УДК 539.374.001

Я.Д. ЛИПАТНИКОВА[1,2]*, Ю.В. СОЛОВЬЕВА*[1]*, А.Н. СОЛОВЬЕВ*[1]*, Л.А. ВАЛУЙСКАЯ*[3]

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$ *

Методом математического моделирования исследовалась макролокализация пластической деформации и, в частности, возможность формирования полос суперлокализации в слоистых композитах при высокотемпературной одноосной деформации. Моделирование основано на объединении методов механики сплошной среды и дислокационной кинетики сплавов со сверхструктурой $L1_2$. Численная реализация моделирования проведена методом конечных элементов.

Ключевые слова: *слоистые композиты, макролокализация пластической деформации, моделирование, сплавы со сверхструктурой* $L1_2$.

Введение

Композиционные материалы, у которых входящие элементы выполнены в виде слоев, составляют большой класс практически востребованных материалов. Особое внимание в настоящее время уделяется созданию слоистых композитов (ламинатов) типа металл – интерметаллид [1–3]. Высокая прочность и жесткость такого композита достигается за счет интерметаллидного слоя, пластичность – за счет металлического слоя. Известно, что при высокотемпературной деформации монокристаллов однофазных интерметаллидов наблюдается процесс суперлокализации пластической деформации [4], при котором видно деформационное расслоение кристаллов на локальные зоны интенсивного сдвигообразования внутри практически недеформируемой матрицы.

В настоящей работе ставится задача моделирования высокотемпературной пластической деформации слоистых композитов металл – интерметаллид, у которых плоскости слоев параллельны и перпендикулярны оси нагружения. Моделируется ситуация, когда в интерметаллидных слоях возможно возникновение суперлокализации, а в металлических слоях деформация протекает однородно.

Моделирование пластического поведения слоистых композитов

Для построения модели суперлокализации использовался многоуровневый подход с привлечением методов моделирования в терминах механики сплошных сред и дислокационной кинетики сплавов со сверхструктурой $L1_2$.

Для моделирования слоистого композита образец представлялся из двух видов вертикальных и горизонтальных пластин, каждый из которых описывался своей системой уравнений кинетики накопления деформационных дефектов.

Модель дислокационной кинетики сплавов со сверхструктурой $L1_2$ основана на концепции упрочнения и отдыха и включает уравнения баланса дислокаций разного типа, дислокационных стенок и уравнение, описывающее сопротивление деформированию:

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} = C_1 \frac{(\alpha G b)^2 \rho}{\tau}\omega + \frac{C_2 e^{-U_1/kT} + C_3 e^{-U_2/kT}}{G b \rho^{1/2}} - \frac{1}{\dot{\varepsilon}} A \frac{\rho^2}{\tau} - \frac{1}{\dot{\varepsilon}} R\rho N + \xi \frac{N}{\Delta h},$$

$$\frac{dN}{d\varepsilon} = I\rho N - \xi N,$$

$$\tau = \tau_f^0 + \gamma_1 \tau_0^{(1)} \exp(-U_1/kT) + \gamma_2 \tau_0^{(2)} \exp(-U_2/kT) + (\alpha_0 - \beta T) G b \rho^{1/2} + \frac{GbN}{4\pi} \lg\left(\frac{1}{Nb}\right).$$

Модель дислокационной кинетики для чистых металлов имеет вид

* Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты № 16-32-00139 мол_а и 16-03-00182-а).

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon}=C_1\frac{(\alpha Gb)^2\rho}{\tau}\omega-\frac{1}{\dot\varepsilon}A\frac{\rho^2}{\tau}-\frac{1}{\dot\varepsilon}R\rho N+\xi\frac{N}{\Delta h},$$

$$\frac{dN}{d\varepsilon}=I\rho N-\xi N\,,\qquad \tau=\tau_f^0+(\alpha_0-\beta T)Gb\rho^{1/2}+\ \frac{GbN}{4\pi}\lg\left(\frac{1}{Nb}\right),$$

где ρ – плотность дислокаций; ε – величина относительной пластической деформации; $\dot\varepsilon$ – скорость пластической деформации; C_1, C_2, C_3 – коэффициенты модели; ω – доля краевых дислокаций в общей плотности дислокаций; G – модуль сдвига; b – модуль вектора Бюргерса; τ – деформирующее напряжение; U_1, U_2 – энергии активации самоблокировки винтовых и краевых компонентов сверхдислокационных петель; γ_1, γ_2 – весовые коэффициенты; $\tau_0^{(1)},\tau_0^{(2)}$ – предэкспоненциальные множители, не зависящие от температуры; N – плотность дислокационных стенок; Δh – среднее расстояние между дислокациями в стенке; I, R, ξ – коэффициенты, контролирующие баланс границ разориентации; A – коэффициент аннигиляции; α – параметр междислокационного взаимодействия; α_0, β – константы, определяемые из экспериментальной зависимости $\alpha(T)$, получаемой для конкретного $L1_2$-сплава. Подробнее модели описаны в работах [5, 6].

Механическая модель включает универсальные уравнения, описывающие движения сплошных сред: законы сохранения массы, импульсов и энергии, а также определяющие соотношения теории пластического течения и уравнение состояния в форме Ми – Грюнайзена:

$$\frac{d}{dt}\int_V\rho dV=0\,,\quad \frac{d}{dt}\int_V\rho\bar{\boldsymbol u}dV=\int_\Sigma\bar{\boldsymbol n}\cdot\hat\sigma dS\,,\quad \frac{d}{dt}\int_V\rho EdV=\int_\Sigma\bar{\boldsymbol n}\cdot\hat\sigma\cdot\bar{\boldsymbol u}dS\,,\quad \hat{\boldsymbol e}=\frac{\hat{\boldsymbol s}^\nabla}{2\mu}+\lambda\hat{\boldsymbol s}\,,\quad \hat{\boldsymbol s}:\hat{\boldsymbol s}=\frac{2}{3}\sigma_T^2(q),$$

$$p(\upsilon,\varepsilon\ )=\frac{\rho_0c_0^2\left(1-\dfrac{\in\gamma_0}{2}\right)}{(1-\zeta\cdot\in)^2}\in+\rho_0\gamma_0\varepsilon\,,$$

где t – время; V – объем интегрирования; Σ – поверхность, ограничивающая объем V; $\bar{\boldsymbol n}$ – единичный вектор внешней нормали к поверхности Σ; ρ – плотность; $\hat\sigma=-p\hat{\boldsymbol g}+\hat{\boldsymbol s}$ – тензор напряжений, $\hat{\boldsymbol s}$ – его девиатор, p – давление, $\hat{\boldsymbol g}$ – метрический тензор; $\bar{\boldsymbol u}$ – вектор скорости; $E=\varepsilon+\bar{\boldsymbol u}\cdot\bar{\boldsymbol u}/2$ – удельная полная энергия, ε – удельная внутренняя энергия; $\hat{\boldsymbol e}=\hat{\boldsymbol d}-\left(\hat{\boldsymbol d}:\hat{\boldsymbol g}\right)\hat{\boldsymbol g}\big/3$ – девиатор тензора скоростей деформаций, $\hat{\boldsymbol d}=\left(\nabla\bar{\boldsymbol u}+\nabla\bar{\boldsymbol u}^T\right)\big/2$ – тензор скоростей деформаций; $\hat{\boldsymbol s}^\nabla$ – объективная мера скорости изменения напряжения; μ – модуль сдвига; σ_T – предел текучести; $\hat\omega=\left(\nabla\bar{\boldsymbol u}^T+\nabla\bar{\boldsymbol u}\right)\big/2$ – тензор вихря; q – параметр упрочнения, который принимается равным работе пластической деформации A^p; $\in=1-V$; c_0 – объемная скорость звука в материале; γ_0 – термодинамический коэффициент Грюнайзена; ζ – коэффициент линейной зависимости скорости ударной волны D от массовой скорости u: $D=c_0+\zeta\,u$.

В качестве локального критерия сдвигового разрушения принимается предельная величина интенсивности пластических деформаций

$$e_\text{и}^*=\frac{\sqrt2}{3}\sqrt{3T_2-T_1^2}\,,$$

где T_1,T_2 – первый и второй инварианты тензора пластических деформаций.

Численная реализация описанной синтетической модели осуществлялась в программном комплексе «РАНЕТ-3» [7] методом конечных элементов [8]. Объединение указанных моделей проведено следующим образом: решения системы уравнений моделей дислокационной кинетики, представленные в виде зависимостей деформация – напряжение, были использованы в модели механики сплошной среды для описания процессов упрочнения и разупрочнения элементарного объема деформируемого образца [9–11]. Полученные зависимости были как монотонно возрастающими, так и немонотонными. Использование немонотонных зависимостей в модели механики при численном моделировании одноосной деформации прямоугольного образца однофазного интерметаллида, учитывающих как процессы упрочнения, так и разупрочнения, позволило описать формирование полос суперлокализации пластической деформации при одноосном сжатии образца интерметаллида со сверхструктурой $L1_2$ (рис. 1). В результате расчетов, как видно на рис. 1, при высокотемпературной деформации формирование полос суперлокализации начинается при 20–23 % общей деформации по образцу, а при деформации 47 % можно наблюдать развитие нескольких полос суперлокализации.

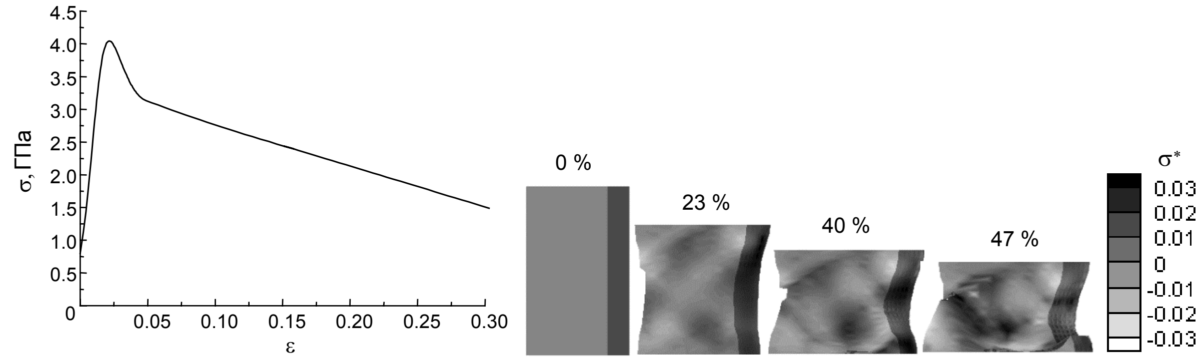

Рис. 1. Макроскопическая деформация и распределение локальных напряжений в прямоугольном образце интерметаллида со сверхструктурой $L1_2$ для различных степеней деформации ($\sigma^* = \sigma_x + \sigma_y + \sigma_z + 2\ (\tau_{xy} + \tau_{xz} + \tau_{yz})\cdot 55$ ГПа) при немонотонном упрочнении элемента деформируемой среды

Высокотемпературная деформация чистого металла, упрочнение элементарного объема которого характеризует монотонно возрастающая кривая, протекает однородно, без образования областей избыточного напряжения и полос суперлокализации (рис. 2).

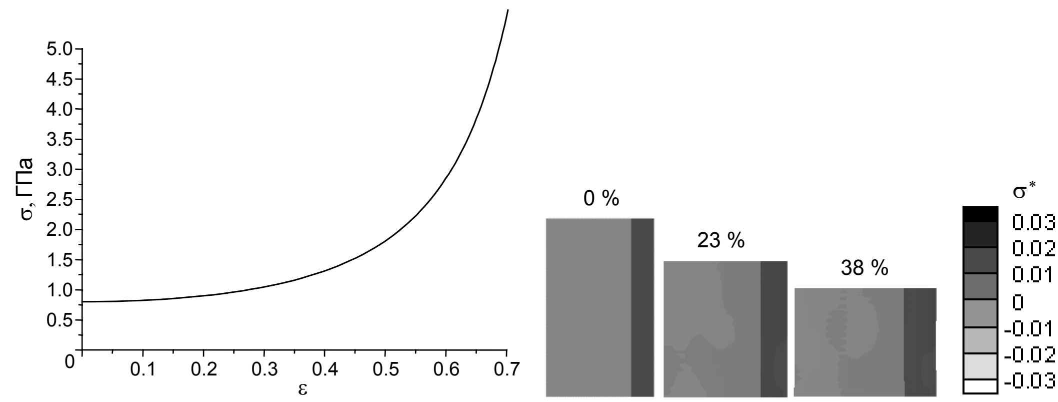

Рис. 2. Макроскопическая деформация и распределение локальных напряжений в прямоугольном металлическом образце для различных степеней деформации ($\sigma^* = \sigma_x + \sigma_y + \sigma_z + 2$ $(\tau_{xy} + \tau_{xz} + \tau_{yz})\cdot 55$ ГПа) при монотонно возрастающем упрочнении элемента деформируемой среды

Для характеристики деформации образца слоистого композита со слоями, расположенными перпендикулярно оси нагружения, упрочнение части элементов описывалось немонотонной зависимостью (рис. 3, *а*), как для интерметаллидов со сверхструктурой $L1_2$ (на рис. 3, *б* обозначены полосами серого цвета). Упрочнение элементов, которые на рис. 3, *б* обозначены полосами черного цвета, описывалось монотонно возрастающей кривой (рис. 3, *а*).

Как видно на рис. 3, деформация образца одноосным сжатием сопровождается неоднородностью распределения напряжений по его объему уже при 10 % общей деформации по образцу. При деформации 15 % формируется более деформированная область в виде разбухания в нижней части образца, в которой затем к 27 % начинает формироваться полоса суперлокализации. В отличие от случая высокотемпературной деформации интерметаллида (рис. 1), где наблюдалось множественное развитие полос суперлокализации, в данном случае сформировалась лишь одна полоса.

Если расположить слои параллельно оси нагружения (рис. 4) и упрочнение элементов в каждом слое задать подобно предыдущему случаю, то развитие суперлокализации тоже будет наблюдаться, но менее выраженно, чем при деформации интерметаллида (рис. 1): одна полоса вместо множественной суперлокализации.

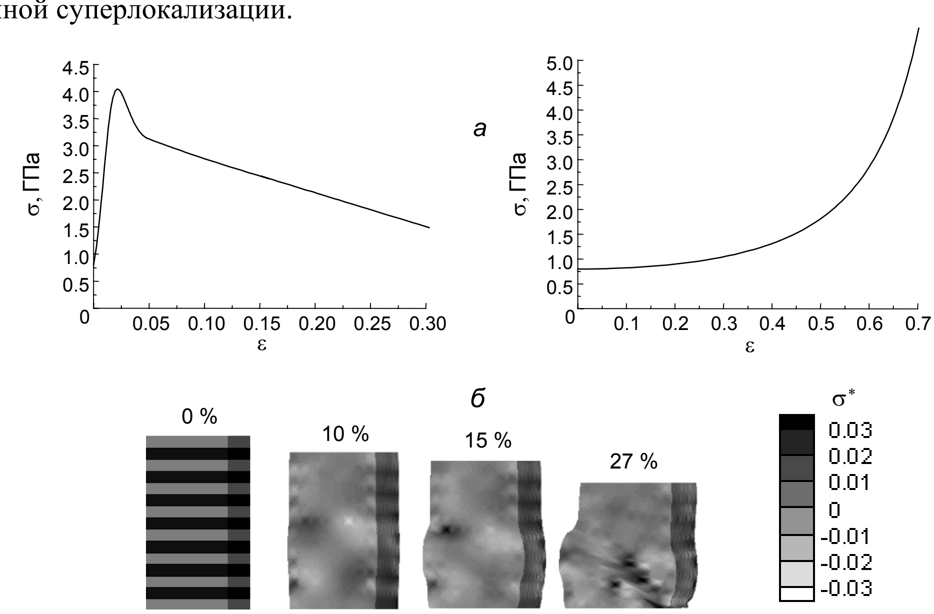

Рис. 3. Кривые упрочнения элемента деформационной среды (*а*). Распределение напряжений ($\sigma^* = \sigma_x + \sigma_y + \sigma_z + 2\,(\tau_{xy} + \tau_{xz} + \tau_{yz})\cdot 55$ ГПа) по деформируемому образцу для различных значений общей деформации при одноосном сжатии гетерофазного материала (для деформации 0 % серыми полосами обозначен интерметаллид со сверхструктурой $L1_2$, черными – металлические слои) (*б*)

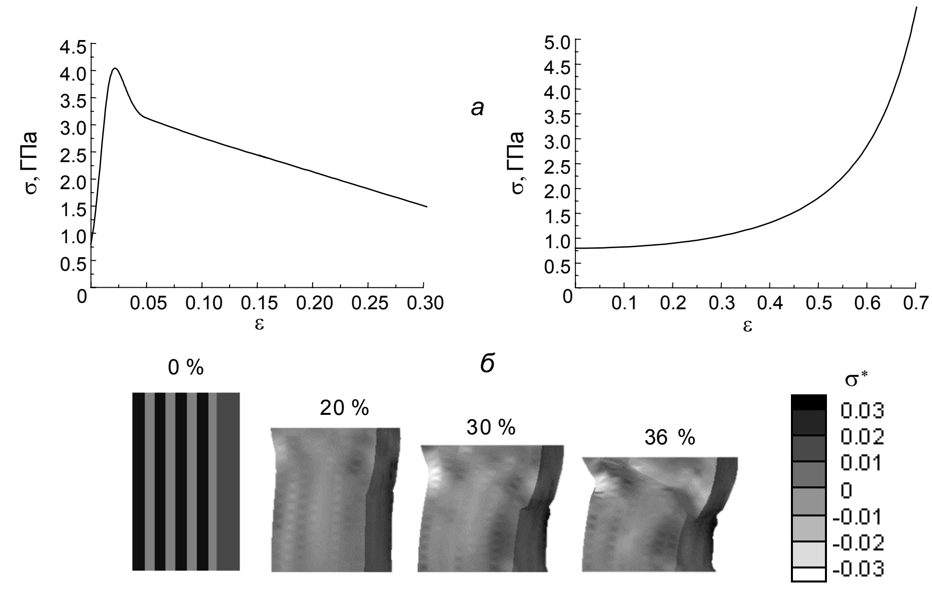

Рис. 4. Кривые упрочнения элемента деформационной среды (*а*). Распределение напряжений ($\sigma^* = \sigma_x + \sigma_y + \sigma_z + 2\,(\tau_{xy} + \tau_{xz} + \tau_{yz})\cdot 55$ ГПа) по деформируемому образцу для различных значений общей деформации при одноосном сжатии гетерофазного материала (для деформации 0 % серыми полосами обозначен интерметаллид со сверхструктурой $L1_2$, черными – металлические слои) (*б*)

Заключение

Из результатов представленных расчетов можно сделать следующие выводы. В композитных материалах, в которых один слой имеет немонотонную зависимость напряжения течения, возникает макроскопическая неоднородность пластической деформации. Эта неоднородность деформации имеет сходство с деформацией однофазных интерметаллидов, но менее выражена. Включение в однофазный интерметаллид слоев чистого металла частично подавляет развитие полос суперлокализации. Таким образом, создание слоистых структур может быть одним из способов подавления суперлокализации пластической деформации, наблюдаемой в однофазных сплавах со сверхструктурой $L1_2$.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Карпов М.И., Коржков В.П., Желтякова И.С. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2016. – № 1(727). – С. 7–10.
2. Коржков В.П., Карпов М.И., Прохоров Д.В. // Физика и техника высоких давлений. – 2013. – Т. 23. – № 1. – С. 99–107.
3. Пацелов А.М., Рыбин В.В., Гринберг Б.А., Иванов М.А., Еремина О.В. // Деформация и разрушение материалов. – 2010. – № 6. – С. 27–31.
4. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Фахрутдинова Я.Д., Валуйская Л.А. // Изв. вузов. Физика. – 2012. – Т. 55. – № 1. – С. 62–73.
5. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Старенченко С.В., Ковалевская Т.А. Термическое и деформационное упрочнение монокристаллов сплавов со сверхструктурой $L1_2$. – Томск: Изд-во НТЛ, 2006. – 292 с.
6. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Фахрутдинова Я.Д., Валуйская Л.А. // Изв. вузов. Физика. – 2011. – Т. 54. – № 8. – С. 47–57.
7. Югов Н.Т., Белов Н.Н., Югов А.А. Расчет адиабатических нестационарных течений в трехмерной постановке (РАНЕТ-3). Пакет программ для ЭВМ. Федеральная служба по интеллектуальной собственности, патентам и товарным знакам. Свид. о гос. Регистрации программы для ЭВМ № 2010611042, 2010 г.
8. Белов Н.Н., Кабанцев О.В., Копаница Д.Г., Югов Н.Т. Расчетно-экспериментальный метод анализа динамической прочности элементов железобетонных конструкций. – Томск: STT, 2008. – 282 с.
9. Старенченко В.А., Валуйская Л.А., Фахрутдинова Я.Д., Соловьева Ю.В., Белов Н.Н. // Изв. вузов. Физика. – 2012. – Т. 55. – № 2. – С. 76–87.
10. Соловьева Ю.В., Фахрутдинова Я.Д., Старенченко В.А. // ФММ. – 2015. – Т. 116. – № 1. – С. 12–20.
11. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Липатникова Я.Д. // Изв. вузов. Физика. – 2015. – Т. 58. – № 3. – С. 24–30.

[1] Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск, Россия
[2] Национальный исследовательский Томский политехнический университет, г. Томск, Россия
[3] Сибирский государственный медицинский университет, г. Томск, Россия

Поступила в редакцию 23.01.17.

Липатникова Яна Данияровна, к.ф.-м.н., доцент каф. высшей математики ТГАСУ, доцент междисциплинарной кафедры НИ ТПУ, e-mail: yanna_lip@mail.ru;

Соловьева Юлия Владимировна, д.ф.-м.н., доцент, зав. каф. физики, e-mail: j_sol@mail.ru;

Соловьев Артем Николаевич, аспирант, e-mail: tsk_san@mail;

Валуйская Лариса Анатольевна, к.т.н., доцент каф. физики с курсом высшей математики, e-mail: val_larisa@mail.ru.