

УДК 539.4

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВРЕЖДЕННОСТИ СИЛИЦИДОВ В ЛАТУНИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

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

*ФГБУН «Институт машиноведения» Уральского отделения Российской академии наук,  
Екатеринбург, e-mail: marina@imach.uran.ru*

На основе структурно-феноменологического подхода исследован процесс пластической деформации и разрушения структурных составляющих металлических сплавов с «островковой» структурой, на примере сложнелегированной латуни ЛМцАЖКС при осадке в условиях плоской деформации с учетом геометрии структурно-фазовых составляющих материала, их прочностных и пластических свойств и напряженного состояния при деформировании. Показано, что деформация латуни происходит, в основном, за счет пластичной матрицы, а разрушению подвергаются хрупкие частицы силицидов. По результатам физических экспериментов и конечно-элементных расчетов выявлена неоднородность напряженного состояния силицидов на мезоуровне с наличием участков как растягивающих, так и сжимающих нормальных напряжений. Построены функции распределения коэффициента жесткости напряженного состояния и определена зависимость предельных деформаций хрупких частиц силицидов, находящихся в мягкой фазе, от коэффициента жесткости напряженного состояния. С помощью полученной зависимости проведено моделирование накопления поврежденности в силицидах до момента их разрушения при осадке в условиях плоскодеформированного состояния на 4% и на 25% с дополнительным гидростатическим давлением в 850 МПа. Показано, что уменьшить вероятность разрушения силицидов при нагружении возможно за счет использования схем напряженного состояния, обеспечивающих высокий уровень сжимающих напряжений и способствующих выравниванию напряженного состояния материала на мезоуровне, то есть приближающих его к однородному.

**Ключевые слова:** разрушение, поврежденность, прочность, предельная деформация

## MODELLING OF SILICIDES DAMAGE IN BRASS UNDER PLASTIC DEFORMATION

**Myasnikova M.V., Smirnov S.V., Pugacheva N.B.**

*Institute of Engineering Science of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,  
Yekaterinburg, e-mail: marina@imach.uran.ru*

The process of plastic deformation and damage of structural making metal alloys with “the island” structure is researched. Study is based on structurally – phenomenological approach. The investigation is carried out on an example of LMcAZhKS alloyed brass at plane strain compressing taking into account strength, plastic properties, geometry of structurally – phase components of material and stressed state. 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 modelling the inhomogeneous of silicides stress state at mezolevel are obtained. Part of silicide segments are put to the stretching stresses predominantly, other part – compressing stresses. 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.

**Keywords:** destruction, damage, strength, ultimate strain

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 структурных составляющих металлических сплавов с «островковой» структурой, при которой хрупкие структурно-фазовые составляющие окружены 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.

### Материал и методики исследования

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 прессованного прутка (температура прессования 740°C), подверженного отжигу при температуре 480°C в течение 3 часов. После термообработки в сплаве содержатся три основные структурно-фазовые составляющие:  $\alpha$ -твердый раствор цинка и легирующих элементов в меди; эвтектоидная ( $\alpha + \beta$ )-смесь; включения силицидов ( $\text{Fe, Mn}_3\text{Si}_3$ ). Частицы силицидов в исследованном сплаве имеют столбчатую и глобулярную форму. Подробно результаты количественного металлографического и элементного анализа представлены в работах [6, 7].

Исследование образования и развития микродефектов в зависимости от величины деформации латуни проводили по методике, описанной в работе [7], 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 изменения 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, разрушению, в первую очередь, подвергаются хрупкие частицы силицидов [7]. Степень деформации сдвига силицидов определяли с помощью компьютерного моделирования на основе структурно-феноменологического подхода [1], 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  $\sigma_s$  степенной закон:

$$\sigma_s = 147\Lambda^{0,385}, \text{ МПа}, \quad (1)$$

где  $\Lambda$  – степень деформации сдвига цилиндрического образца.

На втором структурном уровне (мезоуровне) материал рассматривали как микронеоднородную 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 случайных величин выбирали координаты точек шлифа, вблизи которых фотографировали структуру. Полученные изображения оцифровывали, тем самым, используя в качестве мезоэчек участки реальной структуры латуни. Для статистического усреднения подобным образом обработали 10 фотоснимков.



Рис. 1. Фотоснимок размерами 140×160 мкм

В соответствии с рекомендациями [1] мезоэчку окружали буферным слоем из восьми одинаковых однородных и изотропных ячеек, размеры которых соответствовали размеру центральной структурно-неоднородной мезоэчки, а сопротивление деформации подчиняется зависимости (1). В пределах центральных мезоэчек структурные составляющие наделяли следующими упругими свойствами: для  $\alpha$ -фазы нормальный модуль упругости  $E = 1,0 \cdot 10^5$  МПа и коэффициент Пуассона  $\nu = 0,34$  [5]; для колоний ( $\alpha + \beta$ )  $E = 1,2 \cdot 10^5$  МПа,  $\nu = 0,34$  [3]; для силицидов  $E = 2,3 \cdot 10^5$  МПа,  $\nu = 0,3$  [2]. Сопротивление деформации структурных составляющих определяли с использованием методики микроидентификации [9], в основе которой лежит процедура идентификации зависимости «напряжение – деформация» по результатам экспериментальных исследований и численно-решения обратной задачи. В итоге получили аппроксимирующие зависимости следующего вида [8]:

$$\begin{cases} \sigma_s = 1080\Lambda^{0,32}, \text{ МПа} - (\alpha\text{-фаза}); \\ \sigma_s = 1640\Lambda^{0,30}, \text{ МПа} - ((\alpha + \beta)\text{-эвтектоид}); \\ \sigma_s = 7650\Lambda^{0,37}, \text{ МПа} - (\text{силициды } (\text{Fe, Mn})_3\text{Si}_3). \end{cases} \quad (2)$$

Компьютерное моделирование процесса осадки образцов осуществляли методом конечных элементов с помощью программного комплекса ANSYS 8.0. Использовали треугольные конечные элементы типа PLANE, имеющие три степени свободы (рис. 2).

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

### Результаты исследования и их обсуждение

Эксперименты показали, что при степени деформации образцов  $\Lambda > 0,2$  в материале будут разрушены практически все силициды (рис. 3, кривая 1). В дальнейшем разрушение латуни осуществляется путем образования и развития вязких микротре-

щин, возникших на разрушенных силицидах и распространяющихся в пластичной матрице.

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  $\Lambda_p$  с коэффициентом жесткости напряженного состояния  $k$ . Диаграмму описывали экспоненциальной зависимостью, наиболее часто применяемой для металлических материалов [4]:

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

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

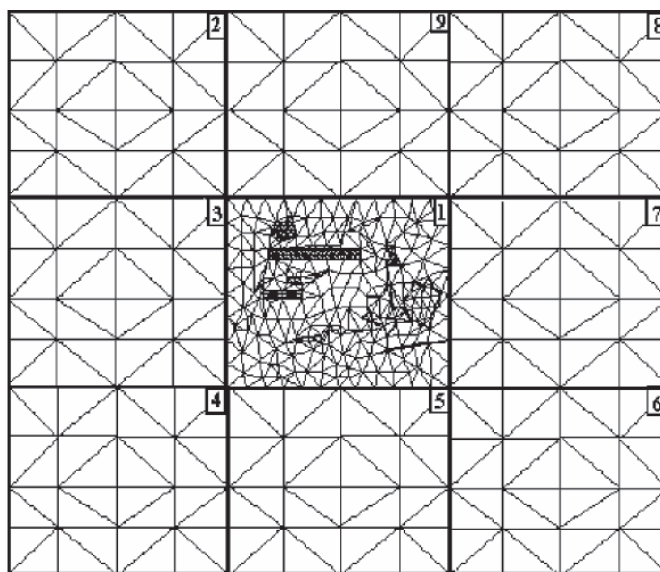


Рис. 2. Компьютерная модель микроструктуры латуни (мезоэчейка)

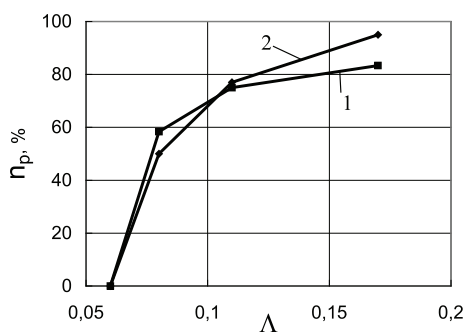


Рис. 3. Зависимость доли разрушенных силицидов  $n_p$  от степени деформации образца  $\Lambda$  при осадке в условиях плоскодеформированного состояния:  
1 – экспериментальная кривая;  
2 – расчетная кривая.

Для описания процесса разрушения силицидов использовали линейную модель накопления поврежденности [4], 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 ступенчатого 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  $i$ -м 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 диаграм-

ма предельной деформации силицидов  $(\text{Fe, Mn})_3\text{Si}_3$ .

С использованием полученной диаграммы и линейной модели накопления поврежденности [4] 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

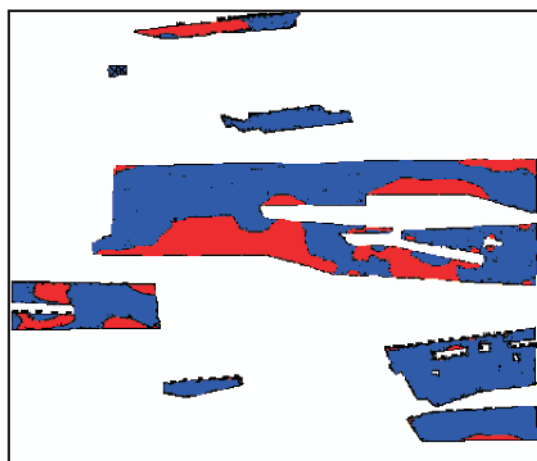


Рис. 4. а. Распределение поврежденности по силицидам мезоэчейки при осадке на 4% (красным выделены разрушившиеся участки)

примерно  $70 \times 80$  мкм. На рис. 4, а показаны 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  $k > 0$ .

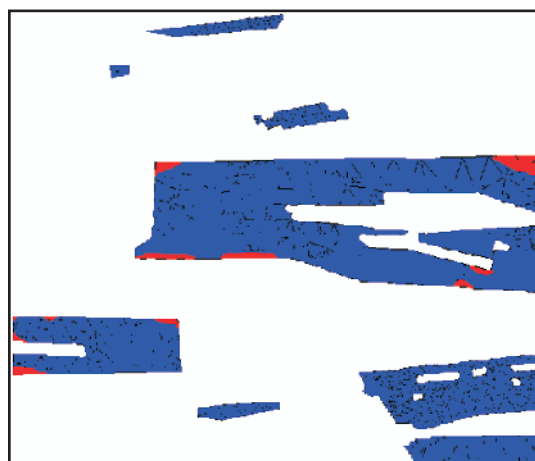


Рис. 4. б. Распределение поврежденности по силицидам мезоэчейки при осадке на 25% с дополнительным внешним гидростатическим давлением в 850 МПа (красным выделены разрушившиеся участки)

Уменьшить вероятность разрушения силицидов возможно за счет использования более «мягких» схем напряженного состояния, обеспечивающих высокий уровень сжимающих напряжений, достаточный для того, чтобы нивелировать или свести к минимуму «неблагоприятные» зоны растягивающих напряжений и способный приблизить напряженное состояние материала на мезоуровне к однородному. Такие схемы могут быть обеспечены, например, при проведении испытаний в камере высокого давления, то есть с дополнительным внешним гидростатическим сжатием. На рис. 4, б приведены результаты моделирования накопления поврежденности в силицидах до момента их разрушения при осадке на 25% ( $\Lambda = 0,5$ ) в условиях плоскодеформированного состояния с дополнительным внешним гидростатическим давлением в 850 МПа. Очевидно, что такая схема нагружения позволяет провести осадку латуни на достаточно большую величину деформации с минимальными внутренними разрушениями (наблюдаются только незначительные участки сколов по краям силицидов).

### Выводы

1. Исследован процесс деформации и разрушения латуни марки ЛМцАЖКС при осадке в условиях плоскодеформированного состояния на макро- и мезоуровне. Обнаружено, что деформация латуни происходит, в основном, за счет пластичной матрицы, а разрушению, в первую очередь, подвергаются хрупкие частицы силицидов.

2. Установлено неоднородное распределение коэффициента жесткости напряженного состояния силицидов на мезоуровне при осадке латуни, позволившее разработать методику построения диаграммы предельной деформации силицидов  $(\text{Fe, Mn})_3\text{Si}_3$ .

3. Осуществлено моделирование накопления поврежденности в силицидах до момента их разрушения. Показано, что уменьшить вероятность разрушения силицидов в латуни возможно за счет использования схем напряженного состояния, обеспечивающих высокий уровень сжимающих напряжений и приближающих напряженное состояние латуни к однородному на мезоуровне.

*Работа выполнена по программе Президиума РАН №25 при поддержке программы фундаментальных исследований УрО РАН, проект 12-П-1-1027.*

**Список литературы**

1. 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.
2. Гельд Н.Ф., Сидоренко Ф.А. Силициды переходных металлов четвертого периода. – М.: Metallurgija, 1971. – 582 с.
3. Калачев Б.А., Ливанов В.А., Елагин В.И. Металловедение и термообработка цветных металлов и сплавов. – М.: Metallurgija, 1981. – 416 с.
4. Колмогоров В.Л. Напряжения, деформации, разрушение. – М.: Metallurgija, 1970. – 232 с.
5. Мортон К. Смит. Основы физики металлов. – М.: Metallurgizdat, 1959. – 156 с.
6. Пугачева Н.Б. Структура промышленных (α+β) латуней // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2007. – №2. – С. 23–29.
7. 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, Ч. 1. – С. 165–168.
8. 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.

**References**

1. Vildeman V.Je., Sokolkin Ju.V., Tashkinov A.A. Mehanika neuprugogo deformirovanija i razrushenija kompozicionnyh materialov. Moscow, Nauka, Fizmatlit, 1997, 288 p.

2. Geld N.F., Sidorenko F.A. Silicidy perehodnyh metallov chetvertogo perioda. Moscow, Metallurgija, 1971, 582 p.
3. Kalachev B.A., Livanov V.A., Elagin V.I. Metallovedenie i termoobrabotka cvetnyh metallov i splavov. Moscow, Metallurgija, 1981, 416 p.
4. Kolmogorov V.L. Naprjazhenija, deformacii, razrushenie. Moscow, Metallurgija, 1970, 232 p.
5. Morton K. Smit. Osnovy fiziki metallov. Moscow, Metallurgizdat, 1959, 156 p.
6. Pugacheva N.B. Struktura promyshlennyh (α+β) latunej. Metallovedenie i terimcheskaja obrabotka metallov, 2007, no. 2, pp. 23-29.
7. Smirnov S.V., Pugacheva N.B., Mjasnikova M.V., Matafonov P.P., Polkovnikov T.V. Mikromehanika razrushenija i deformacii latuni. Fizicheskaja mezomehanika, 2004/ vol. 7, no. 1, pp. 165–168.
8. Smirnov S.V., Smirnov V.K., Soloshenko A.N., Shvejkin V.P. Opredelenie soprotivlenija deformacii po rezultatam vnedrenija konicheskogo indentora. Kuznechno-shtampovочное proizvodstvo, 2000, no. 3, pp. 3–6.

**Рецензенты:**

Федотов В.П., д.т.н., главный научный сотрудник лаборатории прикладной механики ФГБУН Института машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург;

Богатов А.А., д.т.н., заведующий кафедрой обработки металлов давлением Института материаловедения и металлургии ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург.

Работа поступила в редакцию 09.08.2012.