18H10T – сталь H18K9M5T»	Старение	490	3	Воздух
«Сталь H18K9M5T – сталь 20»	Старение	490	3	Воздух

Результаты исследований и их обсуждение

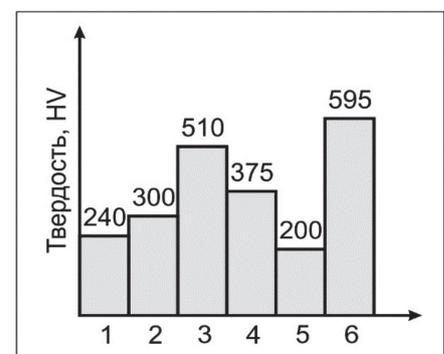
Термическая обработка сваренных взрывом композиционных материалов существенно влияет на их структуру и позволяет дополнительно повысить механические свойства. Наиболее ярко выраженные структурные изменения, вызванные термической обработкой, были зафиксированы в сварных пакетах «сталь 12X18H10T – сталь 5XB2C».

В ходе термической обработки слоистой композиции «сталь 12X18H10T – сталь 5XB2C» происходит диффузия углерода из поверхностных слоев инструментальной штамповой стали 5XB2C, в результате чего в последней формируется слой, обеднен-

ный углеродом (рис. 1, зона 5; рис. 2, фото 5). Концентрация углерода в наружных слоях хромоникелевой аустенитной стали (рис. 1, зона 2; рис. 2, фото 2) наоборот увеличивается. В исходном состоянии углерод в ней был связан в карбиды титана (TiC) благодаря стабилизации γ -фазы титаном. После насыщения поверхностных



а



б

Рис. 1. Схема строения зон, образовавшихся в результате термической обработки сварных пакетов типа «сталь 12X18H10T – сталь 5XB2C» (а) и твердость различных зон термически обработанных композиций, зафиксированная методом наноиндентирования (б)

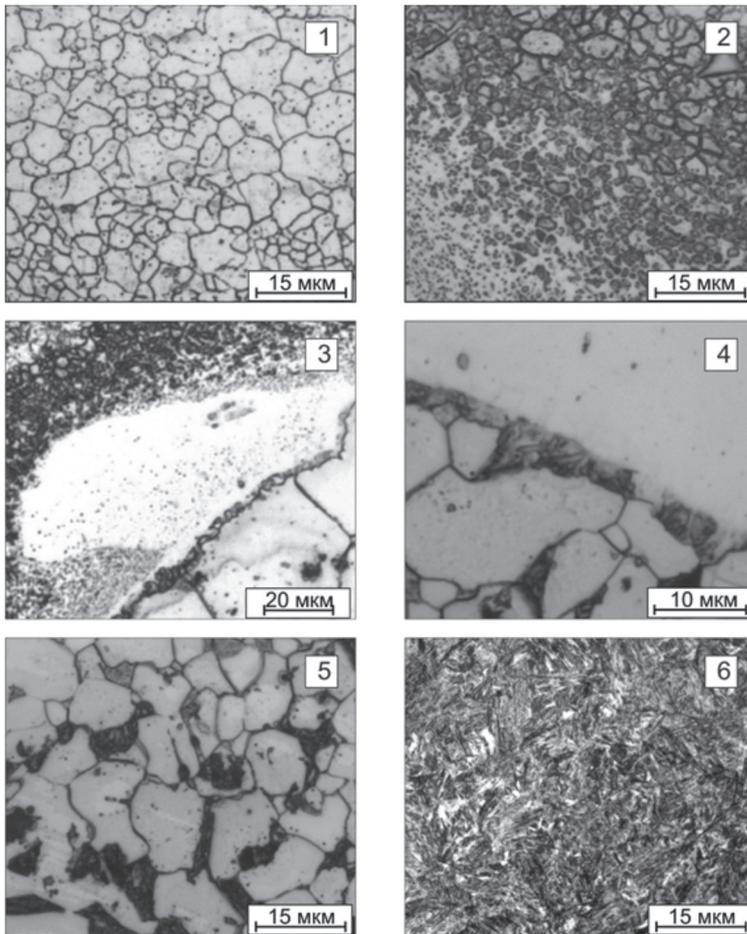


Рис. 2. Структура зон, сформированных в результате термической обработки слоистого композита, состоящего из чередующихся пластин инструментальной штамповой стали 5XB2C и аустенитной хромоникелевой стали 12X18H10T:

1 – исходный аустенит стали 12X18H10T; 2 – упрочненный карбидными частицами аустенит стали 12X18H10T; 3 – вихревые зоны; 4 – промежуточный слой, состоящий из остаточного аустенита и пакетов мартенсита; 5 – участок стали 5XB2C, обедненный углеродом; 6 – мартенсит стали 5XB2C

слоев стали 12X18H10T углеродом содержащегося в ней титана становится недостаточно для стабилизации γ -фазы и избыточный углерод вступает в реакцию с металлами, формируя карбиды, обогащенные хромом ($M_{23}C_6$), что повышает твердость материала до ~ 300 HV (рис. 1, зона 2; рис. 2, фото 2). Глубина такого упрочненного карбидами слоя колеблется в диапазоне от 55 до 200 мкм.

В результате диффузии хрома и никеля из аустенитной стали 12X18H10T в инструментальную сталь 5XB2C концентрация легирующих элементов в последней возраста-

ет, что приводит к смещению точек начала и конца мартенситного превращения в область более низких температур. Формирование мартенситной структуры происходит в результате охлаждения холодными слоями окружающего металла. Незавершенность же процесса мартенситного превращения объясняет присутствие в анализируемой области повышенного количества остаточного аустенита. Таким образом, граница между соединенными пластинами разнородных сталей характеризуется наличием тонкого ($\sim 3 \dots 5$ мкм) слоя, состоящего из аустенита и беспорядочно расположенных в нем пакетов мартенсита (рис. 1, зона 4; рис. 2, фото 4).

Внутренние слои сталей 12X18H10T и 5XB2C не претерпевают существенных структурных изменений и состоят из аустенита (рис. 1, зона 1; рис. 2, фото 1) и мартенсита (рис. 1, зона 6; рис. 2, фото 6).

Для исследования влияния структурных изменений на механические свойства сварных композиций были проведены испытания слоистых образцов на ударную вязкость (рис. 3, а). Ударная вязкость сварной композиции после термической обработки возросла в полтора раза по сравнению с термически необработанной композицией (с 800 до 1200 кДж/м²). Объясняется это релаксационными процессами, протекающими в ходе термической обработки в хромоникелевой стали, а также особенностями разрушения инструментальной стали

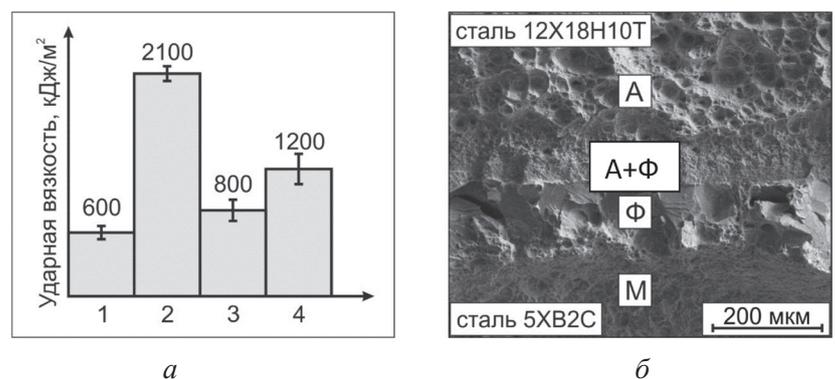


Рис. 3. Результаты испытаний материалов на ударную вязкость:

1 – сталь 5XB2C; 2 – сталь 12X18H10T; 3 – композиция «сталь 5XB2C – сталь 12X18H10T»; 4 – композиция «сталь 5XB2C – сталь 12X18H10T» после термической обработки (а); фрактограмма излома термически обработанной композиции «сталь 5XB2C – сталь 12X18H10T», полученного в условиях динамического нагружения: А – аустенит; Ф – феррит; М – мартенсит (б)

(рис. 3, б). Нагрев аустенитной стали до 550 °С активизирует процессы полигонизации, сопровождающиеся снижением плотности дислокаций, их перераспределением и образованием границ субзеренного типа. Это приводит к снижению твердости и прочности, а также к увеличению вязкости материала.

Термическая обработка сваренной взрывом композиции «сталь 12Х18Н10Т – сталь 5ХВ2С» оказывает влияние на характер разрушения обеих сталей. «Ямки» на поверхности разрушения слоев аустенитной стали в термически обработанной композиции становятся менее глубокими (рис. 3, б) по сравнению со слоями аустенитной стали без термической обработки. Мартенсит, сформированный в инструментальной стали, разрушается по вязкому механизму, а феррит, наоборот, характеризуется хрупким механизмом разрушения (рис. 3, б). Подобное явление было зафиксировано при разрушении двухфазных феррито-мартенситных сталей [18]. Затруднение пластической релаксации в феррите приводит к тому, что эта фаза не тормозит процесс зарождения и распространения трещины, а наоборот способствует возникновению трещин по механизму скола. Так как объемная доля феррита невелика, то более вязкой фазой является граничащий с ней мартенсит.

Область между разнородными сталями, представляющая собой остаточный аустенит с пакетами мартенсита, разрушается с образованием излома смешанного типа (рис. 3, б).

Существенных структурных изменений при термической обработке сварных пакетов «сталь 12Х18Н10Т – сталь Н18К9М5Т» и «сталь Н18К9М5Т – сталь 20» выявлено не было, в связи с чем особое внимание было уделено анализу их механических свойств.

Термическая обработка сварной композиции «сталь 12Х18Н10Т – сталь Н18К9М5Т» (см. табл. 3) приводит к существенному увеличению микротвердости мартенситно-старееющей стали (от 400 до 750 НВ) (рис. 4). Наблюдаемый рост микротвердости обусловлен выделением в процессе термической обработки упрочняющих мелкодисперсных интерметаллидных фаз Ni₃Ti и Fe₂Mo [19]. Следует подчеркнуть, что микротвердость мартенситно-старееющей стали в тер-

мически обработанной многослойной композиции превышает значения, зафиксированные при анализе пластин Н18К9М5Т, подвергнутых аналогичной термической обработке (рис. 4).

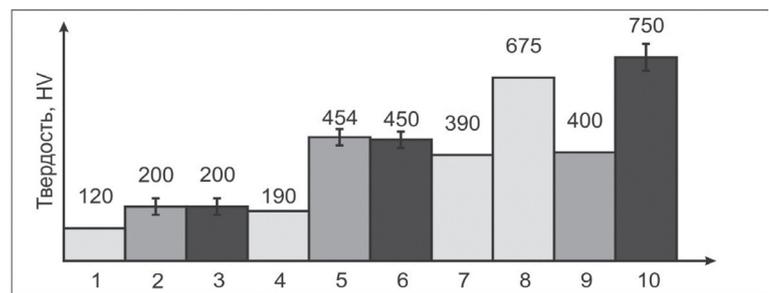


Рис. 4. Микротвердость слоистых композиций и исходных материалов, входящих в их состав:

1 – сталь 20 после отжига; 2 – сталь 20 после сварки; 3 – сталь 20 после сварки и термической обработки; 4 – сталь 12Х18Н10Т после закалки; 5 – сталь 12Х18Н10Т после сварки; 6 – сталь 12Х18Н10Т после сварки и термической обработки; 7 – сталь Н18К9М5Т после закалки; 8 – сталь Н18К9М5Т после ТО; 9 – сталь Н18К9М5Т после сварки; 10 – сталь Н18К9М5Т после сварки и ТО

Экспериментально установлено, что влияние процесса деформации и термической обработки на характер упрочнения сталей резко различается. Результаты измерения микротвердости на центральных участках пластин свидетельствуют о том, что сталь 12Х18Н10Т существенно упрочняется при сварке взрывом (с 190 до 454 НВ), а при нагреве до 490 °С и выдержке при этой температуре ее микротвердость практически не изменяется. Сталь Н18К9М5Т, наоборот, не склонна к упрочнению при сварке и существенно упрочняется на стадии термической обработки (с 400 до 750 НВ).

Анализ представленных результатов свидетельствует о том, что полученные сваркой взрывом слоистые материалы обладают высоким комплексом свойств.

Временное сопротивление разрушению слоистой композиции «сталь 5ХВ2С – сталь 12Х18Н10Т» увеличилось в 1,7 раза по сравнению со сталью 5ХВ2С и в 2,3 раза по сравнению со сталью 12Х18Н10Т и составило 1160 МПа. Предел текучести возрос в 2,6 и 5,1 раз соответственно и составил 1000 МПа. Проведенная на заключительном этапе закалка с низким отпускном привела к увеличению временного сопротивления разрушению на 4 % по сравнению с незакаленными слоистыми композициями. При этом предел текучести возрос на 6 %. Во всех рассматриваемых случаях при использовании

технологии сварки взрывом происходило существенное снижение относительного удлинения образцов.

Композиция «сталь Н18К9М5Т – сталь 20» после трехчасовой выдержки при 490 °С обладает следующими значениями прочностных свойств: $\sigma_B = 1510$ МПа (865 МПа без ТО), $\sigma_{0,2} = 1\,460$ МПа (780 МПа без ТО), $\delta = 10\%$ (7 % без ТО).

Временное сопротивление разрушению слоистой композиции «сталь 12Х18Н10Т – сталь Н18К9М5Т», термически обработанной при 490 °С, составляет 1 570 МПа (960 МПа без ТО), предел текучести $\sigma_{0,2} = 1550$ МПа (940 МПа без ТО), относительное удлинение $\delta = 15\%$ (18 % без ТО). Полученные экспериментально результаты сравнивали со значениями прочности композитов, рассчитанными по формуле [20]:

$$(\sigma_B)_K = (\sigma_B)_{п1} \cdot V_{п1} + (\sigma_B)_{п2} \cdot (1 - V_{п1}),$$

где $(\sigma_B)_K$ – расчетное значение временного сопротивления разрушению композиционного материала, состоящего из пластин первого и второго типов (МПа); $(\sigma_B)_{п1}$ – временное сопротивление разрушения первого материала (МПа); $V_{п1}$ – объемная доля первого материала в общем объеме композита; $(\sigma_B)_{п2}$ – временное сопротивление разрушения второго материала (МПа).

Сравнение экспериментальных и расчетных значений временного сопротивления разрушению слоистых композиций до термической обработки и после нее представлено в табл. 4.

Различия в уровне временного сопротивления разрушению, зафиксированные между экспериментальными и расчетными значениями, являются результатом деформационного упрочнения, происходящего при динамическом взаимодействии стальных заготовок.

Анализ значений относительного удлинения исследуемых материалов показал, что наличие в структуре композита прослоек из стали с высокими показателями пластичности (стали 20 и стали 12Х18Н10Т) приводит к двух- трехкратному росту пластичности по сравнению с исходной сталью Н18К9М5Т.

Элементы, составляющие композит «сталь Н18К9М5Т – сталь 20», разрушаются с проявлением вязкого и квазивязкого механизмов. «Ямки» на поверхности пластин из стали 20 с ферритоперлитной структурой, имеют размеры ~ 10...40 мкм (рис. 5, фото 1). Поверхности разрушения пластин из стали Н18К9М5Т по сравнению со сталью 20 развиты в меньшей степени. Тем не менее при повышенном увеличении (5000 крат и более) на участках изломов, соответствующих пластинам из мартенситно-стареющей стали, можно также наблюдать «ямки», однако размер их существенно меньше (2...4 мкм), рис. 5, фото 2, что в целом позволяет отнести излом пластин из мартенситно-стареющей стали к квазивязкому типу.

Для хромоникелевой стали характерно разрушение с признаками, свидетельствующими о высокой энергоемкости процесса. Речь идет, в частности, о присутствии в изломе «ямок» раз-

Таблица 4

Временное сопротивление разрушению слоистых композиций до и после термической обработки

Слоистая композиция	$\sigma_{в\ расч}$	$\sigma_{в\ эксп}$	$\left(1 - \frac{\sigma_{эксп}}{\sigma_{расч}}\right) 100\%$
«Сталь 12Х18Н10Т – сталь 5ХВ2С» до термической обработки	590	1160	96 %
«Сталь 12Х18Н10Т – сталь 5ХВ2С» после термической обработки	951	1205	27 %
«Сталь Н18К9М5Т – сталь 20» до термической обработки	687	865	26 %
«Сталь Н18К9М5Т – сталь 20» после термической обработки	1171	1510	29 %
«Сталь 12Х18Н10Т – сталь Н18К9М5Т» до термической обработки	788	960	22 %
«Сталь 12Х18Н10Т – сталь Н18К9М5Т» после термической обработки	1274	1610	26 %

мером 2...20 мкм (рис. 5, фото 3). На дне многих крупных ямок четко просматриваются компактные включения.

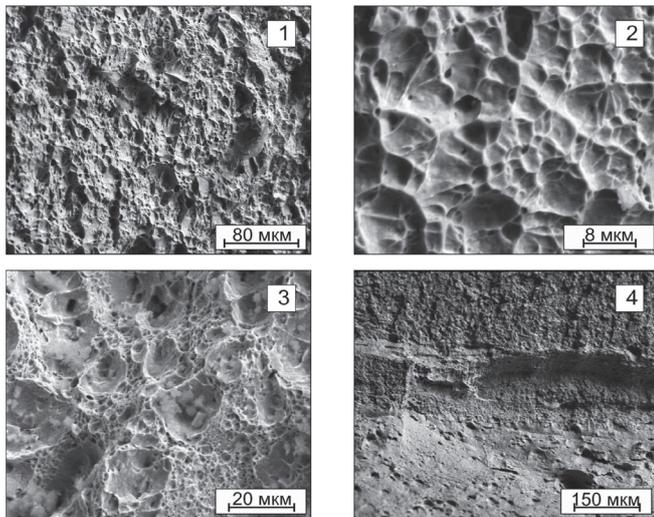


Рис. 5. Фрактограммы изломов слоев термически обработанных композиций, полученных в условиях статического нагружения:

1 – сталь 20; 2 – сталь Н18К9М5Т; 3 – сталь 12Х18Н10Т; 4 – сталь 5ХВ2С

Присутствие в зонах соединения вихревых построений отражается на характере разрушения многослойных композитов. Разрушение материала происходило по границам вихревых построений. Размер возникших при этом «ямок» составлял ~ 10 мкм (рис. 5, фото 4). Для зон, возникших на месте вихреобразных построений, характерным также является присутствие микропустот. Природа их появления связана с пребыванием металла в расплавленном состоянии.

Выводы

1. Эффективным подходом к проблеме повышения конструктивной прочности металлических материалов является формирование многослойных пакетов из чередующихся пластин прочных и пластичных сталей с последующей их термической обработкой. Экспериментально было показано различие значений временного сопротивления разрушению в среднем на 30 % по сравнению с расчетными значениями, полученными при использовании правила смесей. Различия в уровне временного сопротивления разрушению являются результатом деформационного упрочнения, происходящего при динамическом взаимодействии стальных заготовок.

2. В процессе термической обработки многослойных материалов, полученных сваркой взрывом тонких пластин из хромоникелевой аустенитной и инструментальной штамповой сталей, формируется четко выраженная градиентная структура, характерной особенностью которой является наличие нескольких зон с различным строением. Ускоренному формированию этих зон при нагреве способствует неравновесное строение материалов в околошовной зоне шириной ~100 мкм, возникшее в результате интенсивной пластической деформации динамически взаимодействующих стальных заготовок. Различная степень пластической деформации обуславливает ширину формируемых в результате диффузии зон вдоль профиля волны сварного шва.

3. Экспериментально установлено, что влияние процесса деформации и термической обработки на характер упрочнения хромоникелевой, мартенситно-старяющей и инструментальной сталей резко различается. Результаты измерения микротвердости в центральных зонах пластин свидетельствуют о том, что сталь 12Х18Н10Т упрочняется при сварке взрывом на 42 % (с 190 до 454 HV). В процессе выдержки при 490 °С ее микротвердость практически не изменяется. Сталь Н18К9М5Т, наоборот, не склонна к упрочнению при сварке и упрочняется на стадии старения при 490 °С на 53 % (с 400 до 750 HV). Механизм упрочнения мартенситно-старяющей стали обусловлен формированием в ней интерметаллидных частиц. Микротвердость инструментальной стали при сварке взрывом возрастает на 32 % (с 220 HV до 290 HV). Термическая обработка позволяет дополнительно поднять уровень микротвердости этой стали на 48 % (с 290 HV до 600 HV).

Список литературы

1. Энтин Р.И., Курдюмов Г.В. Пути повышения прочности и пластичности конструкционных сталей // Вестник Академии наук СССР. – 1967. – № 8. – С. 20–26.
2. Тушинский Л.И. Структурная теория конструктивной прочности материалов. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2004. – 400 с.
3. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 480 с.
4. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капусткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. – М.: Металлургия, 1983. – 480 с.

5. *Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н.* Химико-термическая обработка металлов. – М.: Металлургия, 1985. – 256 с.
6. *Korzhov V.P., Kiiko V.M., Karpov M.I.* Structure of multilayer microcomposite Ni/Al obtained by diffusion welding // *Inorganic Materials: Applied Research.* – 2012. – Vol. 3, iss. 4. – P. 314–318. – doi: 10.1134/S2075113312040107.
7. Optimizing the diffusion welding process for alloy 800H: thermodynamic, diffusion modeling, and experimental work / R.E. Mizia, D.E. Clark, M.V. Glazoff, T.E. Lister, T.L. Trowbridge // *Metallurgical and Materials Transactions: A.* – 2013. – Vol. 44, iss. 1, suppl. – P. 154–161. – doi: 10.1007/s11661-011-0991-6.
8. *Harach D.J., Vecchio K.S.* Microstructure evolution in metal-intermetallic laminate (MIL) composites synthesized by reactive foil sintering in air // *Metallurgical and Material Transaction: A.* – 2001. – Vol. 32, iss. 6. – P. 1493–1505. – doi: 10.1007/s11661-001-0237-0.
9. Resistance-curve and fracture behavior of Ti-Al₃Ti metallic-intermetallic laminate (MIL) composites A. Rohatgi, D.J. Harach, K.S. Vecchio, K.P. Harvey // *Acta Materialia.* – 2003. – Vol. 51, iss. 10. – P. 2933–2957. – doi: 10.1016/S1359-6454(03)00108-3.
10. *Luo J.-G., Acoff V.L.* Using cold roll bonding and annealing to process Ti/Al multi-layered composites from elemental foils // *Materials Science and Engineering: A.* – 2004. – Vol. 379, iss. 1–2. – P. 164–172. – doi: 10.1016/j.msea.2004.01.021.
11. *Kong F., Chen Y., Zhang D.* Interfacial microstructure and shear strength of Ti6Al4V/TiAl laminate composite sheet fabricated by hot packed rolling // *Materials and Design.* – 2011. – Vol. 32, iss. 5. – P. 3167–3172. – doi: 10.1016/j.matdes.2011.02.052.
12. The increase of structural strength of multilayered materials produced by explosive welding of dissimilar steels thin plates / E.A. Prikhodko, V.S. Lozhkin, V.I. Mali, M.A. Esikov // *The 8 International Forum on Strategic Technologies (IFOST 2013): proceedings, Mongolia, Ulaanbaatar, 28 June – 1 July 2013.* – Ulaanbaatar, 2013. – Vol. 1. – P. 37–40.
13. The effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of multilayered composites welded by explosion / E.A. Prikhodko, I.A. Bataev, A.A. Bataev, V.S. Lozhkin, V.I. Mali, M.A. Esikov // *Advanced Materials Research.* – 2012. – Vol. 535–537. – P. 231–234. – doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.535-537.231.
14. *Лысак В.И., Кузьмин С.В.* Создание композиционных материалов сваркой взрывом // *Вестник Южного научного центра.* – 2013. – Т. 9, юбилейный вып. – С. 64–69.
15. *Лысак В.И., Кузьмин С.В.* Сварка взрывом. – М.: Машиностроение, 2005. – С. 121–138.
16. *Батаев И.А.* Структура и механические свойства многослойных материалов, сформированных по технологии сварки взрывом тонколистовых заготовок из низкоуглеродистой стали: дис. ... канд. техн. наук. – Новосибирск, 2010. – 266 с.
17. *ASM Handbook. Vol. 9. Metallography and Microstructures / ed. by G.F. Vander Voort.* – Materials Park, Ohio, USA: ASM International Publ., 2004. – 1184 p. ISBN: 978-0-87170-706-2.
18. *Голованенко С.А., Фоништейн Н.М.* Двухфазные низколегированные стали. – М.: Металлургия, 1986. – С. 85.
19. *Биронт В.С., Крушенко Г.Г.* Влияние термической и термоциклической обработки на структуру и свойства мартенситно-старееющей стали // *Журнал Сибирского федерального университета. Серия: Техника и технологии.* – 2008. – Т. 1, № 3. – P. 247–255.
20. *Батаев А.А.* Композиционные материалы: строение, получение, применение: учебник. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2002. – 383 с. – ISBN 5-7782-0315-2.

OBRABOTKA METALLOV

(METAL WORKING AND MATERIAL SCIENCE)

N 3 (72), July – September 2016, Pages 31–40

The effect of heat treatment on the structure and properties of metallic layered composite materials formed by explosive welding of heterogeneous steels thin plates

Lozhkina E.A.¹, Ph.D. (Engineering), Associate Professor, e-mail: helens_case@mail.ru

Lozhkin V.S.¹, Ph.D. (Engineering), Associate Professor, e-mail: logkaa@mail.ru

Mali V.I.², Ph.D. (Physics and Mathematics), Leading Researcher, e-mail: mali@hydro.nsc.ru

Esikov M.A.², Junior Researcher, e-mail: EsikovMaxim@ngs.ru

¹ Novosibirsk State Technical University, 20 Prospect K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

² Lavrentyev Institute of Hydrodynamics of the Siberian Branch of the RAS, 15 Ac. Lavrentieva ave., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

Abstract

Three types of metal laminated composite materials consisting of alternating plates of durable and plastic steels are formed by explosive welding. In order to increase the structural strength indicators, the derived composite materials are heat treated. Compositions containing maraging steel are subjected to artificial aging for 3 hours at 490 °C. Compositions containing tool steel are quenched in oil at 880 °C and then tempered at 550 °C. The mechanical properties of the materials are determined by its structure. Carried out static and dynamic mechanical tests confirmed the positive effect of heat treatment on the properties of the layered composite materials, in spite of the diffusion zones formation in the structure. During heat treatment of multilayer materials, obtained by explosive welding of chrome-nickel austenitic steel and structural tool steel thin plates, an explicit gradient structure is formed, and characterized by the presence of several zones with different structure. An accelerate formation of these zones during heating contributes to the non-equilibrium structure of materials in the heat-affected zone of a width of about 100 μm, which is formed as a result of severe plastic deformation of dynamically interacting steel billets. The width of the diffusion zones along weld profile waves is derived from the different degrees of plastic deformation.

It is established experimentally that the effect of the deformation and heat treatment processes on the nature of the hardening of chromium-nickel, maraging and tool steels differs sharply. The results of the microhardness measuring in the central areas of the plates indicate that chromium-nickel steel is hardened by explosive welding on 42%. In the soak process at 490 °C its microhardness is practically unchanged. Maraging steel conversely is undisposed to hardening during welding and is hardened on aging stage at 490 °C by 53 %. The mechanism of maraging steel hardening is due to the formation of intermetallic particles. The microhardness of the tool steel during explosion welding is increased by 32. Heat treatment allows to further raise the microhardness level of the tool steel by 48%.

It has been shown experimentally that there is a difference in average 30 % of the stress limit values, compared with calculated values obtained by using the rule of mixtures. Difference in the level of the stress limit values is due to the work hardening that occurs during the dynamic interaction of steel billets.

Keywords

maraging steel, carbon steel, chrome-nickel stainless steel, explosive welding, laminated composite materials, heat treatment.

DOI: 10.17212/1994-6309-2016-3-31-40

References

1. Entin R.I., Kurdyumov G.V. Puti povysheniya prochnosti i plastichnosti konstruktsionnykh staley [Ways to improve the strength and ductility of structural steels]. *Vestnik Akademii nauk SSSR – Herald of the Russian Academy of Science*, 1967, no. 8, pp. 20–26. (In Russian)
2. Tushinskii L.I. *Strukturnaya teoriya konstruktivnoi prochnosti materialov* [The structural theory of constructive strength of materials]. Novosibirsk, NSTU Publ., 2004. 400 p.
3. Novikov I.I. *Teoriya termicheskoi obrabotki metallov* [The theory of heat treatment of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 480 p.
4. Bernshtein M.L., Zaimovskii V.A., Kaputkina L.M. *Termomekhanicheskaya obrabotka stali* [Thermomechanical processing of steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 480 p.
5. Lakhtin Yu.M., Arzamasov B.N. *Khimiko-termicheskaya obrabotka metallov* [Chemical heat treatment of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985. 256 p.
6. Korzhov V.P., Kiiko V.M., Karpov M.I. Structure of multilayer microcomposite Ni/Al obtained by diffusion welding. *Inorganic Materials: Applied Research*, 2012, vol. 3, iss. 4, pp. 314–318. doi: 10.1134/S2075113312040107
7. Mizia R.E., Clark D.E., Glazoff M.V., Lister T.E., Trowbridge T.L. Optimizing the diffusion welding process for alloy 800H: thermodynamic, diffusion modeling, and experimental work. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 2013, vol. 44, iss. 1, suppl., pp. 154-161. doi: 10.1007/s11661-011-0991-6
8. Harach D.J., Vecchio K.S. Microstructure evolution in metal-intermetallic laminate (MIL) composites synthesized by reactive foil sintering in air. *Metallurgical and material transaction: A*, 2001, vol. 32, iss. 6, pp. 1493–1505. doi: 10.1007/s11661-001-0237-0
9. Rohatgi A., Harach D.J., Vecchio K.S., Harvey K.P. Resistance-curve and fracture behavior of Ti-Al₃ Ti metallicintermetallic laminate (MIL) composites. *Acta Materialia*, 2003, vol. 51, iss. 10, pp. 2933–2957. doi: 10.1016/S1359-6454(03)00108-3

10. Luo J.-G., Acoff V.L. Using cold roll bonding and annealing to process Ti/Al multi-layered composites from elemental foils. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, vol. 379, iss. 1–2, pp. 164–172. doi: 10.1016/j.msea.2004.01.021
11. Kong F., Chen Y., Zhang D. Interfacial microstructure and shear strength of Ti6Al4V/TiAl laminate composite sheet fabricated by hot packed rolling. *Materials and Design*, 2011, vol. 32, iss. 6, pp. 3167–3172. doi: 10.1016/j.matdes.2011.02.052
12. Prikhodko E.A., Lozhkin V.S., Mali V.I., Esikov M.A. The increase of structural strength of multilayered materials produced by explosive welding of dissimilar steels thin plates. *The 8 International Forum on Strategic Technologies (IFOST 2013): proceedings*, Mongolia, Ulaanbaatar, 28 June – 1 July 2013, Ulaanbaatar, 2013, vol. 1, pp. 37–40.
13. Prikhodko E.A., Bataev I.A., Bataev A.A., Lozhkin V.S., Mali V.I., Esikov M.A. The effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of multilayered composites welded by explosion. *Advanced Materials Research*, 2012, vol. 535–537, pp. 231–234. doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.535-537.231
14. Lysak V.I., Kuz'min S.V. Sozdanie kompozitsionnykh materialov svarkoj vzryvom [Production of composite materials by explosion welding]. *Vestnik Yuzhnogo nauchnogo tsentra – Vestnik SSC RAS*, 2013, no. 9, anniversary iss., pp. 64–69.
15. Lysak V.I., Kuz'min S.V. *Svarka vzryvom* [Explosive welding]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2005. 544 p.
16. Bataev I.A. *Struktura i mekhanicheskie svoystva mnogosloynnykh materialov, sformirovannykh po tekhnologii svarki vzryvom tonkolistovykh zagotovok iz nizkouglerodistoi stali*. Diss. kand. tekhn. nauk [Structure and mechanical properties multilayer materials formed by explosion welding thin sheets of mild steel workpieces. PhD eng. sci. diss.]. Novosibirsk, 2010. 233 p.
17. Vander Voort G.F., ed. *ASM Handbook*. Vol. 9. *Metallography and Microstructures*. Materials Park, Ohio, USA, ASM International Publ., 2004. 1184 p. ISBN 978-0-87170-706-2
18. Golovanenko S.A., Fonshtein N.M. *Dvukhfaznye nizkolegirovannyye stali* [Biphasic low-alloyed steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986, p. 85.
19. Biront V.S., Krushenko G.G. Vliyanie termicheskoi i termotsiklicheskoi obrabotki na strukturu i svoystva martensitno-stareyushchei stali [Effect of heat and thermo-cyclic treatment on structure and properties of martensitic-ageing steel]. *Zhurnal Sibirskogo federal'nogo universiteta. Seriya: Tekhnika i tekhnologii – Journal of Siberian Federal University. Engineering and Technologies*, 2008, vol. 1, no. 3, pp. 247–255.
20. Bataev A.A. *Kompozitsionnyye materialy: stroenie, poluchenie, primeneniye* [Composite materials: structure, obtaining, using]. Novosibirsk, NSTU Publ., 2002. 383 p. ISBN 5-7782-0315-2

Funding

The study is undertaken with financial support from the Foundation for Assistance to Small Innovative Enterprises in Science and Technology

Article history

Received 1 July 2016

Revised 18 July 2016

Accepted 15 August 2016