

PACS: 62.40.+i, 62.90.+k, 81.30.kf

Е.А. Хлопков¹, В.М. Ханаев², Д.В. Курушкин¹,
Е.С. Остропико³, Ю.Н. Выюненко²

ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СВАРНЫХ ПРОВОЛОЧНЫХ ОБРАЗЦОВ ИЗ СПЛАВА Ti–55.42 wt% Ni

¹Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, РФ

²ООО «ОПТИМИКСТ ЛТД», Санкт-Петербург-Новосибирск, РФ

³Санкт-Петербургский государственный университет, РФ

Статья поступила в редакцию 31 августа 2019 года

Представлены данные о прочности сварных соединений отрезков проволоки диаметром 2 мм из сплава Ti–55.42 wt% Ni, выполненных методом аргонно-дуговой сварки. Приведены результаты математического моделирования эволюции градиентов температурных полей вблизи сварного шва.

Ключевые слова: эффект памяти формы, сварное соединение, прочность, температурные поля, никелид титана

Разработка механизмов, действующих в результате развития в материале конструкции эффекта памяти формы (ЭПФ), показала необходимость освоения сварочной технологии в изготовлении новых устройств. Изучение этой проблемы идет несколько десятилетий [1–10]. Параллельно ведутся исследования возможностей электросварки [1–3], сварки лазерными установками [4–8], сварки трением [9] и использования с этой целью взрывных технологий [10]. Главной проблемой всех видов сварочных технологий является прочность сварного шва. Лишь в результате сварки трением разрушение происходило при нагрузках, превышающих прочность исходного материала [9]. Однако и в этом случае авторы отмечали понижение деформационных свойств сварных соединений в сравнении с образцами из исходного материала.

Высокие прочностные показатели сварного шва были получены М. Nishikawa с соавторами [1]. Сваренный образец разрушился, когда нагрузка стала равной 80% от предела прочности исходного материала. При этом зона контакта свариваемых отрезков проволоки была увеличена плоским шлифованием их краев. Близкие к этим результаты получены в рамках лазерной технологии [4]. Однако большинство исследователей смогли обеспечить прочность сварного соединения на уровне от 42 до 58% предельной разрывной нагрузки исходного материала [2,3,5,6]. Тем не менее и эти прочностные характеристики позволили получить кольцевой силовой элемент, на котором исследовали

формоизменение в режиме обратимой памяти формы [11]. Во время изучения особенностей деформационно-силовых характеристик конструкции была замечена возможность генерации ею усилий при охлаждении через интервал температур прямого мартенситного перехода. И это имеет место в образце, материал которого проходит состояние пластичности превращения [12,13].

В данной работе исследовали возможности сварных соединений проволоки диаметром 2 mm из сплава Ti–55.42 wt% Ni. Термообработку проводили в режиме отжига при температуре 773 K в течение 0.5 h (остывание с печью). Прочность сварных образцов сравнивали с уровнем разрывных усилий, прикладываемых к сплошным проволоочным образцам из исходного материала. Изучение зависимости деформации ε от величины растягивающих усилий σ проводили на установке Instron 5985 при комнатной температуре.

Деформирование исходного образца с ростом σ до 118 МПа идет по закону упругости (рис. 1, кривая 1). При этом величина ε_y (деформационный предел упругости) принимает значение 0.53%. Продолжение деформирования происходит с уменьшением прироста силового воздействия. Напряжения достигают 163 МПа, доводя ε до 1.28%. Далее начинается процесс пластического течения. При постоянном значении σ деформация ε достигает 5.8%.

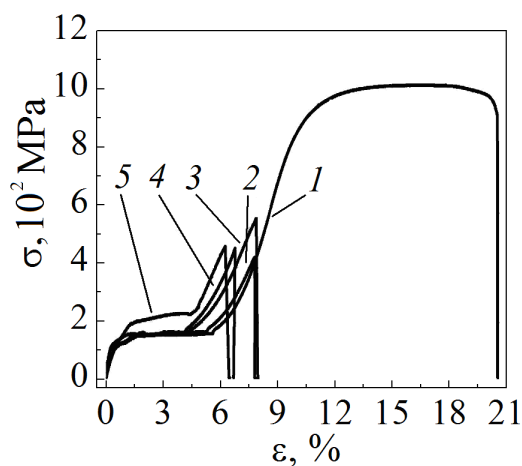


Рис. 1. Прочностные свойства проволоочных образцов Ti–55.42 wt% Ni: 1 – исходного, 2–5 – образцов, сваренных в атмосфере Ar (2), He (3), He + 30 термоциклов (4), He (5); 1–4 – с отжигом ($T = 773$ K), 5 – без отжига. Скорость перемещения подвижного захвата для кривых 1, 2 – 4 mm/min, в остальных случаях – 1 mm/min

При изменении ε от 6 до 10% взаимозависимость напряжений и деформации образца вновь становится близкой к линейной. С достижением величиной σ уровня 900 МПа процесс деформирования выходит на вторую площадку текучести. При $\varepsilon = 12.5\%$ напряжение $\sigma \sim 1050$ МПа и далее до $\varepsilon = 20\%$ изменяется слабо. В этом интервале деформаций максимальная величина σ оказалась равной 1073 МПа. Разрушение образца зафиксировано при $\varepsilon \sim 21\%$. Поскольку материал образца находился в мартенситном состоянии, можно полагать, что первая площадка текучести обусловлена движением двойниковых границ. Второе состояние пластического течения, видимо, является результатом действия дислокационных механизмов деформирования [13].

Деформационная кривая образца, сваренного в атмосфере аргона (рис. 1, кривая 2), практически совпала с кривой 1 при изменении σ от 0 до 445 МПа.

При этой нагрузке произошло разрушение образца в зоне сварного шва. Для сварки использовали сварочный источник Сварог TIG 315 Р AC/DC (постоянный электрический ток 10 А, напряжение 12 V).

Заметно выше оказались прочностные характеристики у образца, сваренного в атмосфере He (кривая 3). Образец выдержал напряжение 590 МПа. При этом первая площадка текучести позволила довести значения ε до 4.2%, что заметно меньше соответствующих величин на кривых 1 и 2.

Однако преимущество сварки в гелиевой атмосфере практически полностью исчезает после 30 термоциклов с переводом материала образца из мартенситного состояния в аустенитное и обратно. В результате многократных трансформаций кристаллической решетки уровень разрушающей нагрузки снизился до 470 МПа. При этом предельное значение ε равнялось $\sim 6.8\%$ (кривая 4). Таким образом, термоциклирование может вызывать дополнительное ослабление прочностных характеристик сварных конструкций из никелида титана.

Проведенные эксперименты показали, что отжиг сварных изделий должен быть обязательным. Кривая 5 на рис. 1 демонстрирует взаимосвязь напряжений и деформаций при растяжении образца после сварки в гелиевой атмосфере без последующего отжига. В этом случае площадка текучести формируется при деформации, близкой к аналогичным значениям ε_y в предыдущих опытах. Но напряжения превосходят величину 200 МПа, что заметно выше соответствующих величин на кривых 1–4, причем на данной стадии деформирования отмечается слабый рост величины σ . К моменту разрушения в этом эксперименте образец накапливает минимальную деформацию $\varepsilon \sim 6.3\%$. Для изготовления стыковых швов в гелиевой атмосфере использовали сварочный источник EWM ForceTig 552 (постоянный электрический ток 45 А, напряжение 18.5 V).

Для анализа полученных результатов были проведены численные эксперименты по определению эволюции температурного поля в проволочных образцах. В расчетах использовали одномерное уравнение теплопроводности

$$\rho c(U) \frac{\partial U}{\partial t} = k \frac{\partial^2 U}{\partial x^2}, \quad (1)$$

где ρ – плотность материала, c – теплоемкость, U – температура, t – время, k – коэффициент теплопроводности, x – координата. При этом предполагали, что $c(U) = c_0 + c_1$. Величину c_1 определяли из следующего соотношения:

$$Q_{tr} = \int_{A_s}^{A_f} c_1 dU, \quad (2)$$

где Q_{tr} – теплота превращения кристаллической решетки, A_s и A_f – температуры соответственно начала и конца обратного мартенситного фазового перехода. При равномерном распределении теплоты Q_{tr} по интервалу превращения $c_1 = \frac{Q_{tr}}{A_f - A_s}$.

Начальное распределение температуры в зоне сварки в численном эксперименте полагали аналогичным представленному на рис. 2 (кривая 1). Кривые 2–6 демонстрируют эволюцию температурного поля вблизи зоны сварки в первые 25 с. Температуры A_s и A_f приняты равными 333 и 343 К соответственно. Величины физических констант выбраны близкими к значениям соответствующих характеристик эквивалентного никелида титана.

Расчеты показали, что тепловая энергия из зоны локального разогрева в начальный момент времени распространяется вдоль проволоочного образца. Излом плавных линий демонстрирует перемещение зоны фазового превращения вдоль проволоки. При этом в каждом ее сечении температура начинает расти, достигает максимума и далее снижается. Этот процесс проиллюстрирован на рис. 3, где кривые показывают изменение температуры в численном эксперименте во времени на различных расстояниях x от сварного стыка при различных значениях Q_{tr} .

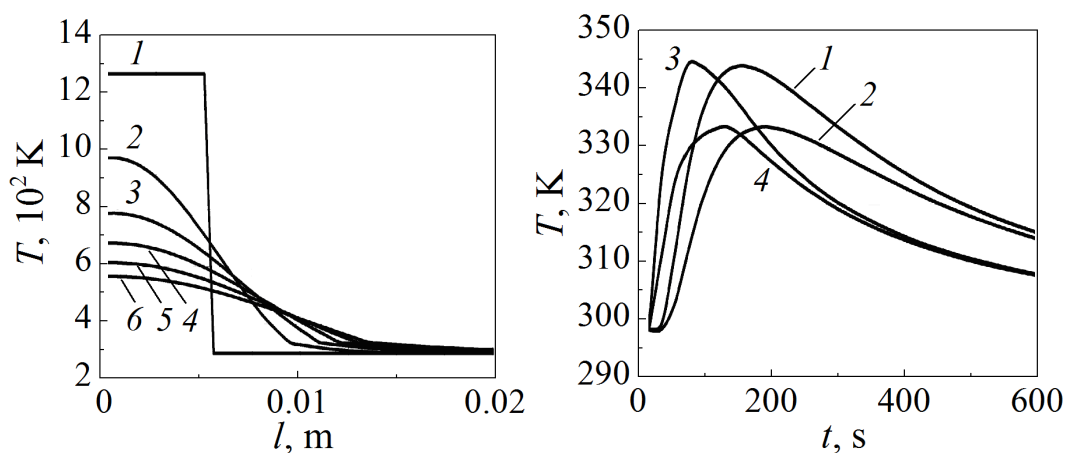


Рис. 2. Эволюция температурного поля в зоне сварки при $Q_{tr} = 200000$ J/kg. Распределение температуры вблизи сварного стыка в момент времени t , s: 1 – 0, 2 – 5, 3 – 10, 4 – 15, 5 – 20, 6 – 25

Рис. 3. Временная зависимость температуры в сечении проволоки на различных расстояниях от сварного стыка x , mm: 1 – 31, 2 – 36, 3 – 15, 4 – 18.5; 1, 2 – $Q_{tr} = 1000$ J/kg, 3, 4 – $Q_{tr} = 200000$ J/kg

Полученные экспериментальные и теоретические данные показывают, что операция сварки может сопровождаться значительными изменениями физико-механических свойств материала. Поэтому применение в производстве этой технологии, по-видимому, должно сопровождаться специальным комплексом процедур термомеханической обработки сварных изделий.

В тех случаях, когда в торцах образцов температура сможет достичь значения, превышающего A_s , зоны мартенситного монофазного состояния исчезнут. В процессе последующего охлаждения температурные границы прямого мартенситного превращения могут сместиться в сторону более низких

температур по всему объему [14]. При этом прямое превращение по объему образца может оказаться неполным, например в случае охлаждения до комнатной температуры, которая оказывается в интервале $[M_s, M_f]$ (здесь M_s и M_f – температуры соответственно начала и конца прямого фазового перехода).

Гетерофазное состояние охватит весь объем материала. Соотношение высоко- и низкотемпературной фаз будет переменным по всей длине образца. Следствием этого станет изменение кривой деформирования, отражающей взаимосвязь σ и ε . Кроме этого, на соотношение формоизменения сварного проволочного стержня и приложенной нагрузки может оказать влияние перераспределение мартенситных и гетерофазных областей в рабочей зоне деформируемого образца. Видимо, поэтому кривая 5 на рис. 1 заметно отличается от кривых 1–4, соответствующих испытаниям образцов, прошедших процедуру отжига. Однако, надо заметить, в некоторых случаях градиентные структуры сварных конструкций, по-видимому, можно будет использовать в регулировании их функциональных возможностей.

Результаты расчетов температурных полей показали также, что величина скрытой теплоты превращения оказывает большое влияние на размеры зоны аустенитного состояния и положение гетерофазной области в окрестности сварного стыка. На рис. 4 показано, что материал, окружающий зону сварки, находится в аустенитном состоянии. Мартенсит может сохраняться на достаточном удалении от сварного стыка. В промежутке между зонами монофазного состояния располагается градиентная гетерофазная область. Если осуществить сварку отрезков проволоки одинакового химического состава и термомеханической обработки, то геометрическое положение зон разного фазового состояния, приведенных на рис. 4, будет симметрично относительно сварного стыка.

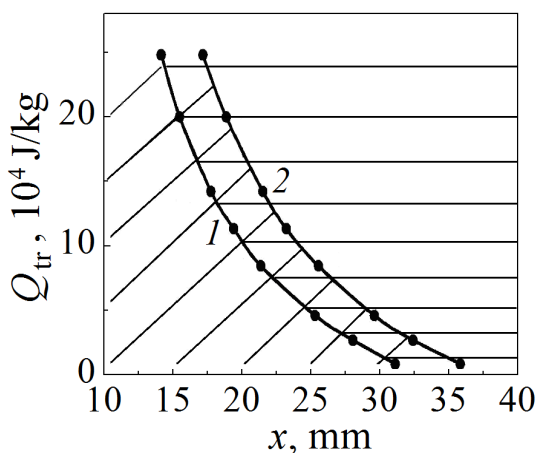


Рис. 4. Зависимость границ гетерофазного состояния от Q_{tr} : 1, 2 – положение границ зон соответственно с аустенитом (■) и мартенситом (●)

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-38-90285.

1. M. Nishikawa, H. Tanaka, M. Kohda, T. Nagaura, K. Watanabe, J. Phys. Colloq. **43**, C4-839 (1982).
2. A. Ikai, K. Kimura, H. Tobushi, J. Intell. Material Syst. Struct. **7**, 646 (1996).
3. Y.S. Kim, J.D. Kim, Key Eng. Mater. **183–187**, 1309 (2000).
4. P. Schlossmacher, T. Haas, A. Schussler, Journal of Applied Physics IV Colloque C5 **7**, № 5, 251 (1997).

5. A. Tuissi, S. Besseghini, T. Ranucci, F. Squatrito, M. Pozzi, Mater. Sci. Eng. **A273–275**, 813 (1999).
6. A. Falvo, F.M. Furgiuele, C. Maletta, Mater. Sci. Eng. **A412**, № 1–2, 235 (2005).
7. C.W. Chan, H.C. Man, Opt. Lasers Eng. **49**, 121 (2011).
8. M. Mehrpouya, A. Gisario, A. Brotzu, S. Natali, Opt. Laser Technol. **108**, 142 (2018).
9. T. Shinoda, T. Tsuchiya, H. Takahashi, Quarterly Journal of the Japan Welding Society **9**, 68 (1991).
10. S. Belyaev, V. Rubanik, N. Resnina, V. Rubanik Jr., I. Lomakin, Smart Materials and Structures **23**, 085029 (2014).
11. Ю.Н. Вьюненко, Н.Н. Белоусов, Мат. 60-й Междун. конф. «Актуальные проблемы прочности», УО «ВГТУ», Витебск (2018), с. 482–484.
12. В.Г. Пушин, С.Д. Прокошкин, Р.З. Валиев и др., Сплавы никелида титана с памятью формы. Ч. I. Структура, фазовые превращения и свойства, Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург (2006).
13. С.П. Беляев, А.Е. Волков, В.А. Ермолаев, З.П. Каменцева, С.Л. Кузьмин, В.А. Лихачев, В.Ф. Мозгунов, А.И. Разов, Р.Ю. Хайров, в кн.: Материалы с эффектом памяти формы: Справ. изд., В.А. Лихачев (ред.), Т. 1, НИИХ СПбГУ, Санкт-Петербург (1997).
14. А.В. Сибирев, С.П. Беляев, Н.Н. Реснина, в сб.: XXII Петербургские чтения по проблемам прочности, Изд-во Политехн. ун-та, Санкт-Петербург (2016), с. 345–347.

E.A. Khlopkov, V.M. Khanaev, D.V. Kurushkin, E.S. Ostropiko, Yu.N. Vyunenko

STRENGTH CHARACTERISTICS OF WELDED JOINTS OF THE Ti–55.42 wt% Ni WIRE

The data on the strength testing of argon-arc welded joints of the Ti–55.42 wt% Ni wires of 2 mm in diameter are reported. The results of mathematical modeling of the evolution of temperature field gradients in the vicinity of the weld zone are presented.

Keywords: shape memory effect, welded joints, strength, temperature fields, titanium nickelide

Fig. 1. Strength properties of wire samples of Ti–55.42 wt% Ni: 1 – initial, 2–5 – samples welded in Ar (2), He (3), He + 30 thermocycles (4), He (5); 1–4 – with anneal ($T = 773$ K), 5 – without anneal. The rate of motion of the movable holder is 4 mm/min for curves 1, 2, and the rate is 1 mm/min in the rest of cases

Fig. 2. Evolution of the temperature field in the welding zone at $Q_{tr} = 200000$ J/kg. Temperature field in the vicinity of the weld at a point in time t , s: 1 – 0, 2 – 5, 3 – 10, 4 – 15, 5 – 20, 6 – 25

Fig. 3. Time dependence of the temperature in the wire cross section at the distance of the weld point x , mm: 1 – 31, 2 – 36, 3 – 15, 4 – 18.5; 1, 2 – $Q_{tr} = 1000$ J/kg, 3, 4 – $Q_{tr} = 200000$ J/kg

Fig. 4. Dependence of the heterophase state boundaries on Q_{tr} : 1, 2 – the position of the boundaries with austenite (▣) and martensite (▢)