

ОСОБЕННОСТИ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ В СВАРНОМ СОЕДИНЕНИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА НА МАКРО- И МЕЗОУРОВНЯХ*

Балохонов Р.Р.^{1,2}, Романова В.А.¹, Батухтина Е.Е.¹, Мартынов С.А.¹

¹*ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск,
Россия*

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
г. Томск, Россия*

АННОТАЦИЯ

Численно исследовано напряженно-деформированное состояние в алюминиевых образцах с неразъемным соединением, полученным сваркой трением с перемешиванием, при растяжении и сжатии. Краевая динамическая задача решалась численно методом конечных разностей в постановке плоского деформированного состояния. Проведены расчеты на макро- и мезоуровнях. Структурная неоднородность сварного шва учитывалась явно посредством задания различия в механических свойствах материалов в различных зонах СТП соединения. На макроуровне в каждой зоне задавалась своя функция деформационного упрочнения, полученная на основе обработки экспериментальных кривых течения. На мезоуровне параметры функции упрочнения в локальных областях материала зависели от размера зерна поликристаллической структуры в соотношении Холла-Петча. Выявлена общая закономерность локализации напряженно-деформированного состояния в структурно-неоднородной среде.

Ключевые слова: механика сред со структурой; численное моделирование; сварка трением с перемешиванием; поликристаллическая структура; локализация пластической деформации

STRAIN LOCALISATION AND FRACTURE IN FRICTION STIR WELDED ALUMINUM ALLOYS ON THE MACRO- AND MESOSCALE LEVELS

Balokhonov R.R.^{1,2}, Romanova V.A.¹, Batukhtina E.E.¹, Martynov S.A.¹

¹*Institute of Strength Physics and Materials Science, Tomsk, Russia*

²*National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia*

ABSTRACT

Stress-strain state in aluminum samples with friction stir welding (FSW) joints is investigated under tension and compression. Plane strain dynamic boundary-value problem is solved numerically by the finite-difference method. Calculations are carried out on the macro- and mesoscale levels. Structure of the welded joints is accounted for explicitly by assigning unique mechanical properties to different FSW zones. On the macroscale level the strain hardening function simulates the experimental stress-strain behavior of the material formed inside the FSW zone. On the mesoscale level the strain hardening function parameters depend

* Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант №16-01-00469-а).

on the size of grains of polycrystalline structure according to Hall-Petch law. General pattern of the stress-strain localization in non-homogeneous media is revealed.

Keywords: mechanics of non-homogeneous media; numerical simulation; friction stir welding; polycrystalline structure; plastic strain localization

ВВЕДЕНИЕ

Сварка трением с перемешиванием (СТП) является относительно новым и перспективным способом соединения алюминиевых сплавов (рис.1), которая позволяет избежать плавления материалов в процессе сварки. Вращающийся рабочий инструмент со штифтом сложной геометрии (например, с наклонной резьбой) внедряется в стык между свариваемыми материалами (рис.1а) и движется под давлением в направлении стыка (рис.1б). Образующийся сварной шов имеет стороны набегания и отхода, на которых направления векторов скоростей движения и вращения рабочего инструмента совпадают, либо противоположны, соответственно. Основным преимуществом СТП по сравнению с другими способами сварки является отсутствие горячих трещин и пористости в сварном соединении, возможность соединения разнородных материалов и сварки листов достаточно большой толщины с минимумом подготовительных операций, а также экологическая чистота. Уже сегодня СТП технология широко применяется мировыми промышленными компаниями (см., к примеру, обзор [1]).

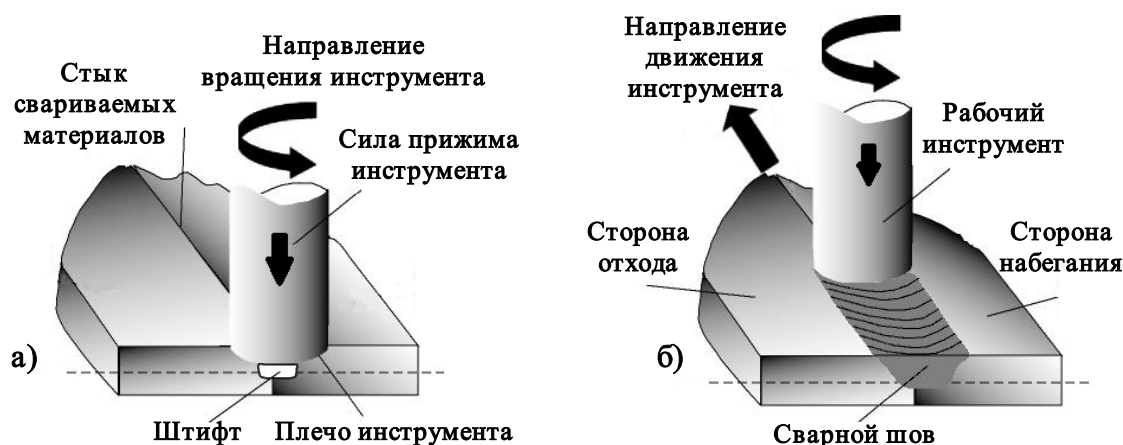


Рис.1.1. Схема процесса сварки трением с перемешиванием.

На сегодняшний день не существует единой научно-обоснованной теории формирования СТП соединений, особенно при использовании сплавов различных марок и разнородных металлов. Несмотря на уже широкое внедрение СТП технологий, механизмы деформации и разрушения материала в зоне сварного соединения и прилегающих областях до сих пор до конца не ясны. Остаются дискуссионными проблемы прочности и долговечности элементов сварных конструкций. Как результат, для каждого конкретного сочетания материалов и типов соединений необходимо проводить затратные научные исследования для оптимизации режимов сварки и эксперименты на механические испытания. Отсутствие научно-обоснованных общих принципов генерирует постоянный спрос на научные исследования в данной области [1-34].

Большинство российских и зарубежных работ посвящено экспериментальным исследованиям, направленным на оптимизацию режимов

СТП для различных типов соединений, исследованию микроструктуры и механических свойств материала в зонах соединений [1-20]. Эксперименты показывают, что соединяемые материалы при СТП подвергаются воздействию высоких температур и испытывают большие деформации, несмотря на то, что они остаются в твердом состоянии в течение всего процесса сварки. Это приводит к существенной модификации микроструктуры и изменению механических свойств. В первую очередь происходит изменение формы и размера зерен поликристаллической структуры. В отличие от квазиравномерного распределения зерен среднего размера, которое наблюдается в основном материале, в сварном соединении и прилегающих областях возникает сложная текстура с характерными границами между областями перемешивания. Образуются целые группы зерен разного размера, которые вытягиваются, образуя протяженные ламели. Данные ламели, в свою очередь, могут закручиваться, формируя группы ламелей различной толщины. Таким образом, в процессе СТП в зоне соединения и прилегающих к ней областях материала образуется сложная иерархически организованная структура. По сути – это новый композиционный материал, который характеризуется более ярко выраженной неоднородностью структуры и физико-механических свойств в разных направлениях по сравнению с основным материалом.

Теоретических и численных исследований, связанных с СТП значительно меньше. При этом подавляющее количество работ посвящено моделированию самого процесса сварки, распределению полей скоростей и температуры вокруг вращающегося элемента [21-25], включая изучение эволюции микроструктуры в процессе сварки [26,27]. Работы, связанные с моделированием механического нагружения образцов с СТП соединениями единичны и, в основном, носят исключительно макроскопический характер [22,28-33], даже если они основываются на идеологии иерархического и многоуровневого моделирования [20,34].

Цель настоящей работы – исследовать особенности локализации деформации и разрушения в СТП соединении алюминиевого сплава, связанных как с макроскопической неоднородностью образца в области СТП соединения, так и с наличием криволинейных границ раздела на мезоуровне.

1. ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

Динамическая краевая задача об одноосном нагружении структур в зоне сварного соединения решалась в постановке плоской деформации. В данном случае не равны нулю следующие компоненты тензора скорости деформации

$$\dot{\varepsilon}_{11} = \dot{u}_{1,1}, \quad \dot{\varepsilon}_{22} = \dot{u}_{2,2}, \quad \dot{\varepsilon}_{12} = \frac{1}{2}(\dot{u}_{1,2} + \dot{u}_{2,1}) \quad (1.1)$$

где u_1 и u_2 – компоненты вектора перемещений, точка и запятая обозначают производную по времени и координате, соответственно.

Законы сохранения массы и количества движения запишем в виде

$$\dot{V}/V = \varepsilon_{11} + \varepsilon_{22}, \quad (1.2)$$

$$\sigma_{11,1} + \sigma_{21,2} = \rho \dot{u}_1$$

$$\sigma_{12,1} + \sigma_{22,2} = \rho \dot{u}_2, \quad (1.3)$$

где σ_{ij} – компоненты тензора напряжений, V – удельный объем, ρ – плотность.

Принимая во внимание разложение тензора напряжений на шаровую и девиаторную составляющие $\sigma_{ij} = -P\delta_{ij} + S_{ij}$, тензора полных деформаций – на упругую и пластическую $\dot{\varepsilon}_{ij} = \dot{\varepsilon}_{ij}^e + \dot{\varepsilon}_{ij}^p$, а также гипотезу о пластической несжимаемости $\dot{\varepsilon}_{kk}^p = 0$, можно получить следующие соотношения для компонент тензора девиатора напряжений и давления

$$\begin{aligned}\dot{S}_{11} &= 2\mu\left(\dot{\varepsilon}_{11} - \frac{1}{3}\dot{\varepsilon}_{kk}\right) - 2\mu\lambda S_{11}; \\ \dot{S}_{22} &= 2\mu\left(\dot{\varepsilon}_{22} - \frac{1}{3}\dot{\varepsilon}_{kk}\right) - 2\mu\lambda S_{22};\end{aligned}\quad (1.4)$$

$$\begin{aligned}\dot{S}_{33} &= 2\mu\left(-\frac{1}{3}\dot{\varepsilon}_{kk}\right) - 2\mu\lambda S_{33} = -(\dot{S}_{11} + \dot{S}_{22}); \\ \dot{S}_{12} &= 2\mu\dot{\varepsilon}_{12} - 2\mu\lambda S_{12} \\ \dot{P} &= -K\dot{\varepsilon}_{kk}\end{aligned}\quad (1.5)$$

Коротационная производная Яумана учитывает поправку на поворот

$$\dot{S}_{ij}^* = \dot{S}_{ij} - S_{ik}\omega_{jk} - S_{jk}\omega_{ik}, \quad \text{где } \omega_{ij} = \frac{1}{2}(\dot{u}_{i,j} - \dot{u}_{j,i}) - \text{тензор вихря.}$$

Для описания неупругого поведения структур алюминиевого сплава используется закон пластического течения $\dot{\varepsilon}_{ij}^p = \dot{\lambda}S_{ij}$, ассоциированный с условием текучести вида

$$\sigma_{eq} - Y_0(\varepsilon_{eq}^p) = 0, \quad (1.6)$$

где в общем случае для интенсивностей напряжений и накопленной пластической деформации имеем

$$\sigma_{eq} = \frac{1}{\sqrt{2}}\sqrt{(S_{11} - S_{22})^2 + (S_{22} - S_{33})^2 + (S_{33} - S_{11})^2 + 6(S_{12}^2 + S_{23}^2 + S_{31}^2)}, \quad (1.7)$$

$$\varepsilon_{eq}^p = \frac{\sqrt{2}}{3}\int_0^t \sqrt{(\dot{\varepsilon}_{11}^p - \dot{\varepsilon}_{22}^p)^2 + (\dot{\varepsilon}_{22}^p - \dot{\varepsilon}_{33}^p)^2 + (\dot{\varepsilon}_{33}^p - \dot{\varepsilon}_{11}^p)^2 + 6(\dot{\varepsilon}_{12}^{p2} + \dot{\varepsilon}_{23}^{p2} + \dot{\varepsilon}_{31}^{p2})} dt \quad (1.8)$$

Функция изотропного упрочнения (поверхность текучести) имеет следующий вид

$$Y_0(\varepsilon_{eq}^p) = \sigma_s - (\sigma_s - \sigma_0)\exp(-\varepsilon_{eq}^p / \varepsilon_r^p), \quad (1.9)$$

Для описания зарождения и развития трещин используется энергетический критерий максимальной накопленной интенсивности пластических деформаций:

$$\varepsilon_{eq}^p = \delta, \quad (1.10)$$

Разрушение локальной области означает следующее. После выполнения критерия (1.10) проверяется вид напряженного состояния в данной области (ячейке расчетной сетки). Если область находится в условиях объемного растяжения ($\varepsilon_{kk} > 0$), то в ней принимаются равными нулю, как давление, так и девиатор ($S_{ij} = 0$ и $P = 0$), а для областей сжатия ($\varepsilon_{kk} < 0$) разрушенная область не сопротивляется только сдвигу ($S_{ij} = 0$).

Начальные условия при $t = 0$ для расчётной области $D(\mathbf{x}, t)$ с границей $\Gamma(\mathbf{x}, t)$, где \mathbf{x} – радиус-вектор, t – время, для любого $\mathbf{x} \in D(\mathbf{x}, 0)$ имеют вид

$$\dot{u}_i(\mathbf{x}) = 0, \sigma_{ij}(\mathbf{x}) = 0, \rho(\mathbf{x}) = \rho^0(\mathbf{x}), (i, j = 1, 2). \quad (1.11)$$

Здесь K и μ – модули объемного сжатия и сдвига, $\sigma_s(\mathbf{x})$ и $\sigma_0(\mathbf{x})$ – пределы прочности и текучести, $\varepsilon_r^p(\mathbf{x})$ связано с коэффициентом деформационного упрочнения, δ – критическая деформация, ρ^0 – начальная плотность, λ – скалярный множитель, который тождественно равен нулю в упругой области, δ_{ij} – символ Кронекера, суммирование ведется по повторяющимся индексам.

Граничные условия для задач на макро- и мезоуровнях будут определены по мере изложения в параграфах 2 и 3.

Система уравнений (1.1)-(1.11) решается численно методом конечных разностей. Используется явная схема второго порядка точности. Необходимо выполнение условия устойчивости Куранта

$$\Delta t = k_c \frac{h_{\min}}{C_l}, \quad (1.12)$$

где $0 < k_c < 1$ – число Куранта, h_{\min} – минимальный шаг расчётной сетки, C_l – продольная скорость звука. Согласно (1.12), упругое возмущение за один шаг по времени не должно проходить расстояние больше, чем минимальный шаг расчётной сетки. Границы между зонами сварного шва и зёрнами поликристаллической структуры проходят по узлам расчётной. На таких границах перемещения непрерывны и выполняются условия идеального механического контакта.

2. ДЕФОРМИРОВАНИЕ МАКРОСКОПИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ

При моделировании явным образом учитывалась экспериментально наблюдаемая структура образца на макроуровне (рис.2.1а), характеризующая наличием различных зон сварного соединения: ядро, основной материал и зона термомеханического влияния (ЗТМВ).

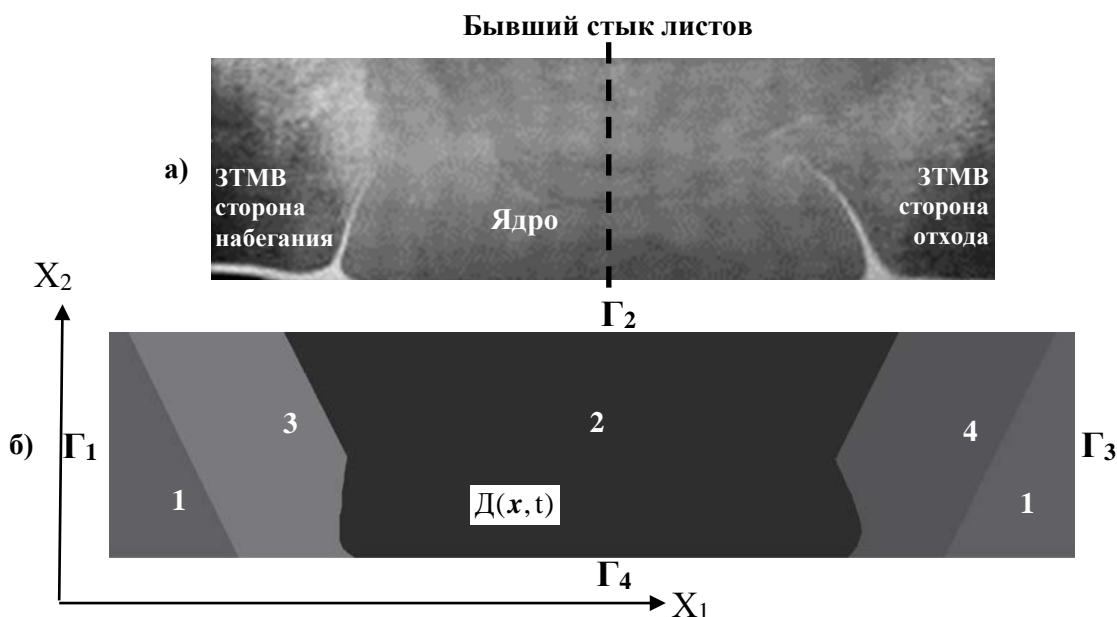


Рис.2.1. Экспериментальная [4] и модельная структуры макроскопических образцов, характерные для СТП соединения Д16.

Рассмотрим задачу о сжатии модельной структуры (рис.2.1б) вдоль направления X_2 .

Используя экспериментальные результаты механических испытаний образцов, вырезанных из основного материала и из материала ядра, определены параметры функции упрочнения (1.9) и условия (1.10) для разных зон сварного шва на сторонах набегания и отхода (табл.2.1). Значения параметров для материалов ЗТМВ определялись по экспериментальным значениям микротвердости в ЗТМВ, а также по экспериментальным кривым течения и микротвердости основного материала. К примеру, для предела текучести материала в ЗТМВ имеем

$$\sigma_0^{зтмв} = \frac{\sigma_0^{осн}}{HV^{осн}} HV^{зтмв} \tag{2.1}$$

Таблица 2.1.

Параметры модели и экспериментальные значения микротвердости для материалов в различных зонах СПТ соединения.

№	Зона сварного шва	ρ_0 , г/см ³	K , ГПа	μ , ГПа	σ_s , МПа	σ_0 , МПа	ε_r^p , %	δ , %	HV , МПа
1	Основной металл	2.7	60	27.7	457,6	344,1	6,2	20.9	950
3	Ядро	2.7	60	27.7	505,6	361,6	4,4	10.4	985
2	ЗТМВ на стороне набегания	2.7	60	27.7	453.5	338.3	6,3	22.3	934
4	ЗТМВ на стороне отхода	2.7	60	27.7	440.4	328.9	6,8	25.1	908

Функции упрочнения показаны на рис.2.2а.

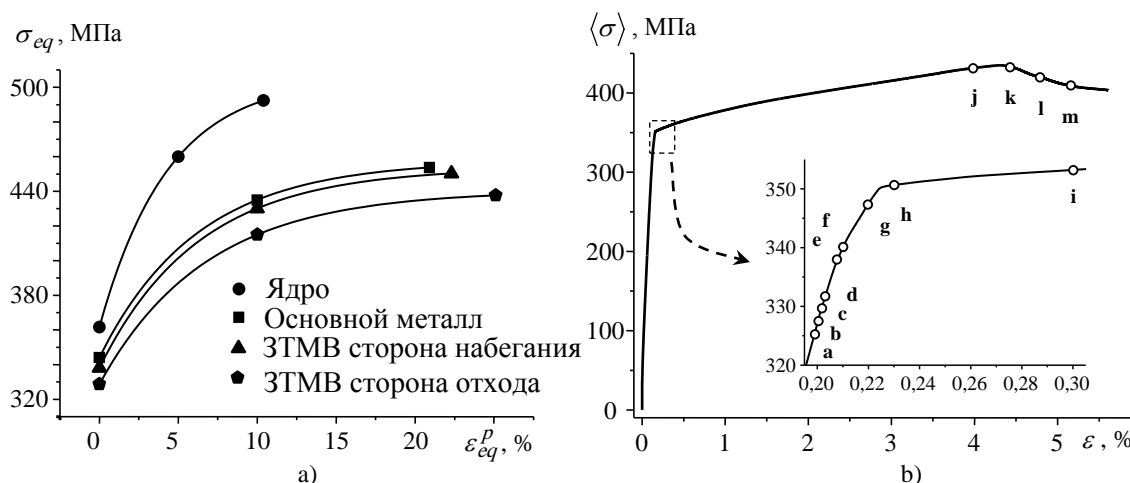


Рис.2.2. Механические свойства материалов в различных зонах сварного шва (а) и кривая течения при сжатии структуры, показанной на рис.2.1б, (б).

Граничные условия краевой задачи о сжатии макроскопического образца

$$\dot{u}_y(x,t) = -v \quad \text{для } t \geq 0, (x,y) \in \Gamma_2,$$

$$\begin{aligned}
\dot{u}_y(\mathbf{x}, t) &= 0 && \text{для } t \geq 0, (x, y) \in \Gamma_4, \\
\sigma_{ij}(\mathbf{x}, t) \cdot n_j &= 0 && \text{для } t \geq 0, (x, y) \in \Gamma_1 \cup \Gamma_3, \\
\sigma_{xy}(\mathbf{x}, t) &= 0 && \text{для } t \geq 0, (x, y) \in \Gamma_2 \cup \Gamma_4.
\end{aligned} \tag{2.2}$$

Здесь $\Gamma = \Gamma_1 \cup \Gamma_2 \cup \Gamma_3 \cup \Gamma_4$ – граница расчетной области, v – скорость, n_j – нормаль к соответствующим поверхностям Γ_1 и Γ_3 .

Последовательная картина локализации пластического течения и разрушения представлена на рис.2.2б, 2.3-2.5. На начальном этапе нагружения, когда весь объем материала испытывает упругие деформации, образец ведет себя как однородный. Наблюдается равномерное сжатие образца в направлении Y и относительное удлинение в направлении X. Как только средний уровень напряжений достигает критической величины, ЗТМВ на стороне отхода начинает деформироваться пластически. В этот момент в продолжающемся деформироваться упруго ядре в месте максимальной кривизны границы раздела «ядро-ЗТМВ» возникает концентрация напряжений. Первоначально пластическая деформация зарождается вблизи участка границы раздела с ядром, распространяется по направлению к границе раздела «основной материал – ЗТМВ» (рис.2.3а-с) и затем заполняет весь объем ЗТМВ на стороне отхода (рис.2.3д). При этом происходит локализация деформации вблизи наиболее криволинейных участков границы раздела, а также непосредственно вдоль линий границ раздела (рис.2.4е), т.к. направление данных линий близко к направлению действия максимальных касательных напряжений, хотя, однако, полностью не совпадает с данным направлением. Максимальные значения интенсивности пластических деформаций наблюдаются в местах выхода границы раздела на верхнюю и нижнюю поверхности образца.

При нарастании внешней нагрузки от данных мест образуются полосы локализованного пластического сдвига, которые развиваются строго в направлении действия максимальных касательных напряжений, т.е. под углом 45 градусов к оси сжатия (рис.2.4ф). Развитие данных полос подавляет локализацию деформации вдоль линий границ раздела (сравнить рис.2.4е и ф). Одновременно на данном этапе нагружения происходит следующее. Во-первых, в пластическое состояние переходит материал ЗТМВ на стороне набегания (рис.2.4ф): также как и на стороне отхода, деформация локализуется вблизи неровностей границ раздела и формируются полосы сдвига. Во-вторых, происходит локализация деформации в основном материале вблизи границы раздела с ЗТМВ, как на стороне набегания, так и на стороне отхода (рис.2.4ф). Локализация наиболее ярко выражена на стороне отхода и возникает в месте выхода границ раздела на верхнюю нагружаемую поверхность образца, что отличается от предыдущего этапа нагружения, когда максимальные значения наблюдались в ЗТМВ в месте пересечения границы раздела с нижней закрепленной поверхностью образца. Таким образом, на разных этапах нагружения максимальные локальные значения пластической деформации могут наблюдаться в различных местах (сравнить рис.2.4е и ф).

При дальнейшем нагружении большая часть основного материала дюралюминия переходит в пластическое состояние (рис.2.4г). Однако происходит это первоначально не на стороне отхода, а на стороне набегания. Связано это с тем, что на стороне отхода диссипация внешне подводимой энергии локализована в месте выхода границы раздела на поверхность нагружения, тогда

как на стороне набегания локализация в данном месте выражена менее ярко и деформация рассредоточена по всему объему основного материала (рис.2.4g). На данном этапе деформирования происходит зарождение пластических сдвигов в шве в местах наибольшей кривизны границы раздела с ЗТМВ на стороне отхода (рис.2.4g).

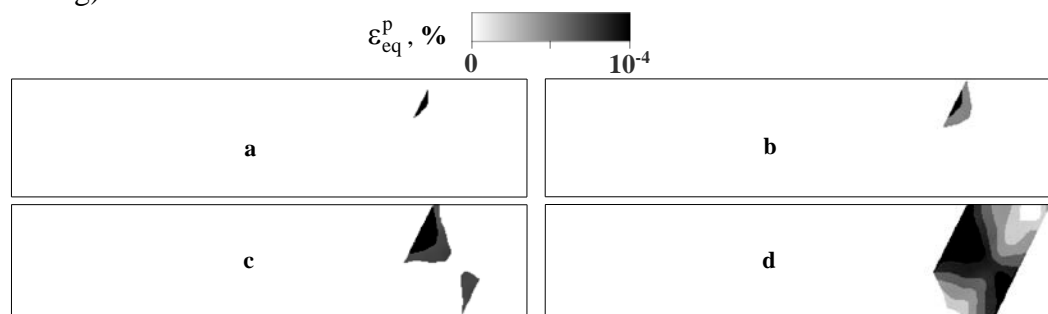


Рис.2.3. Зарождение пластических сдвигов в ЗТМВ. Состояния a-d показаны на рисунке 2.2б.

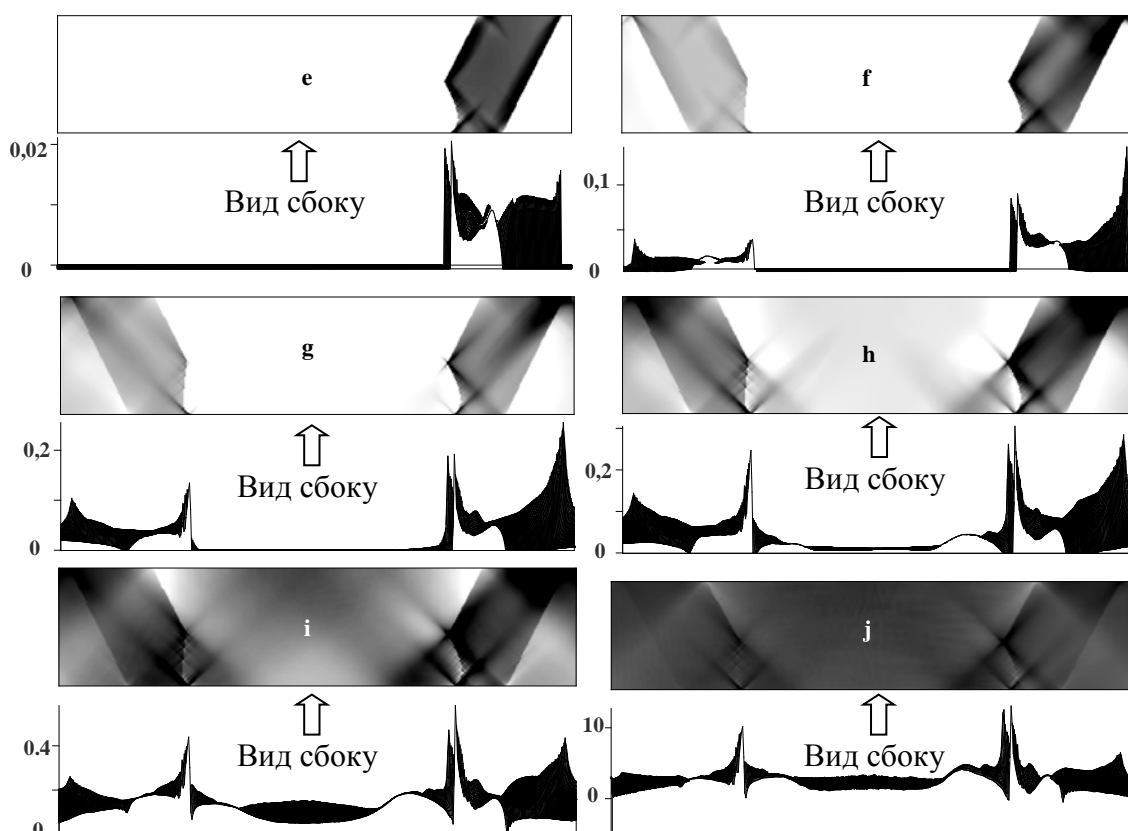


Рис.2.4. Интенсивность пластических деформаций $\varepsilon_{eq}^p, \%$ для состояний e-j, показанных на рисунке 2.2б. Диапазон черно-белой шкалы для каждого состояния указан на нижних профилях, представляющих собой вид сбоку.

На заключительном этапе вовлечения сварного соединения в процесс интенсивного деформирования пластические сдвиги постепенно заполняют шов (рис.2.4h-j). Наиболее подверженной деформированию оказывается нижняя часть шва, где границы раздела «ядро-ЗТМВ» обладают наибольшей кривизной. Именно здесь первоначально зарождается пластическое течение

и распространяется по направлению к нагружаемой поверхности (рис.2.4g,h). Необходимо отметить, что даже на развитых стадиях пластического течения в шве наблюдаются локальные области, которые продолжают деформироваться упруго (рис.2.4i). Данные области расположены в местах выхода границы раздела «ядро–ЗТМВ» на верхнюю нагружаемую поверхность образца, и их размер постепенно уменьшается по мере нарастания нагрузки. Такие слабдеформированные области могут оставаться вплоть до стадии предразрушения образца (рис.2.4j). На данной стадии нагружения происходит обратное перераспределение областей локализации пластической деформации – область максимальной интенсивности пластических деформаций перемещается из основного материала в ЗТМВ вблизи пересечения границы раздела «ядро – ЗТМВ» с нижней поверхностью образца (сравнить рис.2.4g и i).

На стадии предразрушения величина максимальной локализации пластического течения в ядре в середине образца вблизи места наибольшей кривизны границы раздела «ядро – ЗТМВ» на стороне отхода возрастает (сравнить рис.2.4i и j). Несмотря на то, что данная величина остается меньше соответствующей величины в ЗТМВ вблизи нижней поверхности, разрушение образца начинается именно в ядре в середине образца. Происходит это благодаря тому, что материал ядра обладает наименьшей пластичностью, хотя и наибольшей прочностью (см.табл.2.1), и, в соответствии с критерием (1.10), зарождение трещины в нем может происходить раньше, чем в других областях сварного соединения при прочих равных условиях.

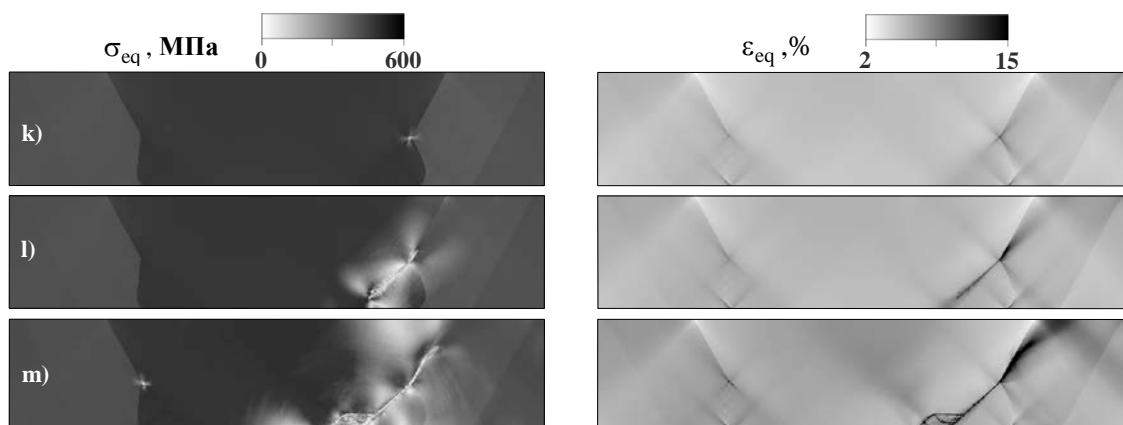


Рис.2.5. Распределения напряжений и пластических деформаций для состояний k-m, показанных на рис.2.2б.

Трещина первоначально зарождается в области криволинейной границы раздела «ядро – ЗТМВ» (рис.2.5k), распространяется по ядру в направлении действия максимальных касательных напряжений, выходит на нижнюю закрепленную поверхность образца и останавливается (рис.2.5l). При зарождении трещины в месте, где возникла первая локальная область разрушения, материал шва начинает интенсивно деформироваться. Вокруг данной области возникают локальные концентрации напряжений, как в ядре, так и в ЗТМВ. Поэтому, как только разгрузка образца за счет роста трещины в ядре останавливается на нижней закрепленной поверхности, так сразу же резко интенсифицируется локальное деформирование областей материала вблизи другого конца трещины. Рост данной трещины активизируется от места ее зарождения в противоположном направлении по материалу ЗТМВ на стороне отхода (рис.2.5m). Одновременно у

границы раздела «ядро – ЗТМВ» на стороне набегания зарождается вторая трещина (рис.2.5м). При дальнейшем нагружении данная трещина будет распространяться по шву, а первая трещина выйдет на нагружаемую поверхность, и образец потеряет прочность на макроуровне.

Для проверки достоверности по лученного решения и сделанных по результатам моделирования физических выводов была проведена серия расчетов на сеточную сходимость результатов расчетов (рис.2.6,2.7). Варьировался шаг расчетной сетки. Расчетная область аппроксимировалась различным количеством узлов: 1886x439, 943x220, 472x110, 269x63, 236x55, 157x37. Рис.2.6 иллюстрирует макроскопическое поведение исследуемой структуры на стадии предразрушения и разрушения, когда зарождается и распространяется первая трещина в шве и околошовной зоне на стороне отхода. Видно, что, во-первых, кривые течения при разрешении выше 943x220 полностью совпадают на стадии предразрушения, а для случаев с меньшим разрешением отличаются друг от друга незначительно. Во-вторых, ниспадающие участки кривых течения, которые характеризуют процесс распространения трещины, располагаются параллельно друг другу. Это свидетельствует о том, что скорость движения трещины одинаковая при различной точности аппроксимации. Ошибка в результатах расчетов для разбиения с различной точностью, связанная с разницей в максимальных значениях усредненного напряжения, при котором происходит разрушение, в целом составляет не более 7% (рис.2.6а), а само решение в данном диапазоне сходится (рис.2.6б), подчиняясь экспоненциальному

закону $\langle \sigma \rangle_{\max} = \sigma_{act} + \sigma_{mesh} \exp\left(\frac{N_x}{N_{ref}}\right)$, где $\sigma_{act} = 490$ МПа – действительное значение напряжения зарождения трещины, $\sigma_{mesh} = -54$ МПа – уменьшение локальной концентрации напряжений, связанное с ошибкой аппроксимации за счет огрубления расчетной сетки, $N_{ref} = 250$ – относительное число ячеек.

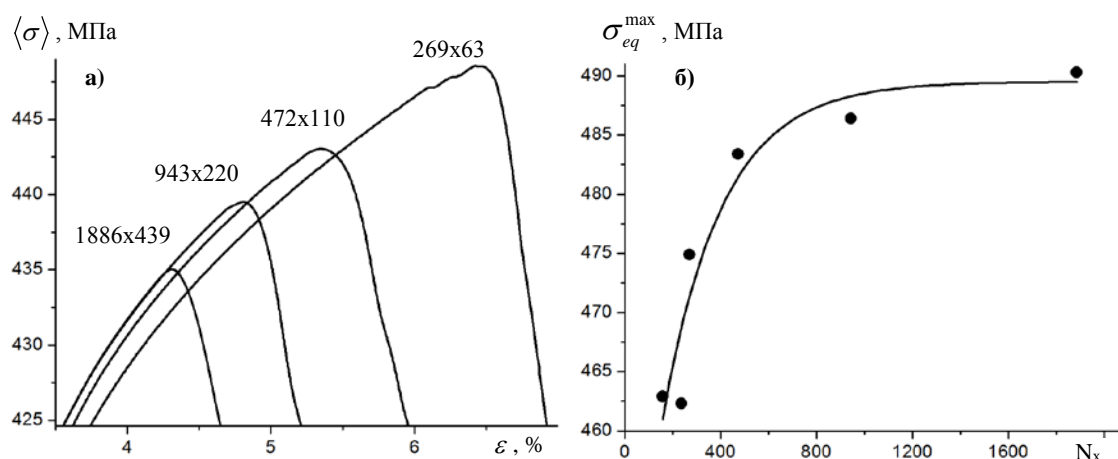


Рис.2.6. Участки макроскопических кривых течения на стадии разрушения для различных размеров конечно-разностной расчётной сетки (а) и зависимость максимальной концентрации напряжений на стадии предразрушения образца от количества узлов конечно-разностной расчётной сетки в направлении X_1 (б).

В свою очередь, рис.2.7 иллюстрируют зависимость характеристик пластического течения и разрушения от шага аппроксимации по пространству.

Установлено, что для сеток, имеющих в направлении X_1 более 300 аппроксимационных узлов, результаты можно считать достоверными, а начиная с сеток с 500 узлами и более – совпадающими друг с другом. Показано, что как полосы локализованного пластического сдвига (рис.2.7а), так и трещины (рис.2.7б) имеют физические размеры, которые определяются характерной геометрией, степенью кривизны границ раздела и образца в целом, и слабо зависят от размера элементарной ячейки аппроксимации.

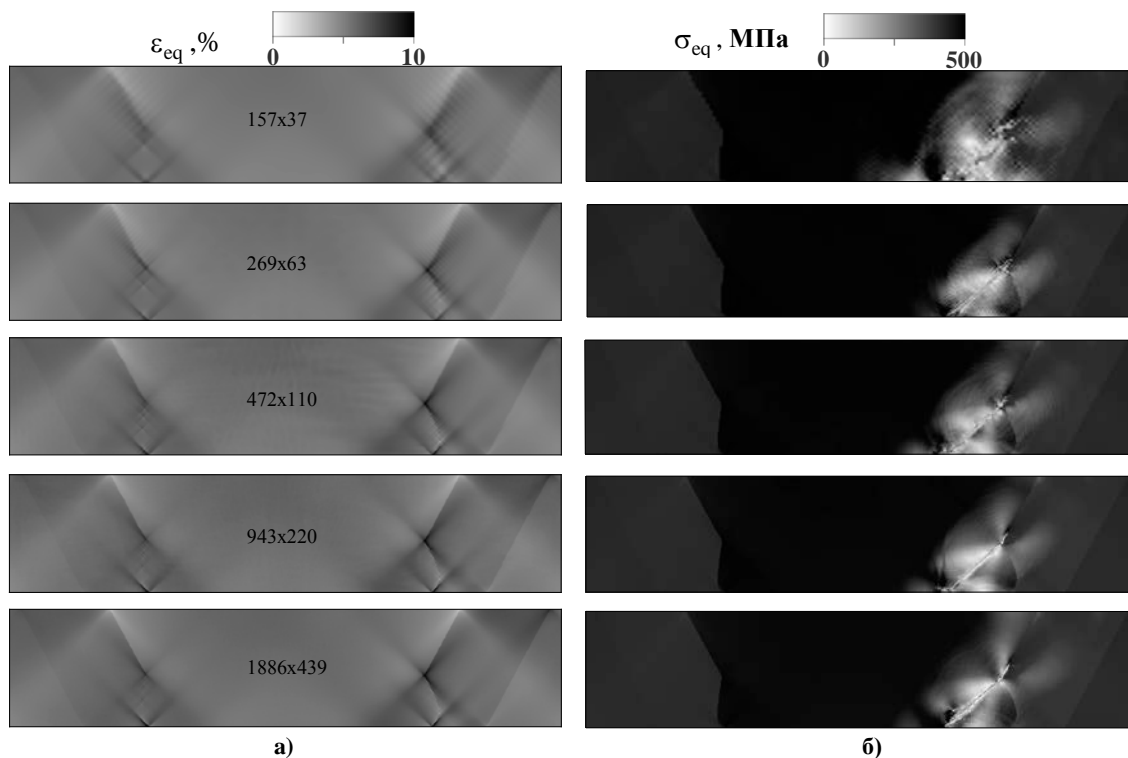


Рис.2.7. Распределение пластических деформаций на стадии предразрушения (а) и напряжений на стадии разрушения (б) образца для сеток различного размера.

3. МЕЗОУРОВЕНЬ. ВЛИЯНИЕ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ НА СТОРОНЕ ОТХОДА

На мезоскопическом масштабном уровне учтена поликристаллическая структура, основной особенностью которой на стороне отхода является наличие вытянутых зерен в ЗТМВ (рис.3.1а).

Для генерации поликристаллических структур использовалась разработанная ранее процедура [35], включающая этапы задания центров зарождения и роста зерен по сферическому закону. Процедура модифицирована для генерации вытянутых зерен в ЗТМВ, где их рост осуществляется по эллиптическому закону (рис.3.1б-г).

Необходимо отметить, что на рис.3.1г представлено не три, а одна и та же ЗТМВ – зона сварного шва на стороне отхода. Такой вид структуры является единственно возможным, чтобы удовлетворить двум необходимым условиям. Первое заключается в том, что модельная структура должна быть периодической: если зерно в процессе процедуры роста выходит за границу расчетной области, его рост продолжается на противоположной стороне расчетной области.

Периодичность структуры необходима, чтобы правильно определять размер зерен, расположенных вдоль границы расчетной области, т.к. от размера зерна зависит его предел текучести. Другими словами, если микроструктура будет не периодичной, то вдоль границы расчетной области будут располагаться «обрезанные» зерна, размер которых меньше среднего физического размера зерен, и, следовательно, предел текучести этих зерен будет искусственно завышен. Таким образом, необходимо, чтобы вблизи обеих левой и правой, а также верхней и нижней границ расчетной области располагались зерна одного типа и размера. В направлении X_2 это условие легко удовлетворяется, т.к. на верхней и на нижней границах располагаются зерна одного размера из одной и той же зоны сварного шва. А для того, чтобы создать периодическую структуру в направлении X_1 , необходимо удовлетворить второе, физическое условие – ЗТМВ должна располагаться между основным материалом и ядром. Структура, одновременно удовлетворяющая первому и второму условию, т.е. структура с одинаковым размером зерен вблизи левой и правой границ расчетной области, с одной стороны, и учитывающая две границы раздела «основной материал – ЗТМВ» и «ЗТМВ – ядро», с другой стороны, может быть создана только по типу, представленному на рис.3.1г.

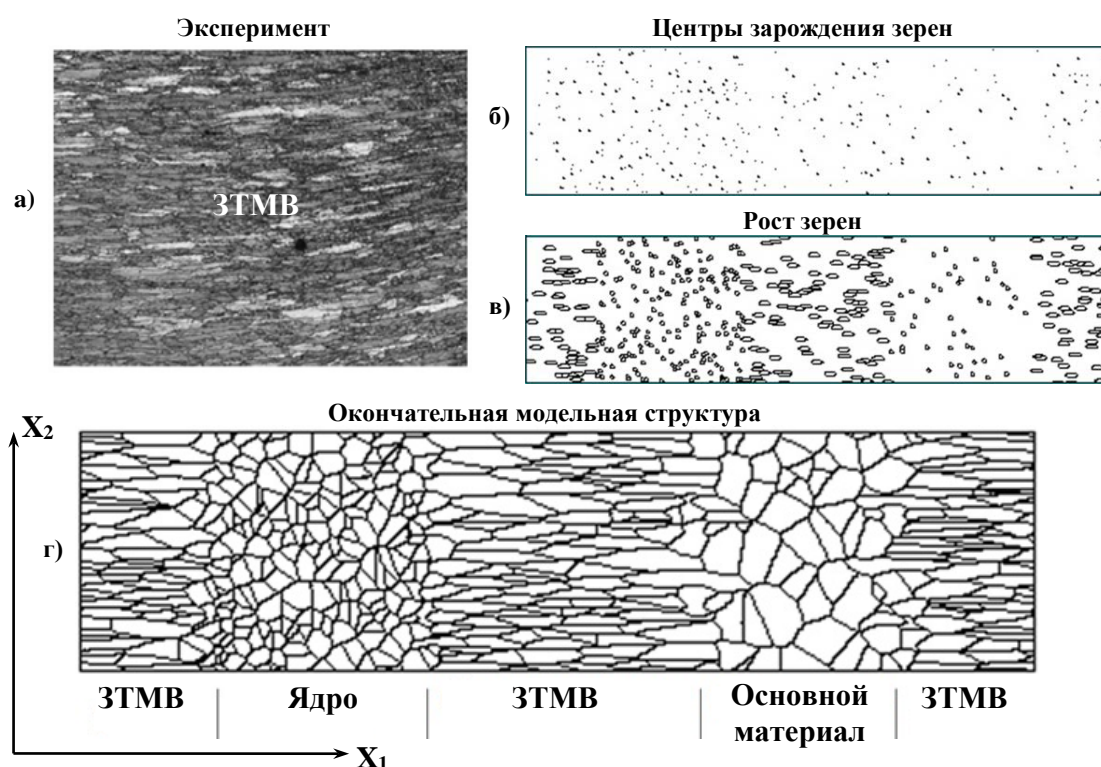


Рис.3.1. Экспериментальная структура материала в ЗТМВ [5] (а) и модельная поликристаллическая структура сварного соединения на стороне отхода (б-г).

Алюминий – квазиизотропный материал, коэффициент анизотропии которого составляет около 20%, и дислокации имеют возможность двигаться сразу по нескольким системам скольжения. Поэтому в работе используется модель изотропного материала, а для описания различия в кристаллографической ориентации отдельных зерен упругие модули варьировались от кристаллита

к кристаллиту случайным образом в пределах $\pm 10\%$ от средних значений, представленных в таблице 2.1. Таким образом, максимальные и минимальные значения модулей отличались на 20%. Пластические свойства зерен варьировались в зависимости от их размера в диапазоне, показанном на рис.3.2, где предел текучести σ_0 в соотношении (1.9) для отдельного зерна определялся в соответствии с уравнением типа Холла-Петча

$$\sigma_0 = \kappa d^{-1/2}, \quad (3.1)$$

где d – диаметр данного зерна, рассчитанный как диаметр окружности с площадью, соответствующей площади, занимаемой зерном.

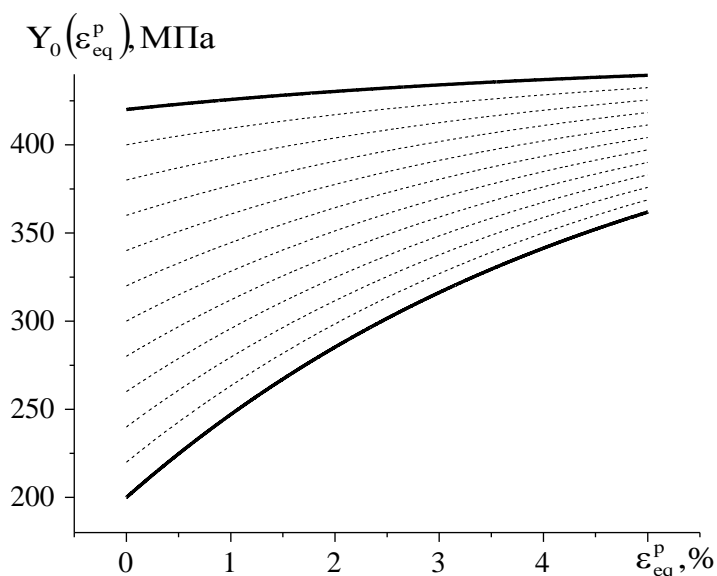


Рис.3.2. Функции текучести для отдельных зерен различного размера структуры, представленной на рис.2.7.

Поликристаллическая структура подвергалась одноосному растяжению вдоль оси X_1 (рис.3.1)

$$\begin{aligned} \dot{\epsilon}_x(x, y, t) &= -v && \text{для } t \geq 0, (x, y) \in \Gamma_1, \\ \dot{\epsilon}_x(x, y, t) &= v && \text{для } t \geq 0, (x, y) \in \Gamma_3, \\ \sigma_{ij}(x, y, t) \cdot n_j &= 0 && \text{для } t \geq 0, (x, y) \in \Gamma_2, \\ \dot{\epsilon}_y(x, y, t) &= 0 && \text{для } t \geq 0, (x, y) \in \Gamma_4, \\ \sigma_{xy}(x, y, t) &= 0 && \text{для } t \geq 0, (x, y) \in \Gamma_1 \cup \Gamma_3 \cup \Gamma_4. \end{aligned}$$

На рис.3.3 представлена усредненная кривая течения структуры. Выделяются традиционные стадии деформирования: I – упругость, II – пластичность, III – разрушение (рис.3.3а).

На стадии I все зерна деформируются упруго. За счет разницы в упругих модулях кристаллитов распределение напряжений и упругих деформаций неоднородно. Вдоль границ зерен формируются концентрации напряжений различной мощности в зависимости от локальной геометрии. Наибольшая степень концентрации наблюдается в области тройных стыков зерен (рис.3.4). Наибольший вклад в интенсивность напряжений вносит компонента тензора напряжений σ_{11} , действующая в направлении растяжения. Однако напряжения σ_{22} , действующие перпендикулярно оси растяжения, также отличны от нуля

и существенно неоднородны (рис.3.5). Области положительных (растягивающих) и отрицательных (сжимающих) напряжений σ_{22} распределены периодически.

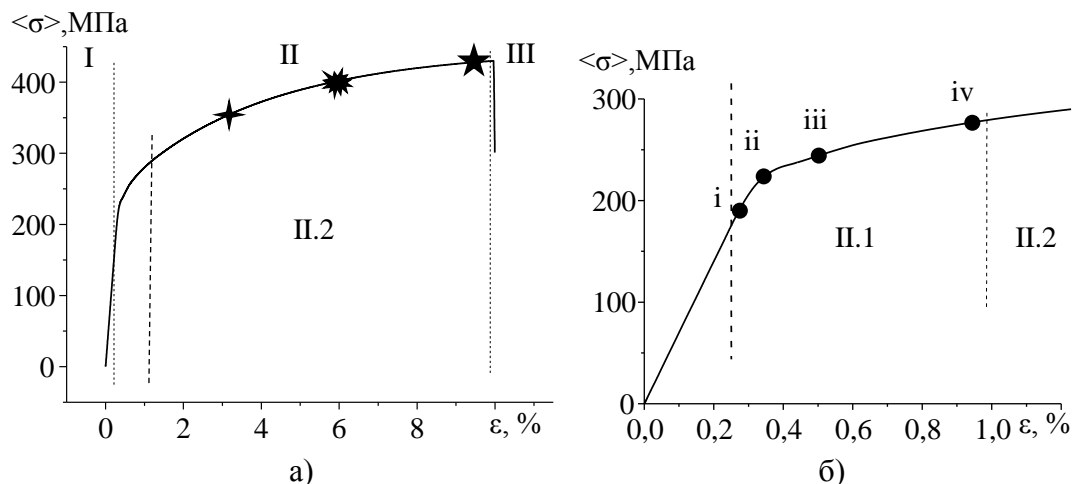


Рис.3.3. Кривая течения поликристаллической структуры, представленной на рис.3.1, (а) и ее фрагмент на начальной стадии растяжения (б).

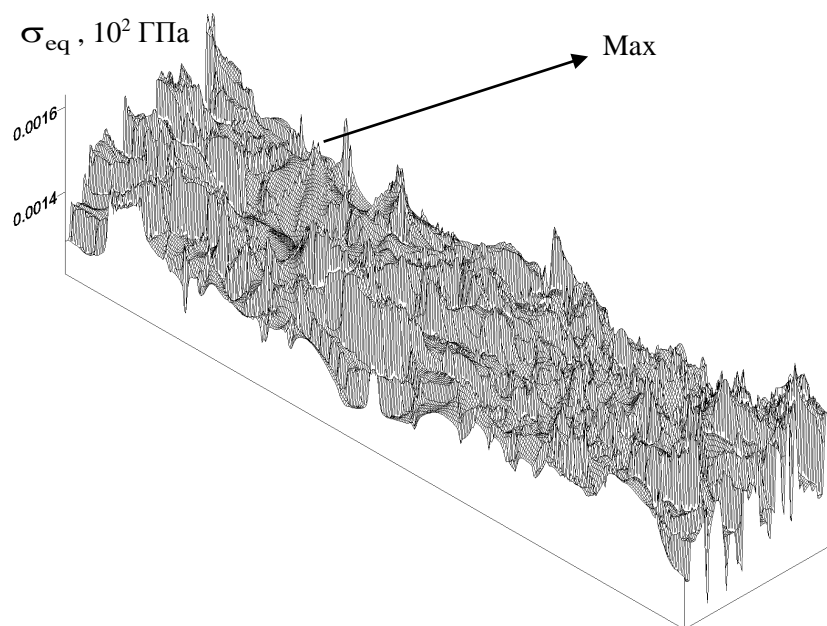


Рис.3.4. Интенсивности напряжений на упругой стадии растяжения структуры, представленной на рис.3.1.

Стадия пластического течения, обозначенная цифрой II на кривой течения (рис.3.1а), подразделяется на две основные стадии. На первой стадии II.1 (рис.3.1б) пластическая деформация постепенно заполняет сварное соединение. Первоначально пластические сдвиги появляются в отдельных зернах крупнозернистой структуры основного материала, затем постепенно распространяются в ЗТМВ (рис.3.6,i-ii). Этому соответствует изменение наклона кривой нагружения при переходе от линейного упругого участка к нелинейной пластической ветви (участок i-ii, рис.3.1б). Далее пластическая деформация охватывает ядро (рис.3.6,iii-iv). При этом локализация в ЗТМВ наиболее ярко выражена вблизи границы с основным материалом, чем вблизи границы с ядром (рис.3.6,iv).

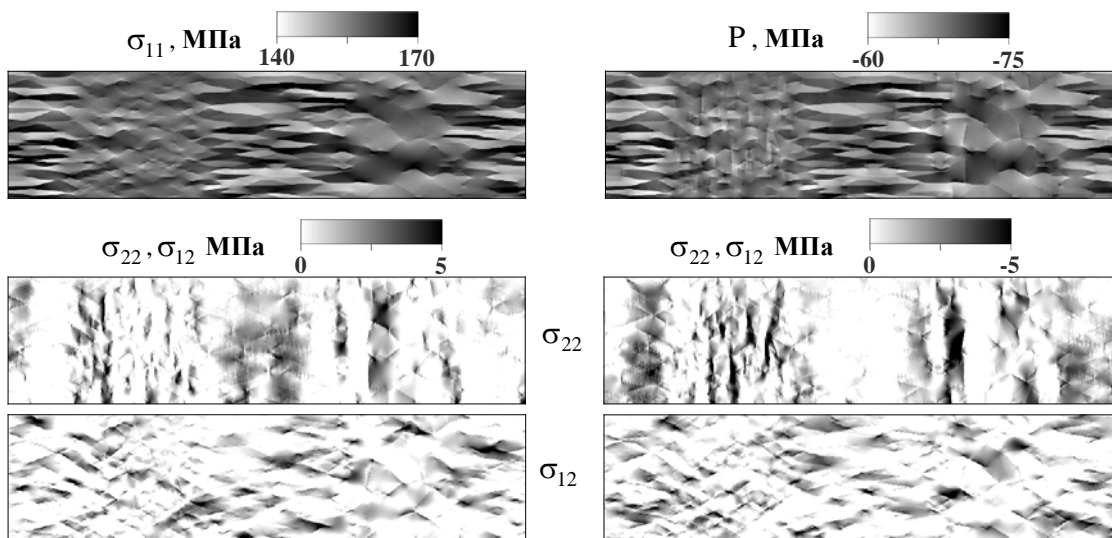


Рис.3.5. Распределения компонент тензора напряжений и давления на упругой стадии растяжения структуры, представленной на рис.3.1.

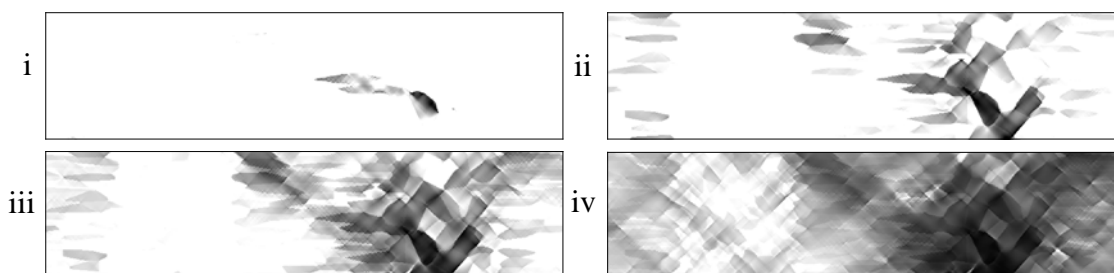


Рис.3.6. Интенсивность пластических деформаций в моменты нагружения, отмеченные на рис.3.1б. Черный цвет – 0.03 (i), 0.2 (ii), 0.5 (iii) и 2.% (iv).

На стадии развитого пластического течения П.2 (рис.3.1) общий уровень локализации пластической деформации возрастает с ростом нагрузки. Наиболее важным результатом является то, что на разных этапах нагружения максимальный уровень интенсивности пластической деформации наблюдается в различных областях сварного соединения. Это проиллюстрировано на рис.3.7, где приведены профили интенсивности пластической деформации. Перераспределение напряжений и деформаций в процессе нагружения происходит в результате различия деформационного отклика кристаллитов, который в свою очередь определяется криволинейной формой зерен (локальной кривизной границ зерен), историей нагружения (характеристиками деформационного упрочнения) и местоположением зерна в расчетной области.

Поскольку материал разрушается в области максимальной локализации пластического течения, а данная область наблюдается в различных местах СТП-соединения в процессе нагружения, то при прочих равных условиях место зарождения трещины определяется величиной предельной деформации δ исследуемого сплава. В зависимости от значения δ разрушение СТП соединения на стороне отхода может произойти либо в основном материале, либо ЗМТВ, либо даже в наиболее прочном ядре. Данный вывод проиллюстрирован на рис.3.7б, где приведены результаты трех расчетов, в которых задавались различные значения δ . Видно, что трещина зарождается в различных местах расчетной области,

т.е. в тех локальных областях материала, где на данный момент нагружения наблюдается максимальная интенсивность пластических деформаций.

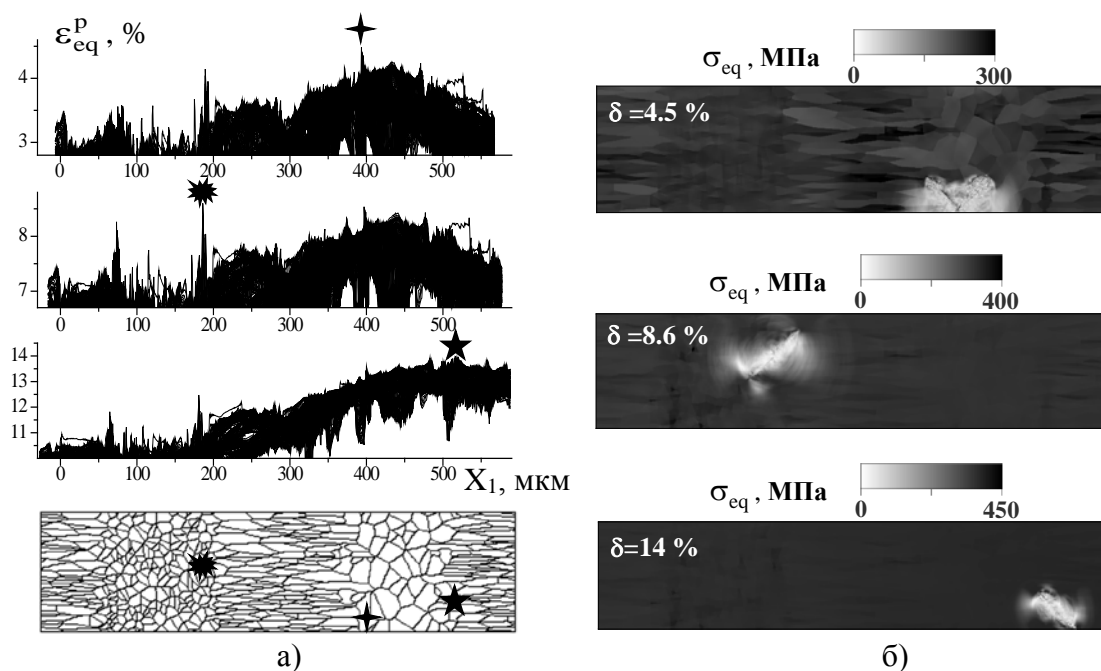


Рис.3.7. Области максимальной интенсивности пластических деформаций в различные моменты нагружения (а), показанные на рис.3.1а, и интенсивность напряжений на начальном этапе распространения трещин в различных зонах СТП-соединения для трех различных расчетов, проведенных с разными значениями предельной деформации δ (б).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Установлено, что как на макро-, так и на мезоуровне, благодаря наличию границ раздела происходит локализация пластического течения. Основным результатом заключается в том, что области максимальной локализации изменяют свое местоположение в процессе деформирования. Наиболее ярко этот эффект выражен на мезоуровне, где структурная неоднородность характеризуется существенной криволинейностью границ раздела – массивами зерен поликристаллической структуры различного размера и формы. Перераспределение областей локализации пластической деформации, сопровождаемое изменением местоположения области ее максимального значения, происходит на развитой стадии пластического течения вплоть до стадии предразрушения. Этот процесс контролируется взаимосвязанными процессами деформационного упрочнения в отдельных зернах криволинейной формы, каждое из которых имеет свою историю нагружения. Такое перераспределение происходит и на макроуровне, где границы раздела между отдельными зонами сварного шва имеют прямолинейную форму, а материал внутри зон однороден. Менее ярко выраженная структурная неоднородность на макроуровне приводит к тому, что изменение местоположения областей с максимальной локализацией происходит только на начальной стадии деформирования, когда различные зоны сварного соединения последовательно вовлекаются в пластическое течение.

Аналогичные выводы были сделаны нами ранее [36,37] для совершенно другого материала – стали с керамическим покрытием, имеющего отличные от рассматриваемых в данной работе механические характеристики и абсолютно другой тип структурной неоднородности – игольчатую границу раздела между покрытием и подложкой.

Три независимых расчета для различных материалов с различным типом структурной неоднородности при различных видах внешней нагрузки позволяют делать следующий общий вывод. В процессе деформирования структурно-неоднородной среды за счет криволинейности границ раздела между компонентами структуры, обладающими разными механическими свойствами, происходит перераспределение областей локализации напряженно-деформированного состояния. На различных этапах нагружения области максимальной интенсивности напряжений и пластических деформаций могут наблюдаться в различных местах нагружаемого образца. Это означает, что при прочих равных условиях предел прочности является одной из самых важных характеристик материала, определяющих место возникновения разрушения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Сергеева Е.В. *Сварка трением с перемешиванием в авиакосмической промышленности (Обзор)* // Автоматическая сварка. – 2013. – №5. – С.58-62.
2. Бубенок Е.С. *Соединение разнородных металлов сваркой трением с перемешиванием (Cu-Al)* // Вестник Донского государственного технического университета. – 2013. – Т.13. – №7-8. – С.42-48.
3. Миронов С.Ю. *Кристаллографические текстуры, формирующиеся при сварке трением с перемешиванием* // Физическая мезомеханика. – 2014. – Т.17. – №2. – С.43-54.
4. Колубаев А.В., Колубаев Е.А., Сизова О.В., Морхат Т.В., Рубцов В.Е., Тарасов С.Ю., Васильев П.А. *Общие закономерности формирования микроструктуры при сварке трением с перемешиванием и трении скольжения* // Трение и износ. – 2015. – Т.36. – №2. – С.167-173.
5. Dumont M., Steuwer A., Deschamps A., Peel M., Withers P.J. *Microstructure mapping in friction stir welds of 7449 aluminium alloy using SAXS* // Acta Materialia. – 2006. – Vol.54. – Pp. 4793-4801.
6. Mishra R.S., Ma Z.Y. *Friction stir welding and processing* // Materials Science and Engineering R. – 2005. – Vol.50. – Pp.1-78.
7. Nandan R., DebRoy T., Bhadeshia H.K.D.H. *Recent advances in friction-stir welding. Process, weldment structure and properties* // Progress in Materials Science. – 2008. – Vol.53. – Pp.980-1023.
8. Fuller C.B., Mahoney M.W., Calabrese M., Micono L. *Evolution of microstructure and mechanical properties in naturally aged 7050 and 7075 Al friction stir welds* // Materials Science and Engineering A. – 2010. – Vol.527. – Pp.2233-2240.
9. Mironov S., Masaki K., Sato Y.S., Kokawa H. *Relationship between material flow and abnormal grain growth in friction-stir welds* // Scripta Materialia. – 2012. – Vol.67. – Pp.983-986.
10. Liu H.J., Hou J.C., Guo H. *Effect of welding speed on microstructure and mechanical properties of self-reacting friction stir welded 6061-T6 aluminum alloy* // Materials and Design. – 2013. – Vol.50. – Pp.872-878.

11. Lorraina O., Favier V., Zahrounic H., Lawrjaniec D. *Understanding the material flow path of friction stir welding process using unthreaded tools* // J. of Materials Processing Technology. – 2010. – Vol.210. – Pp.603-609.
12. Dubourg L., Merati A., Jahazi M. *Process optimisation and mechanical properties of friction stir lap welds of 7075-T6 stringers on 2024-T3 skin* // Materials and Design. – 2010. – Vol.31. – Pp.3324-3330.
13. Linton V.M., Ripley M.I. *Influence of time on residual stresses in friction stir welds in agehardenable 7xxx aluminium alloys* // Acta Materialia. – 2008. – Vol.56. – Pp.4319-4327.
14. Fratini L., Buffa G., Shivpuri R. *Mechanical and metallurgical effects of in process cooling during friction stir welding of AA7075-T6 butt joints* // Acta Materialia. – 2010. – Vol.58. – Pp.2056-2067.
15. Muthua M.F.X., Jayabalan V. *Tool travel speed effects on the microstructure of friction stir welded aluminum-copper joints* // J. of Materials Processing Technology. – 2015. – Vol.217. – Pp.105-113.
16. Yoon T.J., Kang C.Y. *Observations on metallurgical phenomena and formation of onion ring nugget during friction stir lap welding of dissimilar aluminum by a new 3D technique* // Materials Letters. – 2015. – Vol.142. – Pp.253-257.
17. Aval H.J. *Influences of pin profile on the mechanical and microstructural behaviors in dissimilar friction stir welded AA6082-AA7075 butt joint* // Materials and Design. – 2015. – Vol.67. – Pp.413-421.
18. Rao H.M., Yuan W., Badarinarayan H. *Effect of process parameters on mechanical properties of friction stir spot welded magnesium to aluminum alloys* // Materials and Design. – 2015. – Vol.66. – Pp.235-245.
19. Malopheyev S., Mironov S., Kulitskiy V., Kaibyshev R. *Friction-stir welding of ultra-fine grained sheets of Al-Mg-Sc-Zr alloy* // Materials Science & Engineering A. – 2015. – Vol.624. – Pp.132-139.
20. Simar A., Bréchet Y., de Meester B., Denquin A., Gallais C., Pardoën T. *Integrated modeling of friction stir welding of 6xxx series Al alloys: Process, microstructure and properties* // Progress in Materials Science. – 2012. – Vol.57. – Pp.95-183.
21. Shojaefard M.H., Akbari M., Khalkhali A., Asadi P., Parivar A.H. *Optimization of microstructural and mechanical properties of friction stir welding using the cellular automaton and Taguchi method* // Materials and Design. – 2014. – Vol.64. – Pp.660-666.
22. Timesli A., Braikat B., Lahmam H., Zahrouni H. *A new algorithm based on Moving Least Square method to simulate material mixing in friction stir welding* // Engineering Analysis with Boundary Elements. – 2015. – Vol.50. – Pp.372-380.
23. Su H., Wu C.S., Pittner A., Rethmeier M. *Thermal energy generation and distribution in friction stir welding of aluminum alloys* // Energy. – 2014. – Vol.77. – Pp.720-731.
24. Chen G.Q., Shi Q.Y., Li Y.J., Sun Y.J., Dai Q.L., Jia J.Y., Zhu Y.C., Wu J.J. *Computational fluid dynamics studies on heat generation during friction stir welding of aluminum alloy* // Computational Materials Science. – 2013. – Vol.79. – Pp.540-546.
25. Ji S.D., Shi Q.Y., Zhang L.G., Zou A.L., Gao S.S., Zan L.V. *Numerical simulation of material flow behavior of friction stir welding influenced by rotational tool geometry* // Computational Materials Science. – 2012. – Vol.63. – Pp.218-226.
26. Pan W., Li D., Tartakovsky A.M., Ahzi S., Khraisheh M., Khaleel M. *A new smoothed particle hydrodynamics non-Newtonian model for friction stir welding:*

- Process modeling and simulation of microstructure evolution in a magnesium alloy // *International J. of Plasticity*. – 2013. – Vol.48. – Pp.189-204.
27. Cho H.H., Hong S.T., Roh J.H., Choi H.S., Kang S.H., Steel R.J., Han H.N. *Three-dimensional numerical and experimental investigation on friction stir welding processes of ferritic stainless steel* // *Acta Materialia*. – Vol.61. – Pp.2649-2661.
 28. Saluja R.S., Narayanan R.G., Das S. *Cellular automata finite element (CAFE) model to predict the forming of friction stir welded blanks* // *Computational Materials Science*. – 2012. – Vol.58. – Pp.87-100.
 29. Nielsen K.L., Pardoën T., Tvergaard V., de Meester B., Simar A. *Modelling of plastic flow localisation and damage development in friction stir welded 6005A aluminium alloy using physics based strain hardening law* // *Intern. J. of Solids and Structures*. – 2010. – Vol.47. – Pp.2359-2370.
 30. Citarella R., Carlone P., Lepore M., Palazzo G.S. *Numerical–experimental crack growth analysis in AA2024-T3 FSWed butt joints* // *Advances in Engineering Software*. – 2015. – Vol.80. – Pp.47-57.
 31. Lee W., Chung K.H., Kim D., Kim J., Kim C., Okamoto K., Wagoner R.H., Chung K. *Experimental and numerical study on formability of friction stir welded TWB sheets based on hemispherical dome stretch tests* // *Intern. J. of Plasticity*. – 2009. – Vol.25. – Pp.1626-1654.
 32. Hattel J.H., Nielsen K.L., Tutum C.C. *The effect of post-welding conditions in friction stir welds: From weld simulation to ductile failure* // *Eur. J. Mechanics A*. – 2012. – Vol.33. – Pp.67-74.
 33. Lockwood W.D., Reynolds A.P. *Simulation of the global response of a friction stir weld using local constitutive behavior* // *Mater. Sci. Engng A*. – 2003. – Vol.339-1. – Pp.35-42.
 34. Boyce D.E., Dawson P.R., Sidle B., Gnäupel-Herold T. *A multiscale methodology for deformation modeling applied to friction stir welded steel* // *Computational Materials Science*. – 2006. – Vol.38. – Pp.158-175.
 35. Романова В.А., Балохонов Р.Р. *Численное исследование деформационных процессов на поверхности и в объеме трехмерных поликристаллов* // *Физическая мезомеханика*. – 2009. – Т.12. – №2. – С.5-16.
 36. Балохонов Р.Р., Романова В.А. *О связи места разрушения с прочностью покрытия. Локализация деформации у границы раздела «покрытие-подложка» в нелинейном режиме* // *Физическая мезомеханика*. – 2014. – Т.17. – №1. – С.75-82.
 37. Balokhonov R.R., Martynov S.A., Romanova V.A., Batukhtina E.E. *Evolution of stress concentration along curvilinear modified surface layer-base material interface. Numerical simulation* // *AIP Conf. Proc.* – 2015. – Vol.1683. – Pp.1-4.

REFERENCES

1. Sergeeva E.V. *Svarka treniem s peremeshivaniem v aviakosmicheskoi promyshlennosti (Obzor) [Friction stir welding in aerospace industry (Review)]*. *Avtomaticheskaia svarka*, 2013, No.5, Pp.58-62.
2. Bubenok E.S. *Soedinenie raznorodnykh metallov svarkoi treniem s peremeshivaniem (Cu-Al) [Joining of dissimilar alloys by friction stir welding]*. *Vestnik Donskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*, 2013, Vol.13, No.7-8, Pp.42-48.

3. Mironov S.Iu. *Kristallograficheskie tekstury, formiruushchiesia pri svarke treniem s peremeshivaniem [Crystallographic textures forming during friction stir welding]*. Fizicheskaja mezomekhanika, 2014, Vol.17, No.2, Pp.43-54.
4. Kolubaev A.V., Kolubaev E.A., Sizova O.V., Morkhat T.V., Rubtsov V.E., Tarasov S.Iu., Vasil'ev P.A. *Obshchie zakonomernosti formirovaniia mikrostruktury pri svarke treniem s peremeshivaniem i trenii skol'zheniia [General features of microstructure formation during friction stir welding and sliding friction]*. Trenie i iznos, 2015, Vol.36, No.2, Pp.167-173.
5. Dumont M., Steuwer A., Deschamps A., Peel M., Withers P.J. *Microstructure mapping in friction stir welds of 7449 aluminium alloy using SAXS*. Acta Materialia, 2006, Vol.54, Pp.4793-4801.
6. Mishra R.S., Ma Z.Y. *Friction stir welding and processing*. Materials Science and Engineering R, 2005, Vol.50, Pp.1-78.
7. Nandan R., DebRoy T., Bhadeshia H.K.D.H. *Recent advances in friction-stir welding. Process, weldment structure and properties*. Progress in Materials Science, 2008, Vol.53, Pp.980-1023.
8. Fuller C.B., Mahoneya M.W., Calabrese M., Micono L. *Evolution of microstructure and mechanical properties in naturally aged 7050 and 7075 Al friction stir welds*. Materials Science and Engineering A, 2010, Vol.527, Pp.2233-2240.
9. Mironov S., Masaki K., Sato Y.S., Kokawa H. *Relationship between material flow and abnormal grain growth in friction-stir welds*. Scripta Materialia, 2012, Vol.67, Pp.983-986.
10. Liu H.J., Hou J.C., Guo H. *Effect of welding speed on microstructure and mechanical properties of self-reacting friction stir welded 6061-T6 aluminum alloy*. Materials and Design, 2013, Vol.50, Pp.872-878.
11. Lorraina O., Favier V., Zahrounc H., Lawrjaniec D. *Understanding the material flow path of friction stir welding process using unthreaded tools*. J. of Materials Processing Technology, 2010, Vol.210, Pp.603-609.
12. Dubourg L., Merati A., Jahazi M. *Process optimisation and mechanical properties of friction stir lap welds of 7075-T6 stringers on 2024-T3 skin*. Materials and Design, 2010, Vol.31, Pp.3324-3330.
13. Linton V.M., Ripley M.I. *Influence of time on residual stresses in friction stir welds in agehardenable 7xxx aluminium alloys*. Acta Materialia, 2008, Vol.56, Pp.4319-4327.
14. Fratini L., Buffa G., Shivpuri R. *Mechanical and metallurgical effects of in process cooling during friction stir welding of AA7075-T6 butt joints*. Acta Materialia, 2010, Vol.58, Pp.2056-2067.
15. Muthua M.F.X., Jayabalan V. *Tool travel speed effects on the microstructure of friction stir welded aluminum-copper joints*. J. of Materials Processing Technology, 2015, Vol.217, Pp.105-113.
16. Yoon T.J., Kang C.Y. *Observations on metallurgical phenomena and formation of onion ring nugget during friction stir lap welding of dissimilar aluminum by a new 3D technique*. Materials Letters, 2015, Vol.142, Pp.253-257.
17. Aval H.J. *Influences of pin profile on the mechanical and microstructural behaviors in dissimilar friction stir welded AA6082-AA7075 butt joint*. Materials and Design, 2015, Vol.67, Pp.413-421.

18. Rao H.M., Yuan W., Badarinarayan H. *Effect of process parameters on mechanical properties of friction stir spot welded magnesium to aluminum alloys*. Materials and Design, 2015, Vol.66, Pp.235-245.
19. Malopheyev S., Mironov S., Kulitskiy V., Kaibyshev R. *Friction-stir welding of ultra-fine grained sheets of Al–Mg–Sc–Zr alloy*. Materials Science & Engineering A, 2015, Vol.624, Pp.132-139.
20. Simar A., Bréchet Y., de Meester B., Denquin A., Gallais C., Pardoën T. *Integrated modeling of friction stir welding of 6xxx series Al alloys: Process, microstructure and properties*. Progress in Materials Science, 2012, Vol.57, Pp.95-183.
21. Shojaeefard M.H., Akbari M., Khalkhali A., Asadi P., Parivar A.H. *Optimization of microstructural and mechanical properties of friction stir welding using the cellular automaton and Taguchi method*. Materials and Design, 2014, Vol.64, Pp.660-666.
22. Timesli A., Braikat B., Lahmam H., Zahrouni H. *A new algorithm based on Moving Least Square method to simulate material mixing in friction stir welding*. Engineering Analysis with Boundary Elements, 2015, Vol.50, Pp.372-380.
23. Su H., Wu C.S., Pittner A., Rethmeier M. *Thermal energy generation and distribution in friction stir welding of aluminum alloys*. Energy, 2014, Vol.77, Pp.720-731.
24. Chen G.Q., Shi Q.Y., Li Y.J., Sun Y.J., Dai Q.L., Jia J.Y., Zhu Y.C., Wu J.J. *Computational fluid dynamics studies on heat generation during friction stir welding of aluminum alloy*. Computational Materials Science, 2013, Vol.79, Pp.540-546.
25. Ji S.D., Shi Q.Y., Zhang L.G., Zou A.L., Gao S.S., Zan L.V. *Numerical simulation of material flow behavior of friction stir welding influenced by rotational tool geometry*. Computational Materials Science, 2012, Vol.63, Pp.218-226.
26. Pan W., Li D., Tartakovsky A.M., Ahzi S., Khraisheh M., Khaleel M. *A new smoothed particle hydrodynamics non-Newtonian model for friction stir welding: Process modeling and simulation of microstructure evolution in a magnesium alloy*. Intern. J. of Plasticity, 2013, Vol.48, Pp.189-204.
27. Cho H.H., Hong S.T., Roh J.H., Choi H.S., Kang S.H., Steel R.J., Han H.N. *Three-dimensional numerical and experimental investigation on friction stir welding processes of ferritic stainless steel*. Acta Materialia, Vol.61, Pp.2649-2661.
28. Saluja R.S., Narayanan R.G., Das S. *Cellular automata finite element (CAFE) model to predict the forming of friction stir welded blanks*. Computational Materials Science, 2012, Vol.58, Pp.87-100.
29. Nielsen K.L., Pardoën T., Tvergaard V., de Meester B., Simar A. *Modelling of plastic flow localisation and damage development in friction stir welded 6005A aluminium alloy using physics based strain hardening law*. Intern. J. of Solids and Structures, 2010, Vol.47, Pp.2359-2370.
30. Citarella R., Carlone P., Lepore M., Palazzo G.S. *Numerical-experimental crack growth analysis in AA2024-T3 FSWed butt joints*. Advances in Engineering Software, 2015, Vol.80, Pp.47-57.
31. Lee W., Chung K.H., Kim D., Kim J., Kim C., Okamoto K., Wagoner R.H., Chung K. *Experimental and numerical study on formability of friction stir welded TWB sheets based on hemispherical dome stretch tests*. Intern. J. of Plasticity, 2009, Vol.25, Pp.1626-1654.
32. Hattel J.H., Nielsen K.L., Tutum C.C. *The effect of post-welding conditions in friction stir welds: From weld simulation to ductile failure*. Eur. J. Mechanics A, 2012, Vol.33, Pp.67-74.

33. Lockwood W.D., Reynolds A.P. *Simulation of the global response of a friction stir weld using local constitutive behavior*. Mater. Sci. Engng A, 2003, Vol.339-1, Pp.35-42.
34. Boyce D.E., Dawson P.R., Sidle B., Gnäupel-Herold T. *A multiscale methodology for deformation modeling applied to friction stir welded steel*. Computational Materials Science, 2006, Vol.38, Pp.158-175.
35. Romanova V.A., Balokhonov R.R., *Numerical simulation of surface and bulk deformation in three-dimensional polycrystals*. Physical Mesomechanics, 2009, Vol.12, No.3-4 Pp.130-140.
36. Balokhonov R.R., Romanova V.A. *O sviazi mesta razrusheniia s prochnost'iu pokrytiia. Lokalizatsiia deformatsii u granitsy razdela «pokrytie-podlozhka» v nelineinom rezhime [On the effect of the coating strength on the fracture location. Nonlinear strain localization near the “coating-substrate” interface]*. Fizicheskaia mezomekhanika, 2014, Vol.17, No.1, Pp.75-82.
37. Balokhonov R.R., Martynov S.A., Romanova V.A., Batukhtina E.E. *Evolution of stress concentration along curvilinear modified surface layer-base material interface. Numerical simulation*. AIP Conf. Proc, 2015, Vol.1683, Pp.1-4.

Поступила в редакцию 24 мая 2016 года.

Сведения об авторах:

Балохонов Руслан Регович – д.ф.-м.н., в.н.с., ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия; e-mail: rusy@ispms.tsc.ru
Романова Варвара Александровна – д.ф.-м.н., в.н.с., ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия; e-mail: varvara@ispms.tsc.ru
Батухтина Екатерина Евгеньевна – асп., ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия; e-mail: batukhtina10902@mail.ru
Мартынов Сергей Андреевич – асп., ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия; e-mail: martynov@ispms.tsc.ru