



ЭКСПЕРИМЕНТ И МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Академик НАН Украины **К. А. ЮЩЕНКО** (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),

В. А. РОМАНОВА, Р. Р. БАЛОХОНОВ, доктора физ.-мат. наук
(Ин-т физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, РФ),

В. С. САВЧЕНКО, д-р техн. наук,

Н. О. ЧЕРВЯКОВ, А. В. ЗВЯГИНЦЕВА, кандидаты техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены результаты экспериментальных и численных исследований процессов деформации и разрушения сварных соединений жаропрочных никелевых сплавов в условиях механического и термического нагружения. Исследованы структурные превращения и проведена оценка термодинамических процессов в зоне термического влияния (ЗТВ) в процессе сварочного цикла. Установлены закономерности зарождения и развития горячих трещин в металле ЗТВ вблизи линии сплавления и получены оценки локальных пластических деформаций в условиях термического цикла. С позиций физической мезомеханики проанализирована эволюция напряженно-деформированного состояния в металле ЗТВ и сделаны выводы относительно роли границ зерен в процессах зарождения и развития трещин.

Ключевые слова: дуговая сварка, жаропрочные никелевые сплавы, сварные соединения, термическое нагружение, межзеренные границы, горячие трещины, численное моделирование

Жаропрочные сплавы на никелевой основе отличаются высокими механическими характеристиками, но характеризуются низкой свариваемостью. Они проявляют предрасположенность к образованию горячих трещин в условиях сварочного цикла. Экспериментальные данные [1–4] свидетельствуют о том, что термический цикл сварки приводит к существенным структурным изменениям материала в зоне термического влияния (ЗТВ), примыкающей к линии сплавления. В этой зоне преимущественно образуются горячие трещины.

Для выяснения причин образования горячих трещин в условиях сварочного цикла необходимо иметь достаточно четкие представления о кинетике деформационных процессов и эволюции напряженно-деформированного состояния в различных зонах сварного соединения. Пока об этом направлении известно немного, поскольку экспериментальные исследования чрезвычайно трудоемки и требуют больших затрат средств и времени.

В настоящей работе экспериментально и численно исследованы процессы деформации и разрушения в сварных соединениях никелевых сплавов в условиях термического нагружения. Экспериментальными способами в металле ЗТВ ис-

следованы структурные превращения и проведены оценки термодинамических процессов в металле ЗТВ во время сварочного цикла, установлены закономерности зарождения и развития горячих трещин в условиях термосилового воздействия, а также проведены оценки локальных пластических деформаций в металле ЗТВ при сварке аустенитных никелевых сплавов.

На основе полученных экспериментальных данных разработаны модели исследуемых материалов с учетом внутренней структуры и проведено моделирование деформационных процессов в условиях термоциклирования. Построение модели материала предполагает определение в явном виде зависимости физико-механических свойств от температуры. На уровне поликристаллической структуры источниками концентрации напряжений, зарождения пластических сдвигов и микротрещин являются границы зерен.

В рамках модели на мезомасштабном уровне зеренная структура вводилась в явном виде, а структурные превращения, зафиксированные в металле ЗТВ в процессе сварочного цикла, учитывали через феноменологические зависимости механических свойств от температуры. Численно была исследована эволюция напряженно-деформированного состояния в различных участках ЗТВ в условиях термического цикла нагрев–охлаждение.

Исследование деформационных процессов и особенностей структурных превращений в металле ЗТВ в условиях сварочного цикла. Ис-

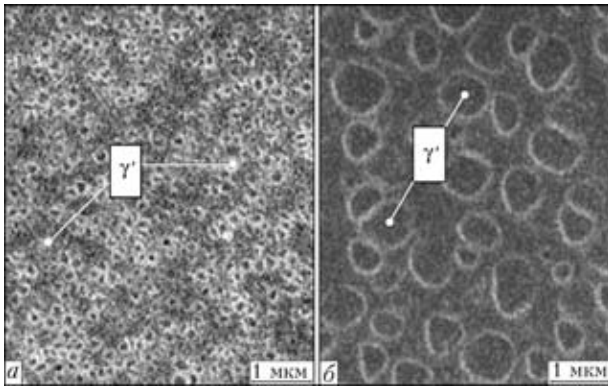


Рис. 1. Микроструктура с частицами γ' -фазы в различных участках, примыкающих к сварному шву: *a* — зона образования горячих трещин; *b* — зона основного металла

следования проводили на никелевом сплаве IN738LC. Экспериментально было показано, что в участке ЗТВ, где распространяются трещины, происходят фазовые изменения по схеме $\gamma'+\gamma \rightarrow \gamma \rightarrow \gamma+\gamma'$. В области ЗТВ, примыкающей к сварному шву, происходит выделение мелкодисперсной γ' -фазы. Размеры частиц γ' -фазы в основном металле и ЗТВ составляют соответственно 0,4...0,9 и 0,05...0,15 мкм (рис. 1).

С помощью бесконтактного лазерного дилатометра определена температура начала растворения частиц γ' -фазы ($T = 630^\circ\text{C}$) и полного растворения частиц γ' -фазы ($T = 1100^\circ\text{C}$). Показано, что размеры области, где наблюдаются структурные изменения, соответствуют температурному интервалу $T_L - T_{\text{Solvus}}$. Статистические исследования наличия дефектов в сварных соединениях по-

казали, что наиболее вероятным местом расположения трещин является зона, примыкающая ко шву. В общем виде схема преимущественного образования трещин в околошовной зоне сварных соединений никелевых сплавов с γ' -упрочнением и ее связь со структурными изменениями в металле ЗТВ приведена на рис. 2.

Продвижение образовавшейся горячей трещины по границам зерен из *I* зоны (рис. 2) в сторону основного металла тормозится релаксацией локальных напряжений и пластической деформацией в устье трещины (рис. 3, *a*). Из схемы на рис. 3, *b* видно, что в этом случае имеет место состояние плоской деформации. Полученные результаты подтверждаются оптической интерференционной металлографией поверхности устья горячей трещины после сварки. На рис. 3, *в*, где приведена интерференционная картина, а также в районе искусственной деформации от царапины на поверхности шлифа, видно, что ход интерференционных линий в районе устья трещины и царапины имеет тенденцию к перемещению вверх. Поскольку царапина представляет собой углубление в металле, то и зона металла перед трещиной переместилась вниз относительно плоскости шлифа, т.е. произошла утяжка металла за счет реализации механизма пластической деформации.

Анализ распределения межзеренной деформации в сварном соединении проводили путем наблюдения рельефа полированной поверхности основного металла после сварки, характера разрушения оксидных пленок, а также свободной по-

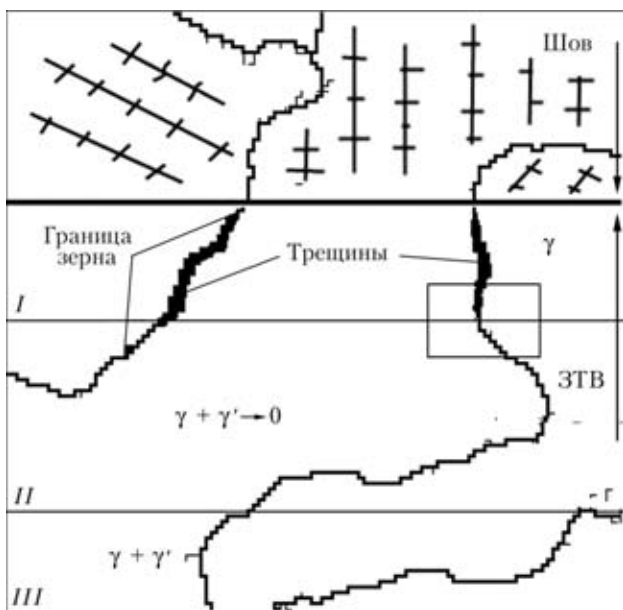


Рис. 2. Схема преимущественного образования трещин в металле ЗТВ сварных соединений жаропрочных сплавов с упрочняющей γ' -фазой: *I* — зона полного превращения $\gamma'+\gamma \rightarrow \gamma \rightarrow \gamma+\gamma'$; *II* — зона неполного превращения; *III* — зона, не претерпевающая превращения

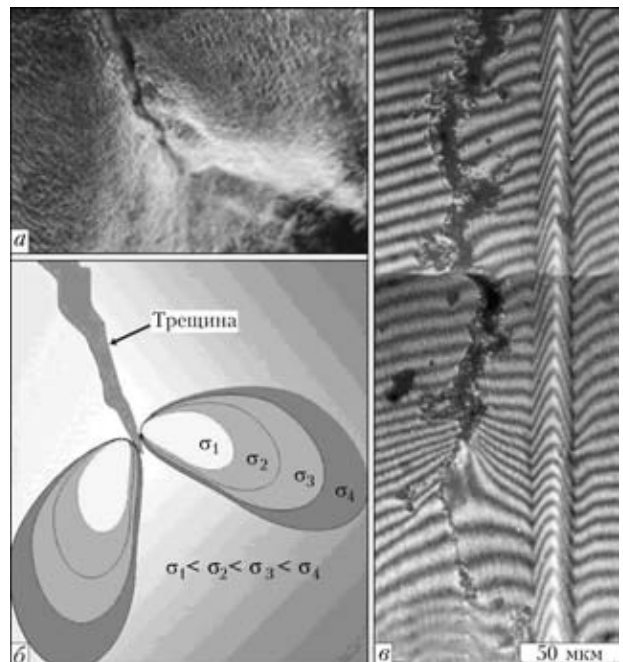


Рис. 3. Торможение горячей трещины в металле ЗТВ под влиянием пластической деформации [5]: *a* — поверхность металла в устье трещины ($\times 400$); *b* — схема распределения пластической деформации в полях напряжений; *в* — пластические деформации в устье горячей трещины



верхности металла шва, сваренного электронным лучом. Межзеренные деформации (смещения) при сварке концентрируются у зоны сплавления, затухая при удалении от нее (рис. 4, а). Характер межзеренной деформации металла в околошовной зоне в значительной мере зависит от его фазового состава.

Исследования деформационных процессов в металле ЗТВ никелевого сплава в условиях сварочного цикла выполняли на предварительно отполированных пластинах с нанесенной на поверхность сеткой. Сетку наносили алмазным инструментом в специальном приспособлении на базе инструментального микроскопа БМИ-1, обеспечивающим толщину линии 0,010...0,020 мм.

На рис. 4, б приведен фрагмент поверхности с полосами скольжения, возникшими при пластической деформации металла в ЗТВ, которая развивается по плоскостям скольжения в пределах зерна. При переходе к другому зерну система скольжения изменяется. При пластической деформации в зернах возникают ориентационные повороты.

Для понимания кинетики возникновения горячих трещин было проведено численное исследование термомеханических процессов в металле ЗТВ. Для сравнительного расчетного анализа выбрали никелевый сплав (Cr9–Co9–Mo1–W10–Al6–Ti1–Nb2–Ni основа) и стабильно аустенитную сталь (Cr20–Ni16–Mn6–Fe основа), не склонную к образованию горячих трещин.

Задачу термомеханики в двумерной постановке решали численно с привлечением метода конечных элементов. Подробная формулировка задачи и метод решения приведены в работе [6]. При расчетах упругопластических деформаций и напряжений экспериментальные данные, в том числе модуль упругости E , предел текучести $\sigma_{0,2}$ и коэффициент линейного расширения α определяли в интервале температур выше 1200 °С. Предел текучести $\sigma_{0,2}$ оценивали на установке ИМАШ 20-75 «Ала-Тоо» (типа «Gleeble») в вакууме. Коэффициент линейного расширения α определяли бесконтактным методом с использованием лазерного луча. Численное моделирование выполняли для случая сварки неплавящимся электродом в среде защитного газа. Размеры пластин и погонную энергию сварки при моделировании термомеханических процессов принимали одинаковыми. Расчет температурных полей при сварке контролировали путем прямого измерения термопарами термических циклов в металле ЗТВ.

Установлено, что максимальные пластические деформации возникают вблизи линии сплавления на расстоянии до 2 мм. Зависимости термических напряжений от деформаций в точке на расстоянии 0,5 мм от линии сплавления при сварке никеле-

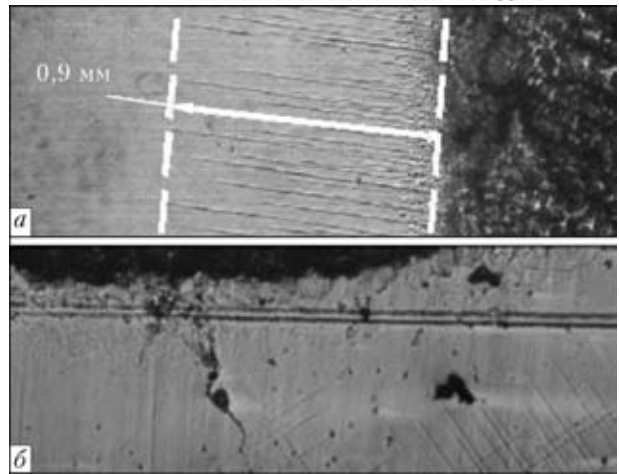


Рис. 4. Локализация пластической деформации в металле ЗТВ у линии сплавления (а) и развитие полос скольжения внутри зерен в процессе сварки (×125) (б)

вого сплава и аустенитной стали приведены на рис. 5. На стадии нагрева (от точки 0 до точки 2) материал подвержен сжимающим напряжениям и деформациям. Точка 1 определяет момент достижения предела текучести материала. Точка 2 соответствует максимальной температуре на термическом цикле и максимуму пластической деформации сжатия. После точки 2 начинается процесс охлаждения и, следовательно, разгрузка, которая длится до точки 3, где упругие деформации и напряжения равны нулю. Из точки 3 до точки 4 растет упругая деформация растяжения и в точке 4 начинается вторая пластическая деформация, но уже противоположного знака. Состояние в точке 5 соответствует полному остыванию пластины. Расчетные исследования показали, что при сварке никелевого сплава на погонной энергии более 350 Дж/мм в металле ЗТВ на расстоянии до 2 мм от линии сплавления возникают значительные пластические деформации (свыше 3 %) и растягивающие напряжения, значение которых достигает предела текучести материала.

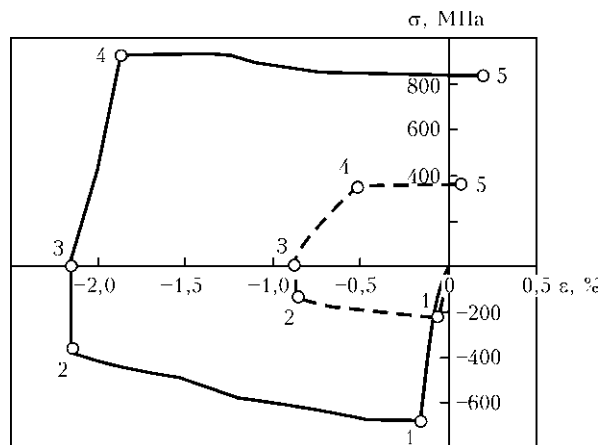


Рис. 5. Изменение напряжений и деформаций в точке на расстоянии 0,5 мм от линии сплавления для никелевого сплава (сплошная линия) и аустенитной стали (штриховая): 1–5 см. в тексте



Моделирование термдеформационных процессов в металле ЗТВ в условиях термического цикла нагрев–охлаждение с учетом поликристаллической структуры. Математическая постановка задачи. В общем случае этапы моделирования включают разработку структурно-механической модели материала, задание начальных и граничных условий и численное решение системы уравнений континуальной механики с учетом внутренних границ раздела. Общая система динамических уравнений континуальной механики в декартовой системе координат без учета массовых сил включает следующие:

уравнение движения

$$\rho \dot{U}_i = \sigma_{ij,j} \quad (1)$$

уравнение неразрывности

$$\dot{V} - U_{i,i} = 0, \quad (2)$$

уравнение баланса энергии

$$\rho \dot{E} = \sigma_{ij} \dot{\varepsilon}_{ij} + \dot{q}^{(e)}, \quad (3)$$

соотношения для компонент тензора скорости полных деформаций

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = \frac{1}{2}(U_{i,j} + U_{j,i}), \quad (4)$$

определяющие соотношения, задающие связь между компонентами тензоров напряжений и деформаций

$$\sigma_{ij} = f(\varepsilon_{ij}). \quad (5)$$

Здесь $U_i = \dot{x}_i$ — компоненты вектора скорости; x_i — координаты; $V = \rho_0/\rho$ — удельный относительный объем материала; ρ_0, ρ — соответственно начальная и текущая плотности; E — внутренняя энергия; $q^{(e)}$ — вектор притока тепла от внешних источников; ε_{ij} — компоненты тензора полной деформации. Точка над символом означает производную по времени, запятая после индекса — производную по соответствующей координате, по повторяющимся индексам $i, j, k = 1 \dots 3$ проводится суммирование.

Тензор напряжений удобно представить в виде суммы шаровой и девиаторной частей:

$$\sigma_{ij} = -P\delta_{ij} + S_{ij}, \quad (6)$$

где P — давление; S_{ij} — компоненты девиатора напряжений; δ_{ij} — символы Кронекера.

Для описания шаровой части тензора напряжений используем уравнение Дюамеля–Неймана, учитывающее термическое расширение:

$$P = -3K\varepsilon_{kk} + \alpha_t(T - T_0), \quad (7)$$

где ε_{kk} — объемная деформация; K — модуль объемного сжатия; α_t — коэффициент термического расширения; T_0, T — начальная и конечная температуры.

Соотношения, связывающие компоненты тензоров девиатора напряжений и девиатора деформаций в области упругого нагружения, запишем в скоростях в виде

$$S_{ij} = 2\mu \left(\dot{\varepsilon}_{ij} - \frac{1}{3}\delta_{ij}\dot{\varepsilon}_{kk} \right), \quad (8)$$

где μ — модуль сдвига.

Упругопластический переход описывали критерием текучести Мизеса, согласно которому материал переходит в пластическое состояние при условии

$$S_{ij}S_{ij} > \frac{2}{3}\sigma_0^2. \quad (9)$$

В этом случае компоненты девиатора напряжений приводятся на поверхность текучести умножением S_{ij} на величину $\frac{\sigma_0}{\sqrt{3} S_{ij}S_{ij}}$, где σ_0 — предел текучести материала с учетом деформационного упрочнения.

Экспериментальные данные свидетельствуют о том, что упругопластические характеристики жаропрочных сплавов на никелевой основе демонстрируют нелинейные зависимости от температуры и размера γ' -фазы. На основе экспериментальных данных для сплава IN738LC [3, 4] определены аппроксимационные зависимости для модулей упругости и предела текучести как функции температуры, объемной доли и размера частиц γ' -фазы (рис. 6, б).

Модельный образец с периодической поликристаллической структурой (рис. 6, а) был сгенерирован методом пошагового заполнения [7] на сетке $100 \times 150 \times 100$ с шагом 2 мкм. Периодичность предполагает бесконечную трансляцию структуры в соответствующих направлениях. При последующем решении задачи механики на соответствующих поверхностях могут быть заданы периодические граничные условия, необходимые для более реалистичного моделирования условий стесненной деформации.

Влияние кристаллографической ориентации на механический отклик зерен учитывалось через разброс упругих модулей и характеристик текучести относительно средних значений в пределах 20 %.

При этом внутри зерна механические характеристики остаются постоянными, но меняются при переходе через межзеренную границу.

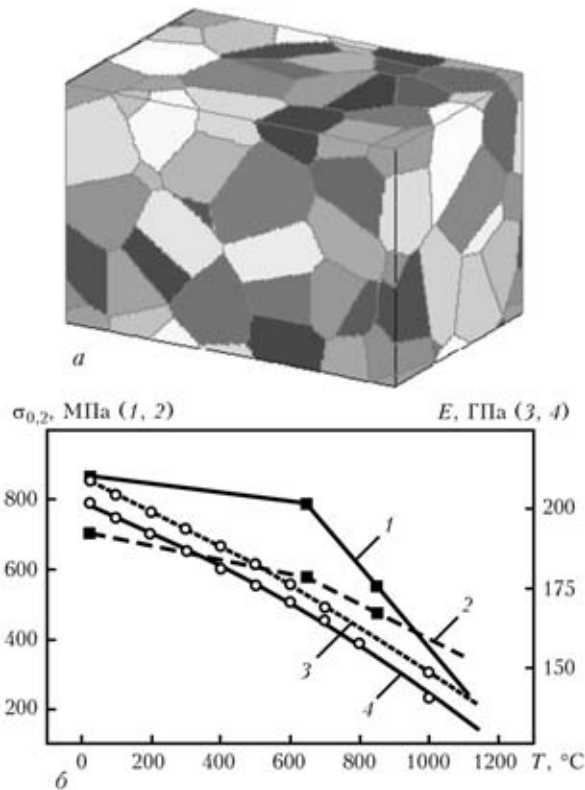


Рис. 6. Модельная поликристаллическая структура (а) и аппроксимационные расчетные зависимости механических характеристик сплава IN738LC от температуры и размера γ' -фазы (б): 1, 4 — 50...150 нм; 2, 3 — 400...900 нм; точки — эксперимент [3]

Систему уравнений (1)–(9), дополненную начальными и граничными условиями, решали численно конечно-разностным методом [8]. Граничные условия на шести поверхностях расчетного образца в задаче механики соответствовали условиям стесненной деформации при адиабатическом нагреве. На каждой поверхности нормальные компоненты вектора перемещений полагались равными нулю. Касательные смещения соответствовали условиям отсутствия внешних сил.

Результаты моделирования. Согласно экспериментальным данным в процессе термического цикла нагрев–охлаждение происходит изменение объемной доли и размера частиц γ' -фазы. В основном металле размер частиц γ' -фазы составляет 0,4...0,9 мкм. При температуре 630 °C начинается растворение γ' -фазы, которое полностью заканчивается при температуре 1100 °C. При охлаждении происходит обратное превращение $\gamma \rightarrow \gamma + \gamma'$, при этом образующиеся частицы γ' -фазы имеют размеры примерно 50...150 нм, что обеспечивает изменение механического отклика материала (рис. 6, б). Полученные экспериментальные данные были заложены в модель механического отклика зерен при термическом нагружении по схеме нагрев–охлаждение, приведенной на рис. 7, в в безразмерных координатах (здесь T^*

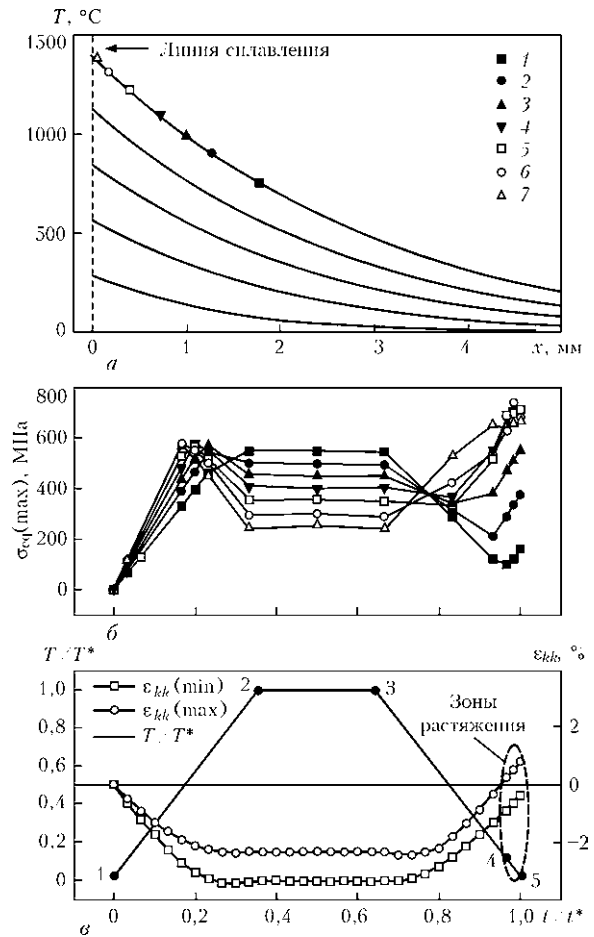


Рис. 7. Расчетные зависимости, полученные для модельного поликристалла в условиях термического цикла нагрев–охлаждение: а — распределение температуры в металле ЗТВ в процессе нагрева; 1–7 — участки, для которых проводились расчеты поведения поликристаллической структуры; б — эволюция максимальной интенсивности напряжений в поликристаллической структуре участков 1–7 на разном расстоянии от линии сплавления; в — изменение температуры и приращение объемной деформации ϵ_{kk} ; 1–5 — см. в тексте и t^* — соответственно максимальная температура нагрева и время полного цикла).

Для исследования напряженно-деформированного состояния, реализующегося на разном расстоянии от линии сплавления, в численных экспериментах варьировали максимальную температуру нагрева T^* . Изменение температуры по глубине ЗТВ определяли из решения одномерного уравнения теплопроводности

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \frac{\partial^2 T}{\partial x^2}, \quad T(0, t) = f(t), \quad T(L, t) = T_0, \quad (10)$$

где $a = 2,6 \text{ мм}^2 \cdot \text{с}^{-1}$ — коэффициент теплопроводности; $f(t)$ — линейная функция температуры, изменяющаяся от $T_0 = 20 \text{ °C}$ до $T_{\text{пл}} = 1470 \text{ °C}$.

Расчеты показали, что ширина зоны полного превращения $\gamma' + \gamma \rightarrow \gamma$ с последующим выпадением мелкодисперсной γ' -фазы соответствует экспериментально определенной ширине ЗТВ при сварке



образцов, имеющих начальную температуру 20 °С. Максимальный перепад температуры в пределах 300 мкм (размер рассматриваемого поликристаллического фрагмента) зафиксирован в ЗТВ вблизи линии сплавления и не превышает 100 °С.

Проанализируем напряженно-деформированное состояние, возникающее в поликристаллической структуре на расстоянии около 0,65 мм от линии сплавления. В предположении, что температура в зоне шва достигает температуры плавления $T_{пл} = 1470$ °С, на расстоянии 0,45...0,65 мм от линии сплавления перепад температуры на границах поликристаллического мезообъема составил около 90 °С (см. рис. 7, а).

В процессе адиабатического нагрева (участок 1-2, рис. 7, в) в поликристаллическом материале, находящемся в условиях стесненной деформации, возникают сжимающие напряжения (рис. 8, а). Границы зерен являются источниками ярко выраженной концентрации напряжений с самого начала термического нагружения (рис. 9, а). Максимальный уровень напряжений отмечен вблизи тройных стыков зерен с наиболее отличными механическими характеристиками. Здесь происходит зарождение и развитие пластических сдвигов при последующем нагружении (рис. 9, в, з). Первые пластические сдвиги наблюдаются вблизи линии сплавления. По мере нагрева в пластическую деформацию вовлекаются более отдаленные от шва участки металла ЗТВ.

На стадии охлаждения до комнатной температуры (участок 3-5, рис. 7, в) средний уровень напряжений падает, однако в локальных областях поликристалла вблизи границ зерен, испытавших пластическую деформацию, остаточные напряжения на расстоянии 0,65 мм от линии сплавления достигают около 700 МПа (рис. 7, б).

Моделирование разрушения в задачах механики сред со структурой связано с определенными трудностями, поскольку такая постановка предъявляет крайне высокие требования к разрешению расчетной сетки. Вместе с тем некоторые выводы о возникновении горячих трещин в ме-

талле ЗТВ можно сделать на основе анализа эволюции напряженно-деформированного состояния в рамках неравновесной термодинамики и физической мезомеханики [9, 10]. В этих работах экспериментально показано и теоретически обосновано, что поры и микротрещины в нагруженном материале зарождаются в зонах объемного растяжения. В связи с этим рассмотрим приращение объемной деформации в процессе термического цикла нагрев–охлаждение. На рис. 7, в приведены зависимости приращения максимальной и минимальной объемной деформации ε_{kk} от температуры. Разброс относительно среднего уровня обусловлен неоднородным напряженно-деформированным состоянием, реализующимся вблизи границ зерен. На стадии нагрева (участки 1-2, рис. 7, в) объемная деформация сжатия увеличивается в соответствии с ростом температуры, а также увеличивается разброс, связанный с локализацией деформации вблизи границ зерен. На стадии охлаждения (участки 3-5, рис. 7, в) материал стремится вернуться в исходное состояние, объемное сжатие уменьшается, однако разброс локальных деформаций относительно среднего уровня сохраняется, что связано с развитием пластической деформации в процессе предыдущего нагружения.

Наконец, на стадии 4-5 (рис. 7, б) локальная объемная деформация выходит в положительную область, что означает появление локальных зон объемного растяжения (рис. 8, б). Эти зоны, расположенные вблизи границ пластически деформированных зерен (ср. рис. 8, б и 9, з), являются потенциальными источниками возникновения горячих трещин при условии, что интенсивность напряжений здесь достигает величины временного сопротивления на растяжение. Как показали расчеты, проведенные для поликристаллов, которые находятся в разных областях металла ЗТВ, такие условия реализуются в пределах около 0,7 мм от линии сплавления.

Эволюция напряженно-деформированного состояния в металле ЗТВ является крайне сложным

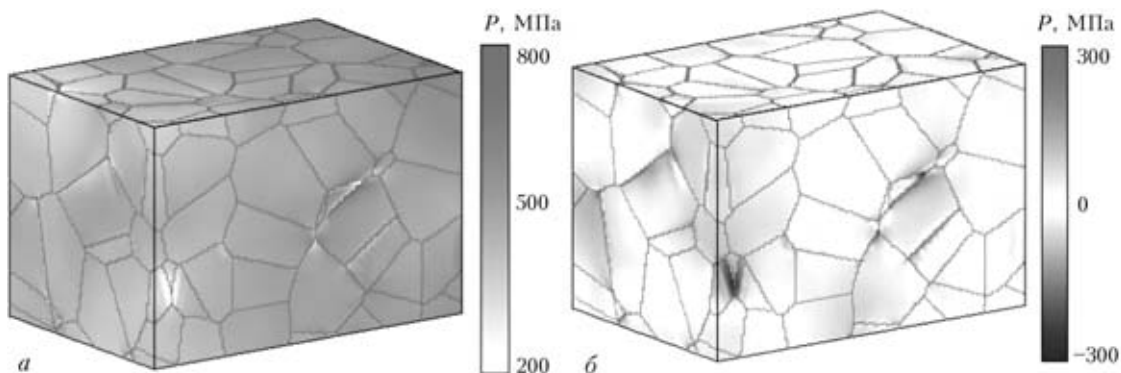


Рис. 8. Давление в металле ЗТВ на расстоянии 0,65 мм от линии сплавления ($T^* = 1100$ °С) в точках 4 (а) и 5 (б) термического цикла (см. рис. 7, в)

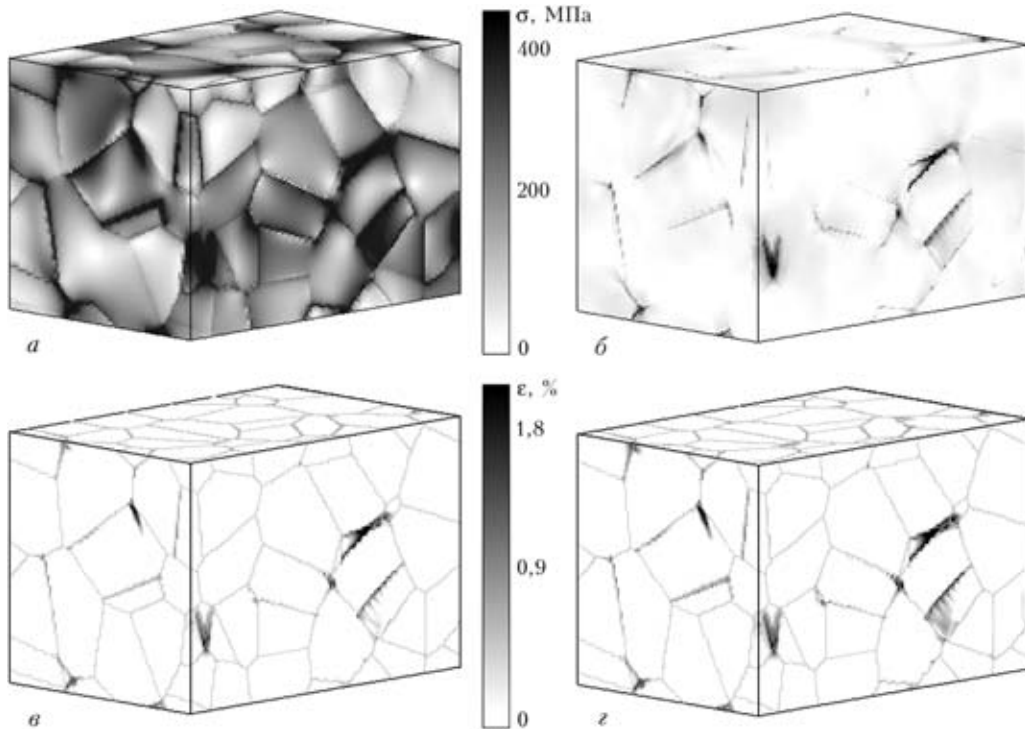


Рис. 9. Интенсивность напряжений (*а, б*) и пластических деформаций (*в, г*) в металле ЗТВ на расстоянии 0,7 мм от линии сплавления ($T^* = 1100\text{ }^\circ\text{C}$) в точках 2 (*а, в*) и 5 (*б, г*) термического цикла (см. рис. 7, *в*)

процессом, что связано как нелинейной зависимостью механических свойств от температуры, так и структурными превращениями вблизи линии сплавления.

Проанализируем изменение интенсивности напряжений в металле ЗТВ в процессе термического цикла нагрев–охлаждение. Кривые максимальной интенсивности напряжений в различных участках металла ЗТВ приведены на рис. 7, *б*. Сопоставим их с изменением температуры в процессе термического цикла (рис. 7, *в*). На начальной стадии нагрева во всех рассмотренных участках ЗТВ отмечен линейный рост напряжений со скоростью, соответствующей скорости роста температуры в соответствующих участках металла ЗТВ. С началом развития пластических сдвигов на всех кривых обнаружен излом, после которого кривые 1–6 на рис. 7, *б* демонстрируют падение напряжений, а напряжения в области, наиболее далекой от линии сплавления, продолжают расти (кривая 7). Такой характер эволюции напряженно-деформированного состояния в различных областях металла ЗТВ определяется двумя конкурирующими процессами — увеличением напряжений, связанным с дальнейшим нагревом, и падением предела текучести в области высоких температур. При достижении максимальной температуры нагрева все кривые выходят на стационарный уровень, соответствующий участку 2–3 (рис. 7, *в*) термического цикла, после которого начинается охлаждение. В начале охлаждения ход кривых также определяется двумя конкурирующими процессами, с одной стороны, со снижением температуры

происходит восстановление предела текучести и материал начинает увеличивать сопротивление деформации сжатия, с другой — происходит разгрузка, связанная как с охлаждением, так и с развитием пластических сдвигов. Таким образом, в различных участках металла ЗТВ в зависимости от расстояния до линии сплавления происходит увеличение или падение локальных напряжений (ср. кривые 1–7, рис. 7, *б*). В конце стадии охлаждения все кривые демонстрируют подъем, связанный с появлением деформаций растяжения.

Наибольший уровень остаточных напряжений отмечен вблизи границ пластически деформированных зерен в пределах 0,7 мм от линии сплавления (кривые 4–7, рис. 7, *б*). Эти области являются потенциальными зонами развития горячих трещин, которые затем распространяются вдоль границ зерен по направлению к основному металлу.

Заключение

В работе экспериментально и численно исследована эволюция напряженно-деформированного состояния в металле ЗТВ жаропрочного никелевого сплава в условиях сварочного цикла. Особое внимание уделено оценке локальных напряжений и деформаций на мезоуровне, где важную роль играют границы зерен. Экспериментальные и численные исследования показали, что в процессе нагрева в поликристаллической структуре металла ЗТВ на мезоуровне возникают неоднородные сжимающие напряжения. Источниками мощной концентрации напряжений являются межзерен-



ные границы, причем максимальный уровень напряжений зафиксирован в окрестности тройных стыков зерен вблизи линии сплавления. В этих областях происходит зарождение пластических сдвигов. На стадии охлаждения вблизи границ пластически деформированных зерен появляются локальные зоны объемного растяжения, в которых происходит зарождение и развитие горячих трещин. Микротрещины, зародившиеся у линии сплавления, распространяются вдоль границ зерен по направлению к основному металлу. Рост трещин прекращается на таком расстоянии от линии сплавления, где уровня локальных напряжений недостаточно, чтобы обеспечить их дальнейшее продвижение.

Рассмотренные модели учитывают далеко не все эффекты, связанные со сложнейшими процессами, протекающими в условиях сварочного цикла. Разрушение в металле ЗТВ происходит в условиях высокотемпературной ползучести и под действием моментных напряжений. Эти процессы могут быть промоделированы методом возбудимых клеточных автоматов с учетом возникающих моментных напряжений. Ведущим механизмом деформации в этом случае являются потоки локальных структурных превращений вдоль линии сплавления в металле ЗТВ, а также по границам зерен в зоне полного превращения $\gamma'+\gamma \rightarrow \gamma \rightarrow \gamma+\gamma'$. Эти проблемы будут рассмотрены в дальнейшем.

Results of experimental and numerical investigations of the processes of deformation and fracture of welded joints on nickel superalloys under conditions of mechanical and thermal loading are given. Structural transformations were investigated, and thermal-deformation processes in the heat-affected zone (HAZ) during the welding cycle were evaluated. The mechanisms of initiation and propagation of hot cracks in HAZ near the fusion line were determined, and local plastic strains under the thermal cycle conditions were assessed. Evolution of the stress-strain state in HAZ was analysed in terms of physical mesomechanics, and conclusions on the role of grain boundaries in the processes of initiation and propagation of cracks were made.

Работа выполнена в рамках совместного проекта РФФИ с НАН Украины (№ 10-01-90403-Укр).

1. Ющенко К. А., Савченко В. С., Звягинцева А. В. Влияние термообработки и степени легирования на структурные изменения никелевых сплавов // Автомат. сварка. — 2004. — № 7. — С. 14–16.
2. Ющенко К. А., Савченко В. С., Звягинцева А. В. Влияние структурных изменений при высокотемпературном нагреве на характеристики пластичности никелевых сплавов // Там же. — 2001. — № 4. — С. 14–18.
3. Ibekwe S. R., Gabb T. Impulse excitation study of elasticity of different precipitated microstructures in IN738LC at high temperatures // J. of Materials Eng. and Performance. — 2005. — 14. — P. 188–193.
4. Balicki E., Mirshams R. A., Raman A. Tensile strengthening in the nickel-base superalloy IN738LC // Ibid. — 2000. — 9, № 3. — P. 324–329.
5. Характер образования горячих трещин при сварке литых жаропрочных никелевых сплавов / К. А. Ющенко, В. С. Савченко, Н. О. Червяков, А. В. Звягинцева // Автомат. сварка. — 2004. — № 8. — С. 35–40.
6. Махненко В. И. Расчетные методы исследований кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка, 1976. — 320 с.
7. Романова В. А., Балохонов Р. П. Численное исследование деформационных процессов на поверхности и в объеме трехмерных поликристаллов // Физ. мезомеханика. — 2009. — 12, № 2. — С. 5–16.
8. Wilkins M. Computer simulation of dynamic phenomena. — Berlin: Springer-Verlag, 1999. — 265 p.
9. Панин В. Е., Егорушкин В. Е. Физическая мезомеханика и неравновесная термодинамика как методологическая основа наноматериаловедения // Физ. мезомеханика. — 2009. — 12. — № 4. — С. 7–26.
10. Панин В. Е., Егорушкин В. Е., Панин А. В. Эффект канализирования пластических сдвигов и нелинейные волны локализованной пластической деформации и разрушения // Там же. — 2010. — 13, № 5. — С. 7–26.

Поступила в редакцию 06.07.2012

НОВАЯ КНИГА

Акустична емісія при діагностуванні стану сховищ аміаку ВАТ «Одеський припортовий завод» / За ред. проф. А.Я. Недосеки. — К.: ІНДПРОМ, 2012.— 96 с. — Укр. яз.

Альбом може бути корисним для широкого загалу інженерів та наукових співробітників технічних спеціальностей, а також студентів та аспірантів, що вивчають явища акустичної емісії.

По вопросам реализации просьба обращаться в редакцию журнала «Автоматическая сварка»

