

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВРЕЖДЕННОСТИ И РАЗРУШЕНИЯ СИЛИЦИДОВ В ЛАТУНИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

SIMULATION OF SILICIDES DAMAGE AND FRACTURE IN BRASS UNDER PLASTIC DEFORMATION

С.В. Смирнов, М.В. Мясникова, Н.Б. Пугачева

ФГБУН Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук (Россия, Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34, e-mail: marina@imach.uran.ru)

Abstract

The paper deals with simulating damage and fracture of the silicides of complexly alloyed brass in upsetting under the plane strain state in view of their geometry, mechanical properties and the stress state during deformation. Simulation is based on structurally - phenomenological approach. It is shown that deformation of alloyed brass basically occurs due to the plastic matrix while fragile particles of silicides are destructed. By results of experiments and finally - element simulating the inhomogeneous of silicides stress state at mezolevel are obtained. Distribution functions of a stress state coefficient are received. Relationship between ultimate strains of silicides fragile particles and the stress state coefficient is determined. By means of this dependence modelling of damage accumulation in silicides at plane strain compressing of 4% and 25 % with additional hydrostatic pressure of 850 MPa is carried out till the moment of their destruction. It is shown, what silicides destruction is probably to decrease at loading due to using of stress state schemes ensuring high level of compressing stresses. and approximating the stress state of material to uniform at mezolevel.

Разрушение материалов при пластической деформации представляет собой закономерный процесс возникновения и развития внутренних микродефектов, которые в реальных материалах образуются обычно путем разрушения менее пластичных структурно-фазовых составляющих или при расслоении межфазных границ. Использование аппарата теорий механики поврежденности и механики разрушения позволяет успешно решать задачи разрушения деформируемых твердых тел на макроскопическом уровне. При этом влияние химического и структурно-фазового состава материала на характеристики разрушения может быть учтено только опосредованно, через изменение осредненных свойств материалов. Микромеханические модели разрушения материалов более эффективно описывают процесс разрушения материала на разных стадиях деформирования и дают возможность осуществлять оценку предельных возможностей материалов еще на стадии их проектирования. Целью данной работы является постановка задачи по определению предельных деформаций и моделированию разрушения в процессе пластической деформации хрупких структурных составляющих металлических сплавов, окруженных материалом пластичной матрицы. Для решения задачи использовали экспериментальные методы материаловедения и конечно-элементное моделирование деформации и разрушения материала с учетом геометрии структурно-фазовых составляющих, их прочностных и пластических свойств и напряженного состояния при деформировании.

В качестве модельного материала использовали сложнолегированную латунь марки ЛМцАЖКС, которая содержит существенно отличающиеся по химическому составу и свойствам структурные составляющие размером 10-50 мкм. Образцы для исследований изготавливали из пресованной прутка трубной заготовки, подвержен-

ной отжигу при температуре 480 °С в течение 3 часов. После термообработки в сплаве содержатся три основные структурно-фазовые составляющие: α -твердый раствор цинка и легирующих элементов в меди; упрочняющая β -фаза, которая присутствует в виде механической смеси ($\alpha+\beta$); включения силицидов Mn_5Si_3 и $(Fe,Mn)_5Si_3$. Частицы силицидов в исследованном сплаве имеют столбчатую и глобулярную форму. Подробно результаты количественного металлографического и элементного анализа представлены в работах [1-2]. Микроструктура латуни приведена на рис. 1.

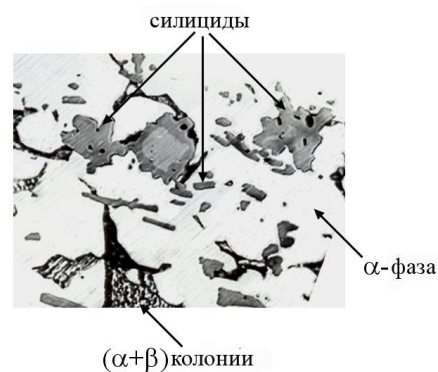


Рис.1. Микроструктура латуни, х 400

Исследование образования и развития микродефектов в зависимости от величины деформации латуни проводили по методике, описанной в работе [2], при испытаниях на осадку призматических образцов, на малых боковых гранях которых были сделаны металлографические шлифы. Осадку проводили в условиях плоскодеформированного состояния в несколько стадий. После каждой стадии нагружения осуществляли замер образцов и исследование поверхности шлифов, фиксируя изменение геометрических параметров микроструктуры и количество разрушившихся силицидов. За

момент разрушения силицида принимали появление микротрещины.

Исследования показали, что деформация латуни при осадке происходит в основном за счет пластичной матрицы – α -твердого раствора и колоний ($\alpha+\beta$), разрушению, в первую очередь, подвергаются хрупкие частицы силицидов [2]. Степень деформации сдвига силицидов определяли с помощью компьютерного моделирования на основе структурно-феноменологического подхода [3], связывающего решение задач на разных масштабных уровнях. На первом (макромасштабном) уровне решали задачу для осадки образцов из однородного изотропного упрочняющегося материала. Свойства материала определяли в испытаниях на растяжение цилиндрических образцов, используя для аппроксимации функции сопротивления деформации σ_s степенной закон:

$$\sigma_s = 1470\Lambda^{0,385}, \text{ МПа}, \quad (1)$$

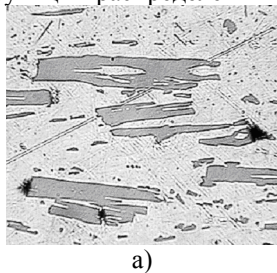
где Λ - степень деформации сдвига цилиндрического образца.

На втором структурном уровне (мезоуровне) материал рассматривали как микрон неоднородную среду, состоящую из связанных областей, размеры и свойства которых соответствуют реальным структурным составляющим. Исходную структуру материала определяли по результатам количественного металлографического анализа с помощью статистического метода Монте-Карло. В качестве слу-

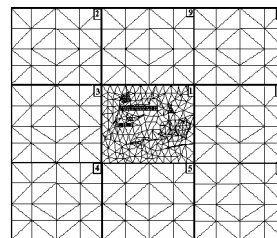
$$\begin{cases} \sigma_s = 1080\Lambda^{0,32}, & \text{И} \\ \sigma_s = 1640\Lambda^{0,30}, & \text{И} \\ \sigma_s = 7650\Lambda^{0,37}, & \text{И} \end{cases} \begin{cases} - (\alpha - \delta \text{à} \text{à}); \\ - ((\alpha + \beta) - \hat{\text{e}}\hat{\text{i}}\hat{\text{i}}\hat{\text{e}}\hat{\text{e}}); \\ - (\tilde{\text{n}}\hat{\text{e}}\hat{\text{e}}\hat{\text{o}}\hat{\text{e}}\hat{\text{a}}\hat{\text{u}} (\text{Fe, Mn})_5\text{Si}_3). \end{cases} \quad (2)$$

Компьютерное моделирование процесса осадки образцов осуществляли методом конечных элементов с помощью программного комплекса ANSYS 12.0. Использовали треугольные конечные элементы типа PLANE, имеющие три степени свободы (рис. 2, б).

Граничные условия задавали на гранях буферного слоя в перемещениях, определяемых из решения задачи на макроуровне и соответствующих условиям эксперимента. По расчетным данным строили функции распределения коэффициен-



а)



б)

Рис. 2. Фотоснимок микроструктуры латуни размерами 140x160 мкм и его компьютерная модель (мезоячейка) в окружении буферного слоя

Эксперименты показали, что при степени деформации образцов $\Lambda > 0,2$ в материале будут

чайных величин выбирали координаты точек шлифа, вблизи которых фотографировали структуру. Полученные изображения оцифровывали, тем самым, используя в качестве мезоячейки реальной структуры латуни. Для статистического усреднения подобным образом обработали 10 фотоснимков. Таким образом, в качестве структурно-неоднородных ячеек (мезоячеек) выбирали участки реальной структуры латуни размерами примерно 140x160 мкм (рис. 2, а).

В соответствии с рекомендациями [3] мезоячейку окружали буферным слоем из восьми одинаковых однородных и изотропных ячеек, размеры которых соответствовали размеру центральной структурно-неоднородной мезоячейки, а сопротивление деформации подчиняется зависимости (1). В пределах центральных мезоячеек структурные составляющие наделяли следующими упругими свойствами: для α -фазы нормальный модуль упругости $E = 1,0 \cdot 10^5$ МПа и коэффициент Пуассона $\nu = 0,34$ [4]; для колоний ($\alpha+\beta$) $E = 1,2 \cdot 10^5$ МПа, $\nu = 0,34$ [5]; для силицидов $E = 2,3 \cdot 10^5$ МПа, $\nu = 0,3$ [6]. Сопротивление деформации структурных составляющих определяли с использованием методики микроиндентирования [7], в основе которой лежит процедура идентификации зависимости «напряжение – деформация» по результатам экспериментальных исследований и численного решения обратной задачи. В итоге получили аппроксимирующие зависимости следующего вида [7]:

та жесткости напряженного состояния $k = \sigma / T$ в узлах конечно-элементной сетки, относящихся к силицидам (σ - среднее нормальное (гидростатическое) напряжение, T – интенсивность касательных напряжений). При $k > 0$ напряженное состояние характеризуется преобладанием растягивающих напряжений; при $k < 0$ – сжимающих напряжений.

разрушены практически все силициды (рис. 3, кривая 1). В дальнейшем разрушение латуни осу-

ществляется путем образования и развития вязких микротрещин, возникших на разрушенных силицидах и распространяющихся в пластичной матрице. Наиболее существенным фактором, снижающим предельную деформацию до разрушения силицидов, является содержание железа. Кроме того, негативное влияние оказывает неоднородность напряженно-деформированного состояния материала на мезоуровне. Форма же силицидов слабо влияет на их способность к разрушению. Поэтому в дальнейшем ограничимся исследованием предельной пластичности железосодержащих силицидов $(\text{Fe,Mn})_5\text{Si}_3$ игольчатой формы.

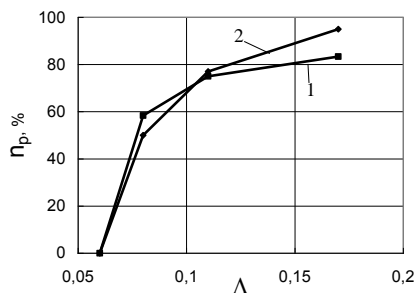


Рис. 3. Зависимость доли разрушенных силицидов $(\text{Fe,Mn})_5\text{Si}_3$ игольчатой формы n_p от степени деформации образца Λ при осадке:

1 – экспериментальная кривая; 2 – расчетная кривая.

Согласно расчетам напряженное состояние силицидов в фиксированный момент нагружения неоднородно в объеме мезоэчейки. Несмотря на то, что на макроуровне образец находится в условиях плоской деформации осадки ($k = -1$), в силицидах имеются участки, где коэффициент $k > 0$, то есть среднее нормальное напряжение - растягивающее. По мере увеличения степени деформации образца разброс значений коэффициента жесткости напряженного состояния и его среднее значение увеличиваются. Этот факт позволил использовать процедуру идентификации для определения диаграммы, связывающей предельную степень деформации сдвига до разрушения силицида Λ_p с коэффициентом жесткости напряженного состояния k . Диаграмму описывали экспоненциальной зависимостью, наиболее часто применяемой для металлических материалов [8]:

$$\Lambda_p = a \exp(-bk), \quad (3)$$

где a и b - эмпирические коэффициенты, определяемые в результате идентификации.

Для описания процесса разрушения силицидов использовали линейную модель накопления поврежденности [8], в соответствии с которой, внутреннее разрушение материала при пластической деформации характеризуется так называемой поврежденностью - скалярным параметром $0 \leq \omega \leq 1$, определяющим степень пораженности материала внутренними дефектами. С учетом сту-

пенчатого характера нагружения образцов, условие разрушения в каждом узле конечно-элементной сетки силицидов, имеет вид:

$$\omega = \sum_{i=1}^n \frac{\Delta\Lambda_i}{\Lambda_p(k_i)} = 1, \quad (4)$$

где $\Delta\Lambda_i$, k_i - соответственно приращение степени деформации сдвига и среднее значение коэффициента жесткости напряженного состояния на i -ом этапе деформирования.

Силицид считали разрушенным, если условие (4) выполнялось в среднем по его узлам. Подобным образом определяли количество разрушившихся силицидов на каждом этапе нагружения. Идентификацию модели осуществляли из условия наилучшего соответствия экспериментальных и расчетных данных (рис.3, кривая 2). В результате были получены коэффициенты $a = 0,005$, $b = 6,1$ в формуле (3) и построена диаграмма предельной деформации силицидов $(\text{Fe,Mn})_5\text{Si}_3$.

С использованием полученной диаграммы и линейной модели накопления поврежденности [8] проведено моделирование деформации и разрушения силицидов при осадке на 4%. Степень деформации образца при этом составляет $\Lambda = 0,07$. В качестве мезоэчейки исследован фрагмент микроструктуры латуни размерами примерно 70 x 80 мкм. На рис.4, апоказаны участки, соответствующие зонам разрушения силицидов, то есть находящиеся в «неблагоприятных» с точки зрения напряженно-деформированного состояния местах, где за счет особенностей конфигурации структурных составляющих преобладают растягивающие напряжения, и коэффициент жесткости напряженного состояния $k > 0$.

Уменьшить вероятность разрушения силицидов, а значит увеличить ресурс прочности латуни возможно за счет использования более «мягких» схем напряженного состояния, обеспечивающих высокий уровень сжимающих напряжений, достаточный для того, чтобы свести к минимуму «неблагоприятные» зоны растягивающих напряжений. Такие схемы могут быть обеспечены, например, при прессовании или осадке в вырезных штампах, то есть в технологических процессах, где реализуются схемы напряженного состояния всестороннего сжатия. На рис. 4, б приведены результаты моделирования накопления поврежденности в силицидах до момента их разрушения при осадке образца на 25 % ($\Lambda = 0,5$) в условиях плоскодеформированного состояния с дополнительным внешним гидростатическим давлением в 850 МПа. Моделирование показало, что такая схема нагружения позволяет провести деформацию латуни с достаточно большой величиной деформации и с минимальными внутренними разрушениями (возможны только незначительные участки сколов по краям силицидов).

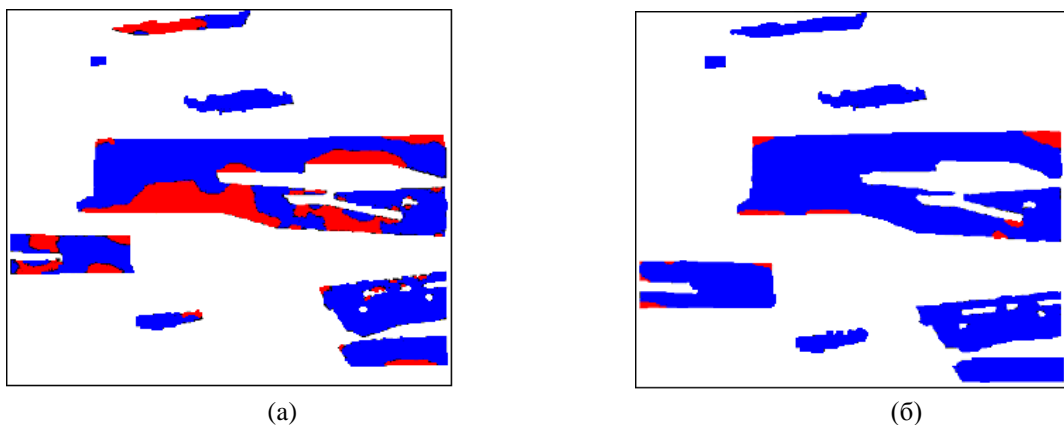


Рис. 4. Распределение поврежденности по силицидам мезоэчейки при осадке на 4% (а) и при осадке на 25 % с дополнительным внешним гидростатическим давлением в 850 МПа (б) (красным выделены разрушившиеся участки).

Работа выполнена при поддержке программы фундаментальных исследований УрО РАН, проект 12-П-1-1027 и гранту РФФИ 13-08-96061.

Список литературы

1. Пугачева Н.Б. Структура промышленных ($\alpha+\beta$) латуней // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2007. - №2. – С. 23-29.
2. Смирнов С.В. Микромеханика разрушения и деформации латуни/ С.В. Смирнов, Н.Б. Пугачева, М.В. Мясникова, П.П. Матафонов, Т.В. Полковников // *Физическая мезомеханика.* 2004. - Т. 7, часть 1. - С. 165-168.
3. Вильдеман В.Э. Механика неупругого деформирования и разрушения композиционных материалов / В.Э. Вильдеман, Ю.В. Соколкин, А.А. Ташкинов.-М.: Наука. Физматлит, 1997. – 288 с.
4. Мортон К. Смит. Основы физики металлов. - М.: Металлургиздат, 1959. - 156 с.
5. Калачев Б.А., Ливанов В.А., Елагин В.И. *Металловедение и термообработка цветных металлов и сплавов.* - М.: Металлургия, 1981. - 416 с.
6. Гельд Н.Ф., Сидоренко Ф.А. Силициды переходных металлов четвертого периода. - М.: Металлургия, 1971. - 582 с.
7. Смирнов С.В. Определение сопротивления деформации по результатам внедрения конического индентора/С.В. Смирнов, В.К. Смирнов, А.Н. Солошенко, В.П. Швейкин//*Кузнечно-штамповочное производство.*–2000.-№3.-С. 3-6.
8. Колмогоров В.Л. Напряжения, деформации, разрушение.-М.: Металлургия, 1970.-232 с.