В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич

**ОЦЕНКА ФОРМИРУЮЩИХСЯ В ПРОЦЕССЕ ОХЛАЖДЕНИЯ
УРОВНЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ
В ТИТАНОСТАЛЬНОМ БИМЕТАЛЛЕ***

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Методами конечно-элементного моделирования произведена оценка уровня внутренних напряжений, возникающих в биметалле титан ВТ1-0 + сталь 08кп в процессе охлаждения. Показано, что интерметаллидная прослойка, сформировавшаяся при диффузионном отжиге, приводит к резкому локальному росту остаточных внутренних эквивалентных напряжений Мизеса при некотором снижении напряжений, нормальных к плоскости границы раздела.

Ключевые слова: титан, сталь, сварка взрывом, термообработка, диффузионная прослойка, интерметаллид, остаточные напряжения, метод конечных элементов.

© Шморгун В. Г., Гуревич Л. М., Слаутин О. В., Кулевич В. П., 2020.

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 18-38-20101.

V. G. Shmorgun, L. M. Gurevich, O. V. Slautin, V. P. Kulevich

EVALUATION OF THE RESIDUAL STRESSES LEVEL FORMED DURING THE COOLING OF THE TITANIUM-STEEL BIMETAL

Volgograd State Technical University

The level of internal stresses arising in the titanium VT1-0 + steel 08kp bimetal during cooling was estimated by methods of finite element modeling. It is shown that the intermetallic layer formed during diffusion annealing leads to a sharp local increase in the residual internal equivalent Mises stresses with a slight decrease in the stresses normal to the interface.

Keywords: titanium, steel, explosion welding, heat treatment, diffusion layer, intermetallic compound, residual stresses, finite element method.

Введение

Композиционные материалы системы титан-сталь широко применяются в приборостроении, энергетическом, криогенном, химическом машиностроении и других высокотехнологических отраслях промышленности [1–3]. Многочисленные попытки получения таких соединений традиционными способами сварки плавлением или прокатки, приводящими к нагреву границы раздела до расплавления или пластического состояния, не увенчались успехом из-за образования хрупких интерметаллидов и карбидов Ti, делающих соединение неработоспособным. Интерметаллидная прослойка резко охрупчивает границу соединения слоев биметалла, а выделяющиеся цепочки карбидов дополнительно способствуют разупрочнению, являясь зародышами некогерентного типа, усиливающими искажение кристаллических решеток титана и стали на межфазной границе. Проводимые в ВолгГТУ исследования в области сварки взрывом позволили разработать научные основы технологических процессов получения качественных титаностальных композитов многоцелевого назначения, включающих сварку взрывом (СВ) в сочетании с последующей обработкой давлением и термообработкой. В сваренных на оптимальных режимах титаностальных соединениях отсутствуют хрупкие фазы и реализуется равнопрочность основному металлу [4].

Тем не менее, даже в том случае если сварное соединение качественное, в процессе последующих технологических или эксплуатационных нагревов (выше 600 °С) оно может потерять работоспособность в результате образования на границе раздела металлов диффузионной зоны (ДЗ). После нагревов при 700–1000 °С прочность соединений Ti со сталями практически может падать практически до нуля вследствие возникновения в этой зоне микротрещин и нарушения когерентного соответствия между кристаллическими решетками матрицы исходных фаз и фаз, входящих в состав ДЗ [5].

Многочисленные исследования российских и зарубежных ученых показывают, что существенное влияние на работоспособность сварных композиционных конструкций при различных условиях эксплуатации оказывают остаточные напряжения [6, 7]. Остаточные сварочные напряжения отрицательно сказываются на прочности, долговечности, устойчивости, размерной стабильности сварной конструкции и особенно опасны для конструкций с небольшим запасом пластичности, имеющих концентраторы напряжений или хрупкие интерметаллидные прослойки на границе соединения. Задача снижения или благоприятного перераспределения остаточных напряжений не может быть грамотно решена без данных о распределении остаточных сварочных напряжений.

На современном этапе развития параллельно используются достаточно простые инженерные и более строгие численные методы определения сварочных деформаций и напряжений. Инженерные методы не всегда позволяют получить результаты, подтверждаемые экспериментами. Результаты оценки остаточных напряжений в титано-стальных композитах различного состава, полученных сваркой взрывом, приведены в работе [7]. Основанные на теории термопластичности методы моделирования позволяют учитывать изменение свойств металла при нагреве, однако трудоемкость и сложность расчетов до недавнего времени являлась существенным препятствием для широкого практического использования.

Целью данной работы являлось определение уровня остаточных напряжений в титано-стальном композите VT1-0 + сталь 08kp в процессе охлаждения в зависимости от наличия диффузионной прослойки.

Материалы и методы исследования

Исследование выполняли на образцах биметалла титан VT1-0 + сталь 08kp с исходными толщинами слоев 4,5 и 8 мм соответственно, полученном сваркой взрывом по параллельной

схеме на режиме (скорость детонации взрывчатого вещества 2900–2950 м/с, скорость соударения 650–670 м/с), обеспечившем при разрывных испытаниях нормально границе соединения стабильное разрушение композиционных образцов при напряжениях 360–500 МПа. Наличие высокотвердых оплавов на межслойных границах не превышало $\approx 5\%$ от общей протяженности границы соединения (рис. 1, а). Изотермический отжиг проводили в вакуумной печи СВШЛ 0,6-2/16 в широком температурном (750 °C–1000 °C) и временном (0,25–10 ч) интервале.

Измерение микротвердости производили на приборе ПМТ – МЗ, травление стали осуществляли в 10 %-ном растворе HNO_3 и $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$, титана – в реактиве состава 11,2 % HF ; 33,3 % HNO_3 ; 55,5 % $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$. Анализ микроструктуры проводили на материаловедческом агрегатном микроскопе OLYMPUS BX 61 с программным пакетом «AnalySIS» фирмы Soft Imaging System GmbH, химический анализ изучали с применением сканирующего электронного микроскопа Versa 3D Dual Beam.

Моделирование процесса формирования напряжений и изменения объемов многослойного композита при охлаждении в диапазоне температур 1000 – 20 °C проводилось с использованием программного комплекса SIMULIA/Abaqus компании Abaqus, Inc. (USA), в котором

реализован метод конечных элементов (МКЭ), модуля Abaqus/Explicit, использующего явную схему интегрирования для сильно нелинейных переходных быстротекущих динамических процессов. Расчет проводился с использованием модели Мизеса. Материалы элементов деформируемой системы задавались изотропными с повышающимися пределами текучести $\sigma_{0,2}$ при росте локальной пластической деформации. Для расчета упрочнения материалов в результате пластического деформирования использовали модель пластичности Джонсона–Кука [8]. Значения параметров модели пластичности Джонсона–Кука для исходных слоев материалов, взятые из работ [8, 9], приведены в табл. 1. Значения предела текучести формирующейся интерметаллидной прослойки, состоящей преимущественно из интерметаллидов Fe_2Ti и FeTi , оценивали по ее микротвердости. Физические коэффициенты линейного термического расширения для выбранных материалов слоев (стали 08кп, титана ВТ1-0) [10] приведены в табл. 2. Зависимость модуля упругости от температуры для стали 08кп и титанового сплава ВТ1-0 использовались в соответствии с литературными источниками [11, 12]. Коэффициент линейного термического расширения интерметаллида TiFe_2 принимали по данным М. Lehtin и соавторов [13], а изменение остальных физических свойств по [14, 15].

Таблица 1

Коэффициенты для модели пластичности Джонсона–Кука [8, 9]

Материал	Коэффициенты для модели пластичности Джонсона–Кука						
	A, МПа	B, МПа	m	n	$\dot{\epsilon}_0$, с ⁻¹	T_m , K	T_Γ , K
Сталь 08кп	198	275	1,0	0,36	1	1812	293
Титановый сплав ВТ1-0	309	800	1,58	0,16	1	1943	293

Таблица 2

Термические коэффициенты линейного расширения ТКЛР (α , 10^6 1/°C)

Марка стали	Температурный интервал от 20 °C										
	200	300	400	500	600	700	800	850	900	950	1000
08кп	14,1	15,4	15,9	16,1	15,5	13,3	12,0	11,7	- 64,4	20,4	19,7
ВТ1-0	8,9	9,3	9,5	9,7	9,9	10,1	10,3	10,4	10,7	10,8	10,9

При моделировании использовали двуслойную систему из пластин стали 08кп и титана ВТ1-0 размерами в плане 40 × 40 мм и толщиной пластин слоев 8 и 4,5 мм соответственно. В части вариантов расчета между титаном и

сталью располагалась интерметаллидная прослойка толщиной 10 мкм. Соответствующие поверхности пластин прочно соединены (условие Tie). Пакет располагался на горизонтальной абсолютно жесткой пластине. Для снижения

времени расчета без потери точности использовалось варьирование размеров параллелепипедных ячеек в различных направлениях: по длине и ширине пластин – 1,0 мм; по толщине пластин исходных материалов и интерметаллидной прослойки – 50 слоев.

При моделировании делалось допущение, что за время нагрева или охлаждения не успевают произойти рекристаллизационные процессы, приводящие к перераспределению напряжений.

Результаты и их обсуждение

Металлографический анализ показал, что при высокотемпературной термообработке ВТО в сваренном взрывом биметалле титан ВТ1-0 + сталь 08кп формируется диффузионная прослойка, увеличивающаяся по толщине пропорционально как температуре, так и времени (рис. 1).

Так, например, ВТО при 950 °С (5 ч) позволила получить диффузионный слой на границе титана со сталью толщиной около 180 мкм и твердостью 4,75–4,8 ГПа на расстоянии

5÷10 мкм от стали и на расстоянии 90÷100 мкм от стали – около 3,5÷3,8 ГПа (рис. 1, в; рис. 2).

Анализ оптических (рис. 1) и электронных микроструктур биметалла ВТ1-0 + 08кп после ВТО свыше 800 °С, а также распределения химических элементов в поперечном сечении диффузионной зоны (ДЗ) (рис. 2) позволил идентифицировать составляющие многослойной ДЗ, что подтверждается данными, изложенными ранее в работе [16]: на границе раздела образуется прослойка белого цвета, состоящая из интерметаллидов Fe_2Ti и FeTi твердостью 4,3–4,5 ГПа. Со стороны стали, к ней примыкает тонкая прослойка TiC . Со стороны титана – игольчатая $\alpha+\alpha'$ -Ti структура, твердость которой уменьшается с удалением от границы раздела с 3,4 до 3,2 ГПа (рис. 3). В стальном слое образуется твердый раствор титана в $\alpha\text{-Fe}$ твердостью 2,2–2,4 ГПа. Далее зафиксирован обезуглероженный слой с зернами, вытянутыми в направлении перпендикулярном границе соединения.

Рис. 1. Микроструктуры биметалла состава ВТ1-0 + сталь 08кп: а – СВ (×50); б – после ТО при 750 °С (×50) 0,25 ч; в – 950 °С (×100) 5 ч; г и д – после ТО при 1000 °С (×50) 1 и 10 ч, соответственно (×100)

Рис. 2. СЭМ-изображение диффузионной зоны биметалла титан ВТ1-0 + сталь 20 после ВТО (950 °С, 5 ч)

Рис. 3. Распределение микротвердости в поперечном биметалле состава ВТ1-0 + сталь 08кп после СВ (1) и ВТО: 2 – при 750 °С (0,25 ч); 3 – при 950 °С (5 ч); 4 – при 1000 °С (10 ч)

Как показало моделирования, эквивалентные напряжения Мизеса вблизи границы раздела слоев в титане ВТ1-0 и стали 08кп в случае отсутствия диффузионной прослойки при охлаждении от 1000 до 20 °С достигает 340 МПа в титана и 280 МПа в стали (рис. 4) со сложным характером их изменения по мере удаления от поверхности раздела и центра пластины. Напряжения S_{22} , направленные нормально к поверхности раздела, составляют около 60 МПа в зонах вблизи углов пластины (рис. 5). Характер распределения напряжения Мизеса по высоте с резким скачком на границе соединения

близок как в центре пластины, так и в зонах вблизи углов пластины (рис. 6, а), а характер распределения вертикальной составляющей напряжения в этих зонах кардинально отличаются (рис. 6, б): в центральной части пластины вертикальная составляющая напряжений близка к нулю, а в углах пластины на расстояниях 1,5–3,0 мм от поверхности раздела достигает 58 МПа.

Если в процессе диффузионном отжига сформировалась диффузионная интерметаллидная прослойка, картина распределения остаточных напряжений после охлаждения значительно меняется (рис. 7). Эквивалентные напряжения в стали и титане снизились (в ВТ1-0 напряжения достигали 320 МПа лишь в локальных участках преимущественно удаленных от центра пластины), зато напряжения Мизеса в интерметаллиде достигали 1500 МПа. Вертикальная составляющая напряжений в зонах вблизи углов пластины в титане достигла 73 МПа (рис. 8), но значительно снизились на контактной площадке стального слоя.

Уровень эквивалентных напряжений Мизеса в десятки раз больше, чем вертикальная составляющая напряжений, как в центральной части пластины (рис. 9, а), так и вблизи краев пластины (рис. 9, б), что указывает на преобладание сдвиговых напряжений в интерметаллидной прослойке вблизи границы соединения, которые могут привести к возникновению тре-

щин, с высокой скоростью распространяющихся в хрупком материале.

Рис. 4. Распределение эквивалентных напряжений Мизеса вблизи поверхности раздела в композите BT1-0 + 08kp без диффузионной прослойки:
а – пластина BT1-0 (условно повернута); б – сталь 08kp

Рис. 5. Распределение напряжений, нормальных к поверхности раздела в композите BT1-0 + 08kp без диффузионной прослойки:
а – пластина BT1-0 (условно повернута); б – сталь 08kp

Рис. 6. Распределение по толщине напряжений в центре пластины (а) и в зонах вблизи углов пластины (б) в композите BT1-0 + 08kp без диффузионной прослойки:
1 – эквивалентных напряжений Мизеса; 2 – вертикальная составляющая

Рис. 7. Распределение эквивалентных напряжений Мизеса вблизи поверхности раздела в композите BT1-0 + 08kp с интерметаллидной прослойкой толщиной 10 мкм:
a – пластина BT1-0 (условно повернута); *б* – сталь 08kp; *в* – интерметаллидная прослойка

Рис. 8. Распределение напряжений, нормальных к поверхности раздела в композите BT1-0 + 08kp с интерметаллидной прослойкой толщиной 10 мкм:
a – пластина BT1-0 (условно повернута); *б* – сталь 08kp

Рис. 9. Распределение по толщине напряжений в центре пластины (а) и в зонах вблизи углов пластины (б) в композите ВТ1-0 + 08кп с интерметаллидной прослойкой толщиной 10 мкм:
1 – эквивалентных напряжений Мизеса; 2 – вертикальная составляющая

Выводы

1. Методом конечно-элементного моделирования изучено изменение остаточных внутренних эквивалентных напряжений Мизеса в биметалле титан-сталь в процессе охлаждения от 1000 °С. Показано, что наличие сплошной интерметаллидной прослойки приводит к формированию локальных остаточных эквивалентных напряжений Мизеса, достигающих 1,5 ГПа.

2. Уровень формирующихся при охлаждении эквивалентных напряжений Мизеса в десятки раз больше, чем нормальной к границам раздела составляющей напряжений как в центральной части пластины, так и вблизи ее краев, что указывает на преобладание сдвиговых напряжений

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков, Ю. П. Титан-сталь: от биметалла до интерметаллидных композитов / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 10 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – Т. 2. – С. 5–14.
2. Трыков, Ю. П. Титаностальные композиты и соединения : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун. – Волгоград, ВолгГТУ. – 2013. – 344 с.
3. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия : монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – Москва : Metallurgizdat, 2016. – 346 с.
4. Седых, В. С. Особенности микронеоднородности сваренных взрывом соединений / В. С. Седых // Сварка взрывом и свойства сварных соединений : сб. науч. тр. / Волгоград, ВПИ. – 1975. – С. 3–39.
5. Трыков, Ю. П. Диффузия в слоистых композитах :

монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова. – Волгоград: РПК «Политехник». – 2006. – 402 с.

6. Винокуров, В. А. Теория сварочных деформаций и напряжений / В. А. Винокуров, А. Г. Григорьянц. – М. : Машиностроение, 1984. – 280 с.

7. Остаточные напряжения в слоистых композитах / Ю. П. Трыков, Е. П. Покатаев, В. Г. Шморгун, А. А. Храпов; ВолгГТУ. – М. : Metallurgizdat, 2010. – 237 с.

8. Johnson G. R., Cook W. H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures // Proc. of 7th Symposium on Ballistics, Hague, Netherlands, 1983. P. 541–547.

9. Круглов, П. В. Закономерности взрывного формирования удлиненных высокоскоростных элементов из стальных сегментных облицовок / П. В. Круглов, В. И. Колпаков // Инженерный журнал: наука и инновации. – 2017. – № 12. – С. 1–19.

10. Свойства материалов [Электронный ресурс] <http://thermalinfo.ru/svoystva-materialov/metally-i-splavy/>.

11. Теория сварочных процессов / под ред. В. В. Фролова. – М. : Высшая школа, 1988. – 559 с.

12. Физические величины : справочник / А. П. Бабичев [и др.] ; под ред. И. С. Григорьева, Е. З. Мейлихова. – М. : Энергоатомиздат, 1991. – 1231 с.

13. Lehtinen M., Parviainen S., Stenholm H. Thermal expansion and magnetoelastic effects in $\text{TiFe}_x\text{Co}_{1-x}$ // Physica status solidi (a), Wiley Online Library – 1980. – V. 59. – № 1. – Pp. 251–257.

14. W. Steurer and J. Dshemuchadse Intermetallics: Structures, Properties, and Statistics. – Oxford University Press, 2016 – 570 p.

15. Alloys and intermetallic compounds: from modeling to engineering. Editor Cristina Artini. CRC Press. Taylor & Francis Group. 2017. 368 p.

16. Трыков, Ю. П. О взаимодействии компонентов в титано-стальном композите / Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, О. В. Слаутин, В. Г. Шморгун // Перспективные материалы. – 2004. – № 6. – С. 43–47.