

**TESTING OF THE METHOD FOR DETERMINING THE BRITTLENESS
TEMPERATURE RANGE OF EP718 SUPERALLOY DURING MODELING
OF PULSED-ARC GMA WELDING**

*Roman Valentinovich Nikiforov ^{1a}, Vitaly Rustemovich Galimov ¹,
Elizaveta Nikolaevna Dusmatova ², Sergey Anatolyevich Korolev ³*

¹ Ufa University of Science and Technology, 32 Zaki Validi st., 450076, Ufa, Russia

² Ufa State Petroleum Technological University, 1 Kosmonavtov st., 450064, Ufa, Russia

³ Bauman Moscow State Technical University, bldg. 1, 5 2-ya Baumanskaya st., 105005, Moscow, Russia

^a nikiforov_svarka@mail.ru

ABSTRACT

In this paper, the testing of the calculation method for determining the brittleness temperature range (BTR₂) during welding of EP718 superalloy caused by diffusion-dislocation phenomena based on the numerical modeling of the thermal stage of 2-pass pulsed-arc GMA welding. The ratio of the stacking fault energy increment to the size of this range dy/dT was chosen as a quantitative measure for assessing the probability of crack formation in the calculated brittleness temperature range. According to the results of metallographic analysis, the welded joint zones in which the occurrence of near-weld hot cracks is most likely coincide with the region of the brittleness temperature range (BTR₂) calculated during the numerical modeling of the thermal stage of 2-pass pulsed-arc GMA welding in the ANSYS package.

KEYWORDS

Brittleness temperature range (BTR₂); dislocation motion; nickel superalloy EP718; stacking fault energy.

**АПРОБАЦИЯ МЕТОДИКИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРНОГО
ИНТЕРВАЛА ХРУПКОСТИ СПЛАВА ЭП718 ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ СВАРКИ
ПЛАВЯЩИМ ЭЛЕКТРОДОМ**

*Роман Валентинович Никифоров ^{1a}, Виталий Рустемович Галимов ¹,
Елизавета Николаевна Дусматова ², Сергей Анатольевич Королев ³*

¹ Уфимский университет науки и технологий, ул. Заки Валиди 32, 450076, Уфа, Россия

² Уфимский государственный нефтяной технический университет, ул. Космонавтов 1, 450064, Уфа, Россия

³ Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, ул. 2-я Бауманская 5, с. 1, 105005, Москва, Россия

^a nikiforov_svarka@mail.ru

АННОТАЦИЯ

В статье представлена апробация расчетной методики определения температурного интервала хрупкости (ТИХ₂) при сварке сплава ЭП718, вызванного явлениями диффузионно-дислокационного характера, на основе численного моделирования термической задачи двухпроходной дуговой GMA-сварки. В качестве количественной меры для оценки вероятности трещинообразования в рассчитанном температурном интервале выбрано отношение приращения энергии дефекта упаковки к размеру этого интервала $d\gamma/dT$. Зоны сварных соединений, в которых наиболее вероятно возникновение околошовных горячих трещин, по результатам металлографического анализа совпадают с расчетной температурной областью интервала хрупкости (ТИХ₂) при численном моделировании термической задачи двухпроходной дуговой GMA-сварки в пакете ANSYS.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Температурный интервал хрупкости; движение дислокаций; жаропрочный сплав ЭП718; энергия дефекта упаковки.

Введение

Сплав ЭП718 и его зарубежный аналог Inconel 718 являются дисперсионно-твердеющими жаропрочными никелевыми сплавами с содержанием 10–15% γ' -фазы, обладающими умеренной склонностью к образованию трещин как при сварке, так и термообработке. Как показывает ряд работ авторов [1, 3, 8, 9] сплав ЭП718 склонен к образованию трещин в шве и зоне термического влияния в различных температурных ин-

тервалах, что обусловлено снижением либо прочности, либо пластичности, либо значений обеих характеристик. В соответствии с отечественной общепринятой теорией о технологической прочности сварных соединений, разработанной Н.Н. Прохоровым и Б.Ф. Якушиным, выделяют 3 типа хрупкости ТИХ₁₋₃. На рис. 1 представлены температурно-временные интервалы хрупкости аустенитных сплавов в процессе кристаллизации и повторных нагревов [2].

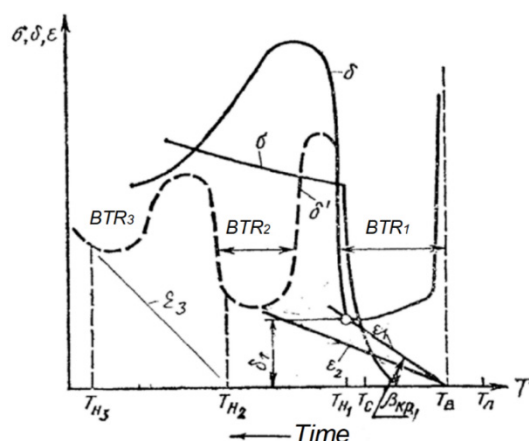


Рис. 1. Температурно-временные интервалы хрупкости аустенитных сплавов в процессе кристаллизации и при повторном нагреве:

ТИХ₁ – кристаллизационно-ликвационного типа; ТИХ₂ – диффузионно-дислокационного типа; ТИХ₃ – интервал потери пластичности при распаде твердого раствора; ε_1 , ε_2 , ε_3 – критические темпы деформации [2]

Fig. 1. Temperature-time intervals of brittleness of austenitic alloys during crystallization and repeated heating: BTR₁ – crystallization-liquation type; BTR₂ – diffusion-dislocation type; BTR₃ – interval of loss of plasticity during decomposition of solid solution; ε_1 , ε_2 , ε_3 – critical rates of deformation [2]

Проявление ТИХ₂ в твердофазном состоянии контролируется сегрегацией примесей на границах зерен в литом металле, либо в закаленном, т.е. однофазном металле в рекристаллизованном состоянии в результате пластической деформации, вызывающей движение дислокаций с облаком примесей. Его границы с одной стороны определяются температурой связи с примесями, а с другой – температурой, при которой примеси отрываются от дислокаций, движущихся с большой скоростью. Последний параметр зависит как от химического состава, так и от температурно-скоростных условий деформации [2].

ТИХ₃ вызван распадом твердого раствора после ускоренного охлаждения шва или ОШЗ. В зависимости от интенсивности распада он проявляется в фазе охлаждения ниже 1100 °С, либо в изотермических условиях послесварочной термической обработки [2].

В ТИХ₁ указанные факторы взаимодействуют на фоне постепенного снижения объема жидкой фазы по мере охлаждения и выделения из нее эвтектик второго и третьего порядка, что постепенно приводит к снижению пластичности у нижней границы ТИХ [2].

Если снижения вероятности образования трещин в сплаве ЭП718 в интервале ТИХ₁ можно добиться технологическими методами: снижением вводимой погонной энергии за проход (методом сварки, управлением процессом кристаллизации и т.д.) или подбором проволоки с большей деформационной способностью в указанном температурном интервале, а подбор оптимальных режимов термообработки сложных узлов в контейнерах с заполнением аргоном благоприятно сказывается на трещинообразовании в ТИХ₃, то в случае с ТИХ₂ все не так однозначно, поскольку исчерпание пластичности металла в ТИХ₁ зачастую не приводит к их образованию, но в последующем на этапе остывания трещины возникают именно при температурах ниже границы ТИХ₁, что явно показывает отсутствие оплавления зерен на фрактограмме [2, 5].

Для обоснования существования ТИХ₂ необходимо физически определить его границы. Следует иметь в виду, что пластическая деформация является необходимым, но не достаточным условием образования подваликовых и околосшовных трещин. Решающее значение на хрупковязкий переход имеет накопление дефектов типа пор на границах зерен и сегрегация примесных элементов, ускоряемая деформацией. Вследствие чего для прогнозирования вероятности образования трещин с достаточной точностью не получится воспользоваться численным моделированием напряженно-деформированного состояния конструкции после сварки из-за продолжительности расчетов и ресурсоемкости. Гораздо менее трудоемкий подход – это реализация термической стадии нагрева при сварке, результаты которой существенным образом упростят определение температурного интервала хрупкости при сварке сплава ЭП718 на основе физико-химического обоснования диффузионно-дислокационного механизма ползучести.

В статье представлена расчетная методика определения температурного интервала хрупкости при сварке сплава ЭП718 в соответствии с работами Б.Ф. Якушина на основе физико-химического обоснования диффузионно-дислокационного механизма ползучести в этом интервале и моделирования сварки плавящимся электродом двухпроходного стыкового сварного соединения толщиной 4 мм.

1. Материал и методы исследования

В качестве материала для исследования были выбраны пластины размерами 100×50×4 мм³ из сплава ЭП718 в состоянии поставки с разделкой кромок под сварку под углом 30±2°. Листы сплава ЭП718 поставляются в закаленном состоянии. В качестве присадочной проволоки использовался сплав ЭП533 диаметром 1,2 мм. Геометрические параметры сварного соединения соответствовали типу С18 по ГОСТ 14771 [6]. Подготовка кромок под сварку производи-

лась фрезерованием. В качестве защитного газа использовался 100% аргон для защиты сварного шва от атмосферных загрязнений.

Микроструктурный анализ сварных соединений проводился с использованием оптического микроскопа Olympus GX51. После механической полировки образцы подвергались травлению. Реактив для травления имел следующий состав: вода – 20 см³, медный купорос (CuSO₄) – 4 г, соляная кислота (HCl) – 20 см³. Время травления 3–10 с.

Данные по ОЖЕ-спектроскопии приповерхностных слоев для определения сегрегаций примесей после машинных испытаний по ГОСТ 26389-84 [7] получены из работы [2].

2. Определение температурного интервала хрупкости (ТИХ₂)

2.1. Определение верхней границы ТИХ₂.

Элементами, контролирующими скорость переползания, служат хром, никель, марганец, имеющие энергию активации взаимной диффузии и самодиффузии одного порядка с энергией активации ползучести. Кроме того, возможен захват движущимися дислокациями элементов, ограниченно растворимых в твердом растворе. Они практически не влияют на скорость установившейся ползучести, но могут перемещаться с дислокациями на границы зерен, если скорость объемной диффузии примеси равна или больше скорости перемещения дислокаций. В противном случае происходит отрыв примесей от дислокаций [2].

С помощью соотношения Орована в работах [2, 3] рассчитана критическая скорость деформирования $\varepsilon_{кр}^1$, ниже которой невозможен захват атомов примеси:

$$\varepsilon_{кр}^1 = V \cdot \rho \cdot b, \quad (1)$$

где V – скорость движения дислокаций, см/с; ρ – плотность дислокаций, см⁻²; b – вектор Бюргерса, см. В расчетах принимаем следующие значения: $\rho = 8 \cdot 10^{10}$ см⁻²; $b = 2,75 \cdot 10^{-9}$ см. При скорости деформации

10^{-3} с⁻¹ и 700 °С испытания, критическая скорость движения дислокации серы при $t = 1$ сек соответствует:

$$V = \frac{10^{-3}}{\rho \cdot b \cdot t} = 7,14 \cdot 10^{-8} \frac{\text{м}}{\text{с}}. \quad (2)$$

Интервал скоростей деформации при испытании варьировался в пределах $10^{-3} \dots 10^{-5}$ с⁻¹. Тогда критическая скорость движения дислокации серы при скорости деформации 10^{-5} с⁻¹ составляет:

$$V_1 = \frac{10^{-5}}{\rho \cdot b \cdot t} = 7,14 \cdot 10^{-10} \frac{\text{м}}{\text{с}}. \quad (3)$$

Таким образом возможен захват атомами примеси дислокациями в интервале скоростей движения дислокаций $V \dots V_1$ м/с. За этим интервалом скоростей взаимодействие существенно ослабевает.

Скорость диффузии примесного элемента определяется выражением:

$$V = \sqrt{\frac{2DT}{t}}, \quad (4)$$

где $D = D_0 e^{-Q/RT}$; Q – энергия активации диффузии примесных элементов, Дж/моль; t – время, сек (в расчетах примем $t = 1$ сек); D_0 – константа диффузии примесного элемента, м²/с; R – газовая постоянная, $R = 8,31 \frac{\text{Дж}}{\text{моль} \cdot \text{К}}$.

Энергия активации диффузии примесных элементов для следующих элементов в соответствии с данными работ [3]: серы – $Q_s = 222 \cdot 10^3$ Дж/моль; кислорода – $Q_o = 164 \cdot 10^3$ Дж/моль и углерода – $Q_c = 133 \cdot 10^3$ Дж/моль.

Константы диффузии примесных элементов принимаем согласно работе [2]: серы – $D_s = 1,32 \cdot 10^{-3}$ м²/с; кислорода – $D_o = 19 \cdot 10^{-6}$ м²/с и углерода – $D_c = 8 \cdot 10^{-6}$ м²/с.

Тогда скорость диффузии примесных элементов примет вид (индексами обозначены примесные элементы):

$$V_s(T) = \sqrt{\frac{2D_s e^{\frac{-Q_s}{RT}}}{t}} = \sqrt{\frac{2 \cdot 1,32 \cdot 10^{-3} \cdot e^{\frac{-222 \cdot 10^3}{8,31 \cdot T}}}{1}} = \sqrt{2400 e^{\frac{26715}{T}}} \text{ м/с}, \quad (5)$$

$$V_o(T) = \sqrt{\frac{2D_o e^{\frac{-Q_o}{RT}}}{t}} = \sqrt{\frac{2 \cdot 19 \cdot 10^{-6} \cdot e^{\frac{-164 \cdot 10^3}{8,31 \cdot T}}}{1}} = \sqrt{38 \cdot 10^{-6} e^{\frac{19740}{T}}} \text{ м/с}, \quad (6)$$

$$V_c(T) = \sqrt{\frac{2D_c e^{\frac{-Q_c}{RT}}}{t}} = \sqrt{\frac{2 \cdot 8 \cdot 10^{-6} \cdot e^{\frac{-133 \cdot 10^3}{8,31 \cdot T}}}{1}} = \sqrt{16 \cdot 10^{-6} e^{\frac{16005}{T}}} \text{ м/с}. \quad (7)$$

На рис. 2 показано определение верхней границы ТИХ₂. По оси ординат буквами Т1–Т5 обозначены критические скорости ползучести хрома, алюминия, серы, углерода и кислорода соответственно. Температура верхней границы ТИХ₂ определяется по критической скорости ползучести легкоплавких примесей в интервале скоростей движения дислокаций $V \dots V_1$ м/с.

Как видно из рис. 2, верхняя граница ТИХ₂ соответствует температуре 1137 К = 864 °С.

2.2. Определение нижней границы ТИХ₂.

Влияние скорости деформации образцов из сплава ЭП718 на содержание примесей в поверхностном слое хрупкого разрушения (5 нм от поверхности) представлено в работе

[2], что подтверждается данными других исследователей.

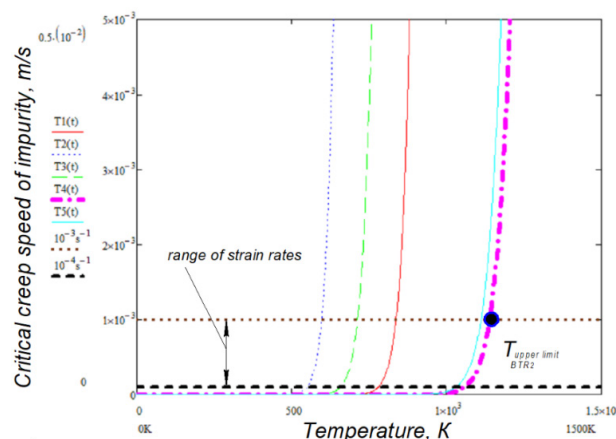


Рис. 2. Верхняя граница ТИХ₂ по критической скорости ползучести сплава, ограниченная критической скоростью деформации

Fig. 2. Upper limit of BTR2 for the critical creep rate of the alloy, limited by the critical strain rate

Таблица 1. Влияние скорости деформации образцов из аналога сплава ЭП718 на содержание примесей

Table 1. Effect of strain rate of the samples from an analogue of EP718 superalloy on the content of impurities

Скорость деформации, с ⁻¹ / Strain rate, s ⁻¹	Содержание элементов, % / Content of elements, %		
	C	O	S
2,38*10 ⁻²	15,4	14	0,5
2,84*10 ⁻⁴	29,3	34,0	1,2
1,62*10 ⁻⁵	8,3	23,9	1,8

Энергия связи атома с дислокацией определяется из выражения [4]:

$$E = KT \ln \frac{C}{C_0}, \quad (8)$$

где C_0 – исходная концентрация примеси в растворе; E – энергия связи атома с дислокацией. Принимаем в качестве исходной концентрации $C_s = 0,005\%$, $C_o = 0,01\%$ и $C_c = 0,005\%$.

Элементами, контролирующими скорость переползания, служат хром, никель и марганец, имеющие энергию активации взаимной диффузии и самодиффузии одного порядка с энергией активации ползучести, и, кроме того, растворимые в твердом растворе. Они практически не влияют на скорость установившейся ползучести, но могут перемещаться с дислокациями на границы зерен, если скорость объемной диффузии примеси равна или больше скорости перемещения дислокаций.

Движение атомов серы с дислокациями возможно, если она находится в диссо-

циированном состоянии. По выполненному термодинамическому расчету по уравнению Улиха границ стабильного существования указанных выше химических соединений серы в работе [2] оказалось, что соединение Ni_2S_3 диссоциирует при температурах выше 1200 К, а FeS – при более высоких температурах. Однако в исследуемом температурном интервале более вероятно движение с дислокациями атомов углерода.

Нижняя граница $ТИХ_2$ определяется по сегрегации углерода, как это представлено на рис. 3; ϵ_1 и ϵ_2 – крайние значения скоростей деформации из табл. 1.

Как видно из рис. 3, нижняя граница $ТИХ_2$ соответствует температуре 990 К = 717 °С. Таким образом, расчет температурный интервал $ТИХ_2$ для сплава ЭП718 составляет 864–717 °С.

В табл. 2 представлено сравнение протяженности интервала $ТИХ_2$ по методике ЛТПЗ для прецизионных коррозионно-стойких жаропрочных сталей, представленное в работах [4, 8].

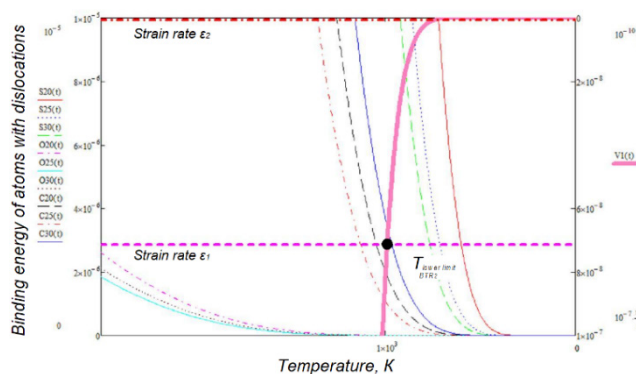


Рис. 3. Нижняя граница $ТИХ_2$ по сегрегациям серы в приповерхностном слое

Fig. 3. Lower boundary of BTR_2 for sulfur segregations in the surface layer

Таблица 2. Протяженность интервала $ТИХ_2$

Table 2. Length of the brittleness temperature range (BTR_2)

Сплав / Alloy	$ТИХ_2$, °С / Brittleness temperature range (BTR_2), °С
10X19H23M5ФАТ	(1000–750)
10X15H23M4ФА2	(1050–850)
ХН45МВТЮБР	(864–717)

Определим теперь, какая величина определяет снижение пластичности в температурном интервале ТИХ₂.

2.3. Количественная мера оценки трещиностойкости сплава ЭП718 в интервале ТИХ₂.

В работах [8, 9] показано наличие прямой связи между энергией дефектов упаковки и трещиностойкостью сварных швов системы Fe-Cr-Ni. Полученные данные позволили подтвердить, что частичные дислокации с дефектами упаковки существенно влияют на сопротивляемость пластической деформации при повышенных температурах, а мерой влияния служит энергия дефекта упаковки [2, 9].

Известно, что в первой (предплавильной) области температур (>0,9 Тпл) скорость ползучести для всех металлов линейно изменяется от температуры при малых напряжениях и контролируется вакансионным механизмом, при котором деформация осуществляется без участия дислокаций. В этом случае в поле однородных напряжений границы зерен в поликристалле являются источниками, либо стоками вакансий в зависимости от их ориентировки относительно действующих напряжений. Возникающие при этом потоки приводят к самодиффузионному перераспре-

делению вещества и, следовательно, пластической деформации.

Согласно данным работы [9], стадия установившейся ползучести для аналога сплава ЭП718 – Inconel 718 для постоянных коэффициентов материала $A = 3,83 \cdot 10^{14} \text{ с}^{-1}$ и $n = 2,21$ с использованием уравнения типа гиперболического синуса Аррениуса выглядит следующим образом в интервале 1150–600 °С:

$$\dot{\epsilon} = A * n * \alpha [\sinh(\alpha \sigma)] * e^{\left(\frac{-Q}{RT}\right)}, \quad (8)$$

тогда энергия дефекта упаковки примет вид:

$$\gamma(T) = \dot{\epsilon}(T)^{\frac{1}{n}}. \quad (9)$$

На рис. 4 показана линейная аппроксимация изменения энергии дефекта упаковки в температурном интервале 900–750 °С.

Выражение для расчета энергии дефекта упаковки в интервале ТИХ₂ сплава ЭП718 примет вид:

$$\gamma(T) = 1,474 - 1,62 \cdot 10^{-3}(T). \quad (10)$$

Таким образом, изменение энергии дефекта упаковки в рассчитанном интервале ТИХ₂ составляет 31...74 мДж/м².

В табл. 3 представлены результаты сравнения расчета энергии дефекта упаковки для ряда материалов.

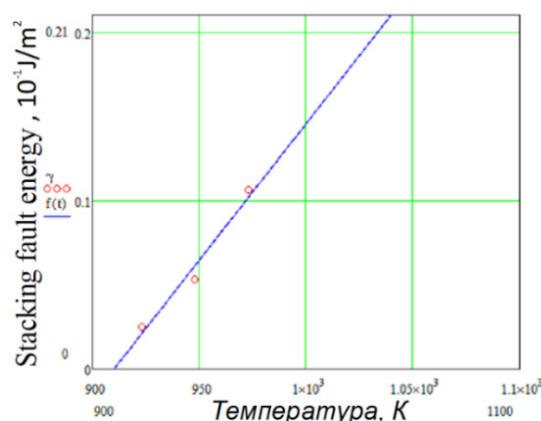


Рис. 4. Изменение энергии дефекта упаковки в зависимости от температуры

Fig. 4. Change in the stacking fault energy as a function of temperature

Таблица 3. Энергия дефекта упаковки на стадии установившейся ползучести [3, 8, 9]**Table 3.** Stacking fault energy at the stage of steady-state creep [3, 8, 9]

Сплав / Alloy	Энергия дефекта упаковки γ (Дж/м ²) / Stacking fault energy γ (J/m ²)	Приращение энергии дефекта упаковки $d\gamma/dT$, мДж/К / Increment of stacking fault energy $d\gamma/dT$, mJ/K
NiCo	0,04	0,04
NiFe	-0,02	-0,02
NiCoFe	-0,01	-0,01
NiCoCr	0,09	0,09
NiCoFeMn	0,03	0,03
NiCoFeCr	0,07	0,07
NiCoFeCrMn	0,11	0,11
NiCoFeCrPd	0,05	0,05
ЭП718 (представленная методика)	0,029 (среднее)	0,06

В ряде работ [10, 11] в качестве количественного критерия оценки колебательной энтропии на стадии установившейся ползучести, которая обуславливает вероятность трещинообразования, используют не саму величину энергии дефекта упаковки γ , а $d\gamma/dT$.

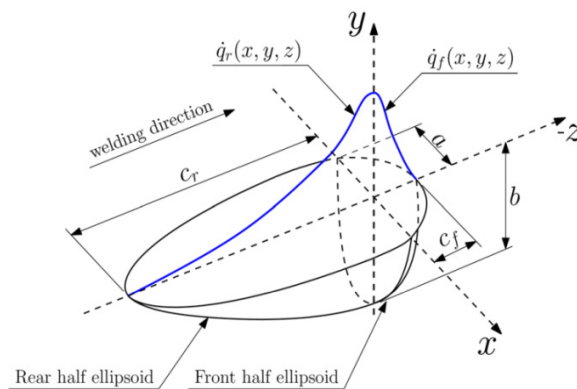
Как показывают данные табл. 2, рассчитанные значения приращения энергии дефекта упаковки на стадии установившейся ползучести сопоставимы с результатами других авторов.

3. Методика расчета и описание моделирования термической задачи двухпроходной дуговой GMA-сварки

Расчетная методика определения температурного интервала хрупкости при сварке сплава ЭП718 представляет собой аналитический расчет границ интервала и количественную оценку критерия трещинообразования (приращения энергии дефекта упаковки на стадии установившейся ползучести в рамках этого интервала хрупкости) в математическом пакете MathCad.

Компьютерную термическую задачу решали методом конечных элементов в пакете ANSYS/Multiphysics ver. 19.2. В качестве ис-

точника нагрева использовали классическую модель двойного эллипсоида Голдака (см. рис. 5).

**Рис. 5.** Полуэллипсоидальный источник нагрева Голдака [12]**Fig. 5.** Goldak's semi-ellipsoidal heating source [12]

Математическое моделирование двойного эллипсоида для стационарного источника сварочного тепла можно представить следующим образом [12]:

$$\dot{q}_V(x, y, z) = \dot{q}_f(x, y, z) + \dot{q}_r(x, y, z), \quad (11)$$

где $\dot{q}_f$ и $\dot{q}_r$ – объемные плотности распределения тепла в передней и задней части модели; a , b , c_f и c_r – соответственно ширина, глубина и длина передней и задней части расплавленной ванны.

Для точки внутри первого полуэллипсоида, расположенной в передней части сварочной ванны, тепловой поток определялся по следующему выражению:

$$\dot{q}_f(x, y, z) = \frac{6\sqrt{3}(f_f Q)}{abc_f \pi \sqrt{\pi}} e^{\left(-\frac{3x^2}{a^2} - \frac{3y^2}{b^2} - \frac{3(z-l_f)^2}{c^2}\right)}, x \geq 0, \quad (12)$$

где f_f – часть теплового потока в передней части ванны; a, b, c – полуоси эллипсоида.

Для точек (x, y, z) внутри второго полуэллипсоида в задней части сварочной ванны тепловой поток описывался выражением:

$$\dot{q}_r(x, y, z) = \frac{\sqrt{f_z Q}}{abc_r \sqrt{\pi}} e^{\left(-\frac{x^2}{a^2} - \frac{y^2}{b^2} - \frac{(z-l_r)^2}{c^2}\right)} \quad (13)$$

где f_z – тепловой поток в заднюю часть сварочной ванны.

В расчетах приняли $f_f / f_z = 1/3$ по рекомендациям в работе для никелевых сплавов [12, 13].

Вводимая мощность определялась по следующему выражению:

$$Q = \eta_{\text{и}} \cdot I_{\text{ср}} \cdot U_{\text{ср}}, \quad (14)$$

где $\eta_{\text{и}}$ – эффективный коэффициент полезного действия дуги; $I_{\text{ср}}$ – сила тока, А; $U_{\text{ср}}$ – напряжение на дуге, В.

3.1. Геометрия, сеточная модель и описание граничных условий.

Зависимость теплофизических свойств стали от температурной плотности $\rho(T)$, теплопроводности $\lambda(T)$ и теплоемкости $c(T)$ принималась в соответствии с расчетами программы OPENCALTHAD для среднего химического состава жаропрочного сплава ЭП718. Для создания конечно-элементной сетки 3D-модели сварного соединения использовался гексаэдрический тип 8-узловых элементов. Размер элементов у сварной кромки составляет 0,1–0,15 мм, в зоне шва – 0,2–0,25 мм, в основном металле – 1,0–2,0 мм. Задание граничных условий осуществлялось в соответствии с работой [12]. С помощью программы OPENCALTHAD определен температурный диапазон «солидус-ликвидус» – 1260–1350 °С.

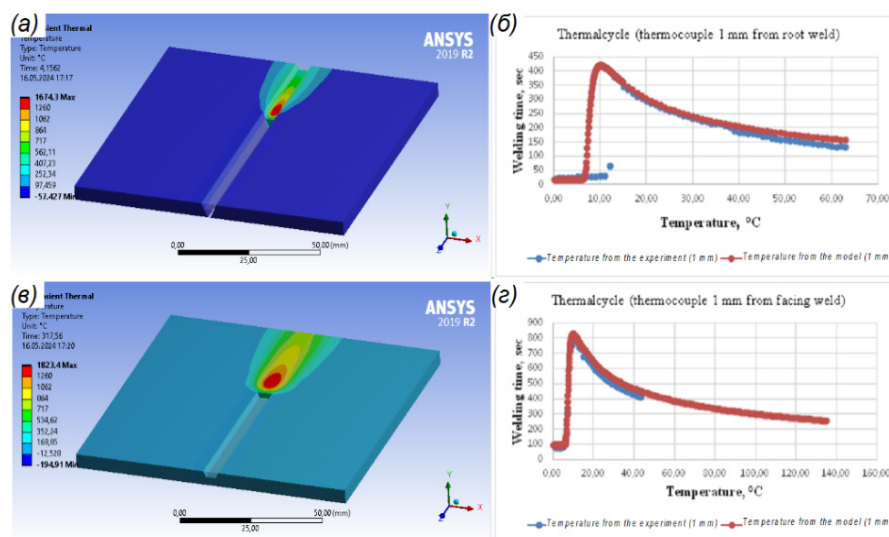


Рис. 6. Распределение температурных полей при заполнении корневого (а) и облицовочного швов (в) и термические циклы с термопар, установленных вблизи корневого (б) и облицовочного швов (г)

Fig 6. Distribution of temperature fields during filling of the root (a) and facing welds (в) and thermal cycles from thermocouples installed near the root (б) and facing welds (г)

3.2. Распределение температурных полей.

Распределение температурных полей от движущегося источника нагрева, имитирующего двухпроходную сварку, показано на рис. 6, а, в. Красным цветом показан объемный источник нагрева типа двойной полуэллипсоид Голдака, нагретый выше температуры 1260 °С. На рис. 6, б, г показано сравнение термических циклов из численной модели и эксперимента с использованием термопар k-типа. Схема установки термопар и подробное описание верификации тепловой модели приведены в работе [12].

3.3. Анализ результатов моделирования температурных полей.

На рис. 7 показано распределение температурных полей от подвижного источника нагрева в корневом и облицовочном проходах сварного соединения. Заштрихованная область представляет собой изотерму с температурным интервалом 864–717 °С.

На рис. 7, а ТИХ₂¹ – обозначена область расчетного интервала хрупкости после 1-го прохода, а на рис. 7, б ТИХ₂² – область после 2-го прохода.

Как видно из рис. 7, б, область ТИХ₂² располагается на значительном удалении от сварного шва и ОШЗ, вследствие чего его влиянием можно пренебречь. Таким образом, именно расположение ТИХ₂¹ после 1-го прохода шва отображает зоны, наиболее подверженные образованию горячих трещин в ОШЗ.

4. Сопоставление результатов моделирования с металлографическими исследованиями сварных соединений

На рис. 8 показана микроструктура сварного соединения сплава ЭП718, полученного двухпроходной роботизированной GMA-сваркой, с указанием мест залегания околошовных горячих трещин. На рис. 8, б, г показаны околошовные горячие трещины [14, 15].

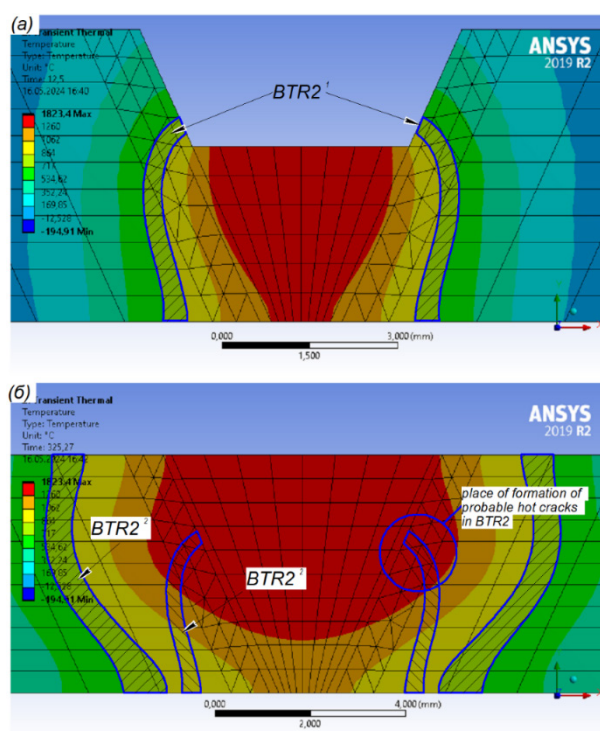


Рис. 7. Распределение температурных полей от подвижного источника нагрева в корневом (1 проход) и облицовочном (2 проход) швах сварного соединения

Fig. 7. Distribution of temperature fields from a moving heat source in the root (1st pass) and facing (2nd pass) welds of a welded joint

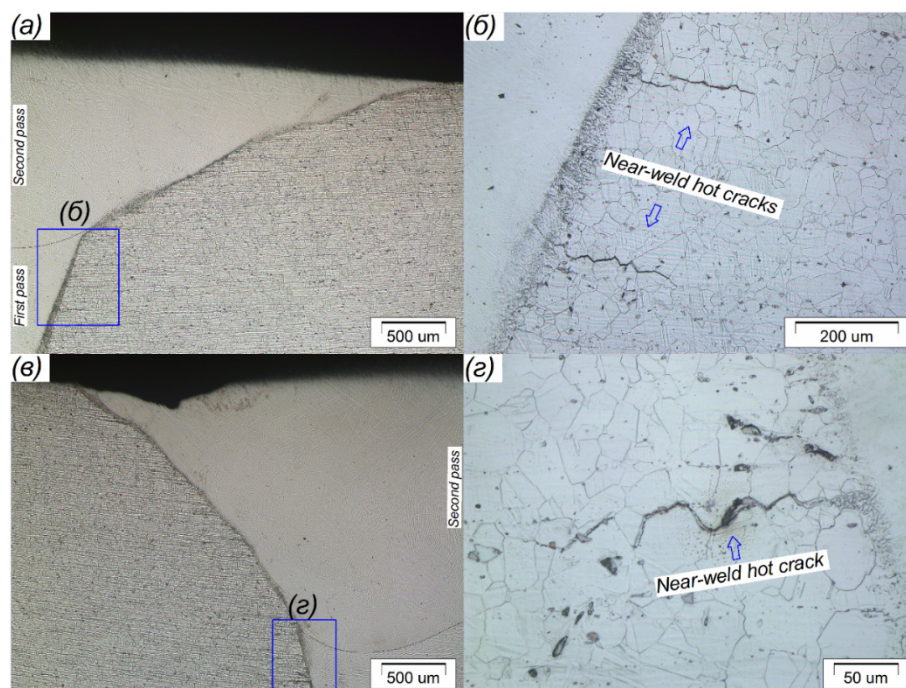


Рис. 8. Микроструктура сварного соединения сплава ЭП718, полученного двухпроходной роботизированной GMA-сваркой

Fig. 8. Microstructure of EP718 superalloy welded joint obtained by 2-pass robotic GMA welding

Анализ микроструктуры сварного соединения сплава ЭП718 на рис. 8 показывает, что зона залегания горячих трещин располагается в ОШЗ между 1-м и 2-м проходами сварного шва, что примерно соответствует расчетной температурной области интервала хрупкости (ТИХ₂) при численном моделировании термической задачи двухпроходной дуговой GMA-сварки в пакете ANSYS, тем самым подтверждая адекватность расчетной методики определения температурного интервала хрупкости (ТИХ₂) при сварке сплава ЭП718.

Однако представленная расчетная методика приращения энергии дефекта упаковки и температурного интервала ТИХ₂ не учитывает следующие факторы [16–21]:

- 1) способ подготовки свариваемых кромок;
- 2) исходное состояние материала в состоянии поставки;
- 3) вариант механического определения постоянных материалов и условия испытания;

4) ОЖЕ-спектроскопию приповерхностных слоев для определения сегрегаций примесей после машинных испытаний по ГОСТ 26389-84 [6].

Для учета вышеуказанных факторов необходимо проведение дополнительных натурных экспериментов для определения интервала ТИХ₁ и ТИХ₂ по методикам ЛТП1-3, а также анализа микрошлифов и фрактрографических исследований в зонах расположения предполагаемых горячих трещин, поскольку по ним отчетливо определяются тип кристаллизации и влияние избыточных интерметаллидных фаз на технологическую прочность сварных соединений.

Выводы

1. Представленная расчетная экспресс-методика позволяет физически обосновать диффузионно-дислокационный механизм в ОШЗ в процессе кристаллизации после сварки сплава ЭП718 в температурном интервале ТИХ₂ и количественно обосновать его вели-

чиной изменения энергии дефекта упаковки в этом интервале. Подобный расчетный метод может быть использован как экспресс-методика для оценки трещиностойкости сплавов наряду с регрессионными эмпирическими коэффициентами для оценки трещиностойкости сплавов по химическому составу.

2. Анализ полученных данных по представленной методике расчета границ интервала ТИХ₂ и изменения энергии дефекта упаковки на стадии установившейся ползучести показал результаты, сопоставимые с данными других авторов, а универсальный подход расчета – перспективность его использования для экспресс-анализа трещиностойкости.

3. Анализ микроструктуры сварного соединения сплава ЭП718 показал, что область залегания горячих трещин располагается в ОШЗ между 1-м и 2-м проходами сварного шва, что примерно соответствует расчетной температурной области интервала хрупкости (ТИХ₂) при численном моделировании термической задачи двухпроходной дуговой GMA-сварки в пакете ANSYS.

Благодарности / Acknowledgments

Работы выполнялись при финансовой поддержке Евразийского научно-образовательного центра мирового уровня, договор ЦПД-РФ-Л-6/24.

The work was carried out with the financial support of the World-Class Eurasian Research and Educational Center, contract ЦПД-РФ-Л-6/24.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Sorokin L.I. Weldability of heat-resistant alloys used in aircraft gas turbine engines // Welding Production. 1997. No. 4. P. 4–11. (In Russian) [Сорокин Л.И. Свариваемость жаропрочных сплавов, применяемых в авиационных газотурбинных двигателях // Сварочное производство. 1997. № 4. С. 4–11].
2. Yakushin B.F. Development of scientific principles and methods for ensuring the technological strength of welded joints of large-sized structures made of steels and alloys of limited weldability: Diss. ... Dr. Tech. Sciences: 05.03.06: defended 12.06.2000: approved 16.03.2001. Moscow, 2000. 409 p. (In Russian) [Якушин Б.Ф. Разработка научных основ и способов обеспечения технологической прочности сварных соединений крупногабаритных конструкций из сталей и сплавов ограниченной свариваемости: дис. ... док. техн. наук: 05.03.06: защищена 12.06.2000: утв. 16.03.2001. М., 2000. 409 с.].
3. Maksimkin O.P. Packing defects, their energy and influence on the properties of irradiated metals and alloys. Almaty, 2010. 70 p. (In Russian) [Максимкин О.П. Дефекты упаковки, их энергия и влияние на свойства облученных металлов и сплавов. Алматы, 2010. 70 с.]. ISBN 9965-9111-3-4.
4. Makarov E.L., Yakushin B.F. Theory of weldability of steels and alloys: monograph. Moscow: Publishing house of MSTU n.a. N.E. Bauman, 2014. 487 p. (In Russian) [Макаров Э. Л., Якушин Б. Ф. Теория свариваемости сталей и сплавов: монография. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2014. 487 с.]. ISBN 978-5-7038-3938-6.
5. Nikiforov R.V., Galimov V.R., Hisamutdinov E.R., Kamaletdinova R.R., Basharov R.R. Structure and properties of welded joints of EP718 alloy produced by robotic melted electrode welding // Vestnik UGATU. 2021. V. 25. No. 4(94). P. 10–18. (In Russian) [Никифоров Р.В., Галимов В.Р., Хисамутдинов Э.Р., Камалетдинова Р.Р., Башаров Р.Р. Структура и свойства сварных соединений сплава ЭП718, полученных роботизированной сваркой плавящимся электродом // Вестник УГАТУ. 2021. Т. 25. № 4(94). С. 10–18]. DOI: 10.54708/19926502_2021_2549410
6. GOST 14771-76. Gas-shielded arc welding. Welded joints. Main types, design elements and dimensions. Moscow: Standartinform, 2007. (In Russian) [ГОСТ 14771-76. Дуговая сварка в защитных газах. Соединения сварные. Основные типы, конструктивные элементы и размеры. М.: Стандартиформ, 2007].
7. GOST 26389-84. Welded joints. Test methods on resistance to shrinkage crack formation under fusion welding. Moscow: USSR State Committee for Standards, 1991. (In Russian) ГОСТ 26389-84. Соединения сварные. Методы испытаний на сопротивляемость образованию горячих трещин при сварке плавлением. Москва: Государственный комитет СССР по стандартам, 1991].
8. Schramm R.B., Reed R.P. Stacking fault energy of seven commercial austenitic stainless steel // Metall Trans A. 1975. No. 6. P. 1345–1351.
9. Rhodes G., Thompson A.W. The composition dependence of stacking fault energy in austenitic stainless steel // Metall Trans A. 1977. No. 8. P. 1901–1906.

10. Nowotnik A. Effect of high temperature deformation on the structure of Ni based superalloy // *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 2008. No. 27. P. 23–31.
11. Shijun Zhao, Malcolm Stocks G., Yanwen Zhang. Stacking fault energies of face-centered cubic concentrated solid solution alloys // *Acta Materialia*. 2017. No. 134. P. 334–345. DOI:10.1016/j.actamat.2017.05.001
12. Nikiforov R.V., Medvedev A.Yu., Medvedev A.E., Shaikhulova A.F., Murugova O.V., Galimov V.R. The numerical simulation of the post-welding stress-strain state of thin-sheets welded joints of EP718 alloy // *Materials Physics and Mechanics*. 2023. No. 5. P. 15. DOI: 10.18149/MPM.5152023_8
13. Nikiforov R.V., Galimov V.R., Medvedev A.U., Medvedev A.E. Study of the structure and properties of EP718 alloy welded joints produced by robotic GMA welding // *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2024. No. 77. P. 3653–3664. DOI: 10.1007/s12666-024-03419-4
14. Patent RF № 2024100788/9, 15.01.2024. (In Russian) [Патент РФ № 2024100788/9, 15.01.2024].
15. Patent RF № 2022125624/8, 04.11.2023. (In Russian) [Патент РФ № 2022125624/8, 04.11.2023].
16. Yajie Wang, Xiaoqiang Zhang, Daqing Wang, Jieshi Chen, Chun Yu, Junmei Chen, Jijin Xu, Ping Zhu, Hao Lu. A comprehensive analysis of ultrasonic pulse current reducing hot cracking in Inconel 718 welds // *Materials Characterization*. 2022. V. 187. Art. 11840. DOI: 10.1016/j.matchar.2022.111840
17. Benoit A. Study of Inconel 718 weldability using MIG CMT process // *Science and Technology of Welding and Joining*. 2011. No. 6. DOI: 10.1179/1362171811Y.0000000031
18. Thompson R.G., Cassimus J.J., Mayo D.E., Dobbs J.R. The relationship between grain size and microfissuring in Alloy 718 // *Welding Journal*. 1985. V. 64.
19. Williams J.A., Singer R.E. Deformation, strength, and fracture above the solidus temperature // *Journal of the Institute of Metals*. 1968. V. 96(1). P. 5–12.
20. DuPont J.N., Lippold J.C., Kiser S.D. *Welding metallurgy and weldability of nickelbase alloys*. John Wiley & Sons Inc., 2009. 432 p. ISBN: 978-0-470-08714-5
21. Radhakrishnan B., Thompson R.G. A phase diagram approach to study liquation cracking in Alloy 718 // *Metallurgical Transactions*. 1991. V. 22. P. 877–902.