

**ИЗУЧЕНИЕ НЕОДНОРОДНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА Д1
МЕТОДОМ КОРЕЛЯЦИИ ЦИФРОВЫХ СПЕКЛ-ИЗОБРАЖЕНИЙ**

© 2016

С.А. Баранникова, доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник лаборатории физики прочности, профессор кафедры «Механика деформируемого твердого тела»

Институт физики прочности и материаловедения

Сибирского отделения Российской академии наук, Томск (Россия)

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск (Россия)

Ю.В. Ли, аспирант лаборатории физики прочности

Институт физики прочности и материаловедения

Сибирского отделения Российской академии наук, Томск (Россия)

А.В. Бочкарева, кандидат технических наук, младший научный сотрудник лаборатории физики прочности, доцент кафедры «Теоретическая и прикладная механика»

Институт физики прочности и материаловедения

Сибирского отделения Российской академии наук, Томск (Россия)

Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск (Россия)

Л.Б. Зуев, доктор физико-математических наук, заведующий лабораторией физики прочности, профессор кафедры «Теории прочности и проектирования»

Институт физики прочности и материаловедения

Сибирского отделения Российской академии наук, Томск (Россия)

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск (Россия)

Ключевые слова: пластическая деформация; водородное охрупчивание; дуралюмин; локализация пластической деформации; микротвердость; фрактография; интерметаллиды.

Аннотация: В работе исследовано влияние насыщения водородом алюминиевого сплава марки Д1 электролитическим методом на локализацию пластического течения. Исследования проводились на образцах алюминиевого сплава до и после легирования водородом с использованием трехэлектродной электрохимической ячейки. Было установлено, что водород оказывает значительное влияние на механические свойства и кривые пластического течения рассматриваемого материала. Анализ стадийности деформационных кривых показал наличие следующих стадий пластического течения: стадия линейного деформационного упрочнения, стадия параболического деформационного (тейлоровского) упрочнения и стадия предразрушения. Для выявления и визуализации зон локализованной деформации был использован метод корреляции цифровых спекл-изображений, позволяющий получить количественные характеристики деформации, т. е. определить поле векторов смещения в плоском образце при растяжении и далее рассчитать компоненты тензора пластической дисторсии (локальные удлинения ε_{xx} , сдвиг ε_{xy} и поворот ω_z). При использовании данной методики в процессе нагружения образца были определены картины эволюции деформации и характер ее локализации в деформируемом образце на разных стадиях деформационного упрочнения в исходном состоянии и после насыщения водородом в течение 100 ч. Информация о закономерностях распространения фронтов локализации пластической деформации в рассматриваемом материале является важной для более детального изучения процесса пластического течения алюминиевых сплавов. Изучение данного процесса позволяет на ранних стадиях спрогнозировать область формирования деформационной шейки и определить место будущего разрушения материала. С помощью микрорентгеноспектрального анализа получена информация о наличии упрочняющих интерметаллидных частиц.

ВВЕДЕНИЕ

Известно, что элементы многих конструкций на предприятиях газовой, химической, нефтеперерабатывающей, энергетической промышленности в процессе эксплуатации контактируют с рабочими агрессивными средами и под их влиянием подвергаются коррозионной деструкции. Водородосодержащая среда, проникая в объем элементов конструкции, приводит к значительным ухудшениям механических характеристик материала, что вызывает изменение напряженно-деформированного состояния и приводит к значительному уменьшению несущей способности и сокращению долговечности конструкций. Поэтому изучение влияния коррозионных процессов на механические характеристики конструкционных металлов и сплавов представляет собой важную инженерную задачу [1].

Термически упрочняемые алюминиевые сплавы обладают достаточными прочностными характеристиками и, одновременно с этим, высокой степенью сопротивления коррозионным процессам, ввиду наличия на поверхности инертной оксидной пленки. Широкое применение алюминиевых сплавов предполагает возможность воздействия на них различных факторов окружающей среды, которые инициируют утонение верхнего слоя защитной оксидной пленки, что приводит к развиту коррозионных процессов и снижает общую безопасность конструкций. Алюминиевые сплавы в целом инертны к коррозионным процессам, однако это справедливо только лишь для сплавов с малой степенью пересыщения твердого раствора. Сплавы с высокой концентрацией легирующих элементов, к которым относят сплавы системы дуралюмин, при условии существования в агрессивных средах, напротив, подвержены

коррозионному растрескиванию. Причиной такого растрескивания может служить и водород [2–6]. В связи с этим представляется важным установить влияние насыщения водородом электролитическим методом на деформационное поведение термически упрочняемых алюминиевых сплавов.

Изучение природы пластической деформации твердых тел привело к заключению о том, что пластическое течение неоднородно на любом этапе от предела текучести до разрушения. Универсальность этого тезиса прослеживается на микро-, мезо- и макрокопическом масштабных уровнях [7–9]. Целью данной работы является исследование процессов неоднородности пластической деформации при одноосном растяжении предварительно электролитически насыщенных водородом образцов алюминиевого сплава Д1 с использованием универсального измерительного комплекса ALMEC-tv, который позволяет проследить эволюцию картин локализации пластической деформации и определить основные параметры локализации деформации [9].

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве материала исследований был выбран дисперсионно-твердеющий сплав системы дуралюмин Д1. После штампования из горячекатаного листа образцы были подвергнуты искусственному старению при $T=340\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 3 ч с охлаждением в печи. Водородное насыщение исследуемого сплава проводилось электролитическим методом при постоянном контролируемом катодном потенциале в 1N растворе серной кислоты в течение 100 ч в трехэлектродной электрохимической ячейке [10]. Механические испытания образцов в форме двойной лопатки с размерами рабочей части $50 \times 10 \times 2$ мм проводились при $T=300\text{ K}$ по схеме одноосного растяжения со скоростью растяжения $6,67 \times 10^{-5}\text{ c}^{-1}$ на испытательной машине LFM-125. Исследование макролокализации пластической деформации проводили методом корреляции цифровых спекл-изображений с использованием автоматизированного лазерного измерительного комплекса ALMEC-tv. Микротвердость сплава Д1 в исходном состоянии и после его насыщения электролитического насыщения водородом измерялась стандартным методом с использованием наконечника Виккерса на микротвердомере ПМТ-3. Нагрузка на индентор составила $P=0,15\text{ H}$. Индентированию подвергалась полированная поверхность рабочей части образца. Полученные данные представлены с использованием стандартных приемов математической обработки результатов физического эксперимента.

Микрорентгеноспектральный анализ проводился на приборах LEO EVO 50 (Zeiss, Германия) и JEM 2100 (JEOL) в ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН с дополнительным использованием приставки INCA.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Кривые нагружения сплава Д1 в исходном состоянии (1) и подверженного электролитическому насыщению водородом в течение 100 ч (2), представленные на рисунке 1, имеют пилообразный вид. Спады напряжений достигают 4–5 МПа, природа которых обусловлена эффектом Портевена – Ле Шателье [11–13]. Без учета зубчатости подобные кривые можно отнести к диаграммам общего типа, которые принято описывать параболической функцией вида:

$$\sigma = \sigma_0 + K\varepsilon^n, \quad (1)$$

где K – коэффициент деформационного упрочнения; $n \leq 1$ – показатель деформационного упрочнения.

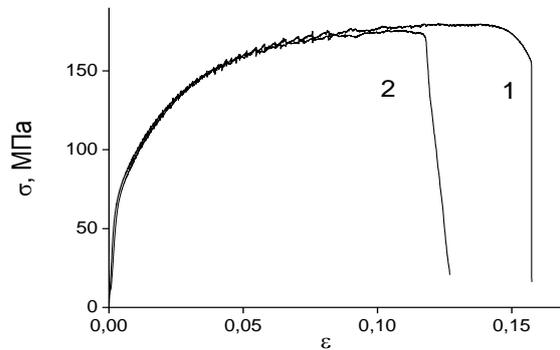


Рис. 1. Кривые нагружения сплава Д1 в исходном состоянии (1) и после электролитического насыщения 100 ч (2)

Использование метода, описанного в [14; 15], и переход к логарифмическим координатам позволяют представить кривую нагружения в системе координат $\ln(s-s_0)=f(\ln e)$ (s – истинное напряжение, без учета изменения поперечного сечения рабочей части в ходе одноосного растяжения, МПа; e – истинная деформация) и определить наличие участков на деформационной кривой, где показатель n является постоянным и меняется дискретно от участка к участку.

Механические характеристики: $\sigma_{0,2}$ – условный предел текучести, МПа; σ_B – предел прочности, МПа; δ – относительное удлинение до разрыва, % – приведены в таблице 1. Деформирование сплава Д1 в исходном состоянии (1) заканчивается образованием макрокопической шейки, свидетельствующей о вязком разрушении. Анализ стадийности деформационных кривых сплава в исходном состоянии позволил выделить три стадии пластического течения: сталию линейного упрочнения, стадию параболического упрочнения и стадию предразрушения. Полученные данные согласуются с данными выполненных ранее исследований [10].

В результате проведения микрорентгеноспектрального анализа было выявлено наличие упрочняющих интерметаллидных частиц. Значительная часть содержащегося в твердом растворе марганца в результате обработки слитков горячей деформацией, отжигом выделяется в виде устойчивых к нагреву нерастворимых мелкодисперсных частиц фазы $T(\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu})$ диаметром порядка 100–200 нм (рис. 2 а). Эти частицы являются продуктами распада твердого раствора и положительно влияют на свойства дуралюмина, а именно обеспечивают повышение прочностных свойств и улучшение коррозионной стойкости [16]. Здесь же выявляется присутствие упрочняющей фазы $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$. Частицы имеют вытянутую форму с длиной ~ 200 нм (рис. 2 а).

Основной упрочняющей фазой в системе Al-Cu-Mg является θ фаза – Al_2Cu (рис. 2 б), которая образуется в результате распада пересыщенного твердого раствора.

Таблица 1. Механические характеристики сплава Д1 в исходном состоянии (1), после электролитического насыщения водородом в течение 100 ч (2)

	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	$H\mu$, МПа	Линейная стадия, $n \approx 1$		Параболическая стадия, $n \approx 1/2$		Стадия предразрушения, $n \leq 0,3$	
					ϵ_n , %	ϵ_k , %	ϵ_n , %	ϵ_k , %	ϵ_n , %	ϵ_k , %
1	76	180	15	251,0±1,5	1,3	2,3	3,6	6,1	6,9	13,8
2	77	175	12	271,9±4,9	1,1	2,4	3,4	5,5	5,9	11,1

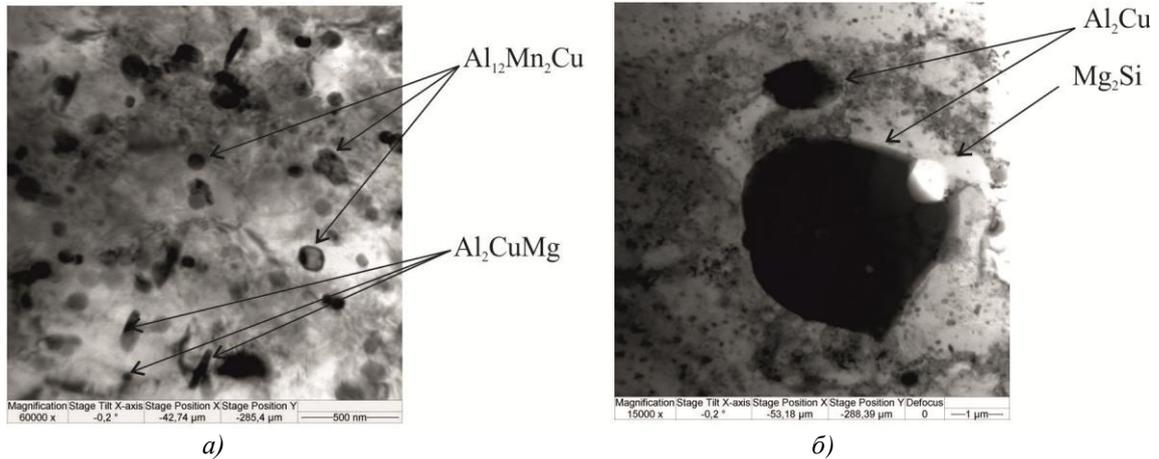


Рис. 2. Микроструктура и упрочняющие фазы T, S (а) и θ, β (б) дуралюмина в состоянии поставки

Упрочняющие частицы $\theta(Al_2Cu)$ могут находиться как внутри зерна (при этом они имеют округлую форму), так и располагаться на границе между зёрнами.

Также была обнаружена в небольшом количестве упрочняющая $\beta(Mg_2Si)$ фаза, наиболее характерная для сплавов системы Al-Mg-Si (рис. 2 б). Данная фаза представляет собой частицы белого цвета, округлой формы размером ~ 1 мкм. Формирование фазы осуществляется через образование зон Гинье – Престона [16] в результате распада пересыщенного твердого раствора в областях, где локальная концентрация кремния имеет более высокое значение.

При обработке цифровых спекл-изображений методикой, основанной на измерении скорости мерцания спеклов, наблюдаются периодически перемещающиеся одиночные фронты локализованной деформации, аналогичные полосам Чернова – Людерса. Пример таких фронтов локализации пластической деформации показан на рисунке 3.

Последовательность координат X , соответствующих положениям полос деформации вдоль оси растяжения с течением общей деформации или времени t , аппроксимировали прямыми линиями. Из зависимостей $X(t)$ определяются скорость и расстояние между полосами локализованной деформации, которые служат информативным дополнением к обычным механическим характеристикам материала [17–20].

Анализ картин локализации пластической деформации в образцах сплава Д1 показал преимущественное распространение одиночных фронтов деформации по всей длине образца. Зарождение новых полос локализованной пластической деформации происходит вблизи неподвижного захвата (рис. 4).

Скорость полос локализации пластической деформации снижается по мере роста общей деформации как в исходном состоянии (1) $V \sim (1,8 \dots 0,2) \cdot 10^{-3}$ м/с, так и после предварительного насыщения водородом (2) $V \sim (2,5 \dots 0,6) \cdot 10^{-3}$ м/с. На стадии предразрушения к моменту формирования шейки перемещение фронтов деформации ограничено узкой областью – местом будущего разрушения (рис. 4).

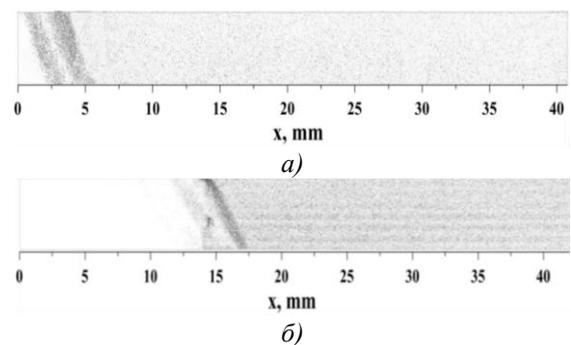


Рис. 3. Визуализация полос макролокализации деформации на поверхности образца Д1 в состоянии (1) при общей деформации 1,1 % (а) и в состоянии (2) при общей деформации 5,1 % (б)

Таким образом, в настоящей работе рассмотрены особенности локализации пластической деформации дуралюмина методом корреляции цифровых спекл-изображений. Показано, что на всем протяжении пластического течения очаги локализации пластической деформации в Д1 формируются и эволюционируют

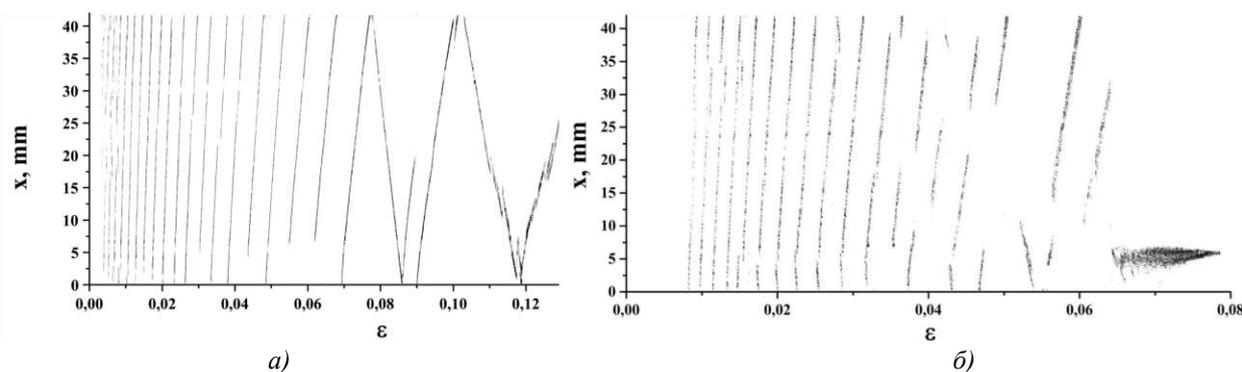


Рис. 4. Кинетические диаграммы полос локализованной деформации с ростом общей деформации в сплаве Д1 в исходном состоянии (а) и после электролитического насыщения в течение 100 ч (б)

закономерным образом. Установлено влияние насыщения водородом алюминиевого сплава марки Д1 электролитическим методом на макроскопическую локализацию пластического течения. Насыщение водородом образцов в течение 100 ч в значительной степени влияет на пластичность сплава по сравнению с исходным состоянием. При этом остается неизменным число присутствующих стадий пластического течения (линейная, параболическая и стадия предразрушения), однако сокращается их продолжительность. Наличие интерметаллидных частиц способствует увеличению прочностных характеристик и улучшает коррозионную стойкость материала. Водород усиливает локализацию пластической деформации и приводит к увеличению скорости зон локализации пластической деформации и расстояния между ними, что обусловлено сокращением пластичности по сравнению с исходным состоянием сплава Д1.

Полученные результаты показывают, что особенности макроскопической локализации деформации должны учитываться при разработке моделей деформационного упрочнения алюминиевых сплавов.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований Государственной академии наук в 2013–2020 гг. и гранта РФФИ № 16-08-00385-а.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Овчинников И.И., Овчинников И.Г. Влияние водородосодержащей среды при высоких температурах и давлениях на поведение металлов и конструкций из них // Интернет-журнал Науковедение. 2012. № 4. С. 1–28.
2. Lunarska E., Chernyaeva O. Effect of precipitates on hydrogen transport and hydrogen embrittlement of aluminum alloys // Materials Science. 2004. Vol. 40. № 3. P. 399–407.
3. Kannan M., Raja V.S. Hydrogen embrittlement susceptibility of over aged 7010 Al-alloy // Journal of Materials Science. 2006. Vol. 41. № 17. P. 5495–5499.
4. Kim S.J., Han M.S., Jang S.K. Electrochemical characteristics of Al-Mg alloy in seawater for leisure ship: Stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement // Korean Journal of Chemical Engineering. 2009. Vol. 26. № 1. P. 250–257.
5. Kumar S., Namboodhiri T. Precipitation hardening and hydrogen embrittlement of aluminum alloy AA7020 // Bulletin of Materials Science. 2011. Vol. 34. № 2. P. 311–321.
6. Nykyforchyn H.M., Ostash O.P., Tsyryl'nyk O.T., Andreiko I.M., Holovatyuk Yu.V. Electrochemical evaluation of the in-service degradation of an aircraft aluminum alloy // Materials Science. 2008. Vol. 44. № 2. P. 254–259.
7. Kuhlmann-Wilsdorf D. The low energetic structures theory of solid plasticity // Dislocations in Solid. Amsterdam: Elsevier, 2002. P. 213–338.
8. Panin V.E. Plastic deformation and fracture of solid at the mesoscale level // Material Science and Engineering A. 1997. Vol. 234-236. P. 944–948.
9. Зуев Л.Б., Баранникова С.А. Физика прочности и экспериментальная механика. Новосибирск: Наука, 2011. 350 с.
10. Yagodzinsky Y., Todoshchenko O., Papula S., Hänninen H. Hydrogen Solubility and Diffusion in Austenitic Stainless Steels Studied with Thermal Desorption Spectroscopy // Steel Research International. 2011. Vol. 82. № 1. P. 20–25.
11. Криштал М.М. Неустойчивость и мезоскопическая неоднородность пластической деформации (аналитический обзор). Часть I. Феноменология зуба текучести и прерывистой текучести // Физическая мезомеханика. 2004. Т. 7. № 5. С. 5–29.
12. Криштал М.М. Неустойчивость и мезоскопическая неоднородность пластической деформации (аналитический обзор). Часть II. Теоретические представления о механизмах неустойчивости пластической деформации // Физическая мезомеханика. 2004. Т. 7. № 5. С. 31–45.
13. Rizzi E., Hähner P. On the Portevin-Le Chatelier effect: theoretical modeling and numerical results // International Journal of Plasticity. 2004. Vol. 20. № 1. P. 121–165.
14. Pelleg J. Mechanical Properties of Metals. Dordrecht: Springer, 2013. 644 p.
15. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов / под ред. В.И. Трефилова. Киев: Наукова думка, 1989. 256 с.
16. Колачев Б.А., Ливанов В.А., Елагин В.И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: МИСИС, 1999. 416 с.
17. Баранникова С.А., Надежкин М.В., Мельничук В.А., Зуев Л.Б. О локализации пластической деформации

- растяжения монокристаллов аустенитной стали, электролитически насыщенных водородом // Письма в ЖТФ. 2011. Т. 37. № 17. С. 9–17.
18. Баранникова С.А., Надежкин М.В., Лунев А.Г., Горбатенко В.В., Шляхова Г.В., Зуев Л.Б. Влияние водорода на локализацию пластического течения при растяжении низкоуглеродистой стали // Металлофизика и новейшие технологии. 2014. Т. 36. № 2. С. 229–245.
 19. Баранникова С.А., Надежкин М.В., Лунев А.Г., Горбатенко В.В., Зуев Л.Б. Закономерности локализации пластического течения при электролитическом насыщении водородом ОЦК-сплава железа // Письма в ЖТФ. 2014. Т. 40. № 5. С. 51–58.
 20. Zuev L.B., Barannikova S.A. Experimental study of plastic flow macro-scale localization process: pattern, propagation rate, dispersion // *International Journal of Mechanical Sciences*. 2014. Vol. 88. P. 1–8.
- REFERENCES**
1. Ovchinnikov I.I., Ovchinnikov I.G. Effect of hydrogen-containing environment at high temperature and pressure on the behavior of metals and structures. *Internet-zhurnal Naukovedenie*, 2012, no. 4, pp. 1–28.
 2. Lunarska E., Chernyaeva O. Effect of precipitates on hydrogen transport and hydrogen embrittlement of aluminum alloys. *Materials Science*, 2004, vol. 40, no. 3, pp. 399–407.
 3. Kannan M., Raja V.S. Hydrogen embrittlement susceptibility of over aged 7010 Al-alloy. *Journal of Materials Science*, 2006, vol. 41, no. 17, pp. 5495–5499.
 4. Kim S.J., Han M.S., Jang S.K. Electrochemical characteristics of Al-Mg alloy in seawater for leisure ship: Stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement. *Korean Journal of Chemical Engineering*, 2009, vol. 26, no. 1, pp. 250–257.
 5. Kumar S., Namboodhiri T. Precipitation hardening and hydrogen embrittlement of aluminum alloy AA7020. *Bulletin of Materials Science*, 2011, vol. 34, no. 2, pp. 311–321.
 6. Nykyforchyn H.M., Ostash O.P., Tsyryl'nyk O.T., Andreiko I.M., Holovatyuk Yu.V. Electrochemical evaluation of the in-service degradation of an aircraft aluminum alloy. *Materials Science*, 2008, vol. 44, no. 2, pp. 254–259.
 7. Kuhlmann-Wilsdorf D. The low energetic structures theory of solid plasticity. *Dislocations in Solid*. Amsterdam, Elsevier, 2002, pp. 213–338.
 8. Panin V.E. Plastic deformation and fracture of solid at the mesoscale level. *Material Science and Engineering A*, 1997, vol. 234-236, pp. 944–948.
 9. Zuev L.B., Barannikova S.A. *Fizika prochnosti i eksperimental'naya mekhanika* [Physics of strength and experimental mechanics]. Novosibirsk, Nauka Publ., 2011. 350 p.
 10. Yagodzinsky Y., Todoshchenko O., Papula S., Hänninen H. Hydrogen Solubility and Diffusion in Austenitic Stainless Steels Studied with Thermal Desorption Spectroscopy. *Steel Research International*, 2011, vol. 82, no. 1, pp. 20–25.
 11. Krishtal M.M. Instability and mesoscopic inhomogeneity of plastic deformation (analytical review). Part I. Phenomenology of yield drop and jerky flow. *Physical mesomechanics*, 2004, vol. 7, no. 5, pp. 5–26.
 12. Krishtal M.M. Instability and mesoscopic inhomogeneity of plastic deformation (analytical review). Part II. Theoretical views on mechanisms of plastic deformation instability. *Physical mesomechanics*, 2004, vol. 7, no. 5, pp. 27–39.
 13. Rizzi E., Hähner P. On the Portevin-Le Chatelier effect: theoretical modeling and numerical results. *International Journal of Plasticity*, 2004, vol. 20, no. 1, pp. 121–165.
 14. Pelleg J. *Mechanical Properties of Metals*. Dordrecht, Springer, 2013. 644 p.
 15. Trefilov V.I., ed. *Deformatsionnoe uprochnenie i razrushenie polikristallicheskih metallov* [Deformation Strengthening and Fracture in polycrystalline materials]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1989. 256 p.
 16. Kolachev B.A., Livanov V.A., Elagin V.I. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka tsvetnykh metallov i splavov* [Physical metallurgy and heat treatment of nonferrous materials and alloys]. Moscow, MISIS Publ., 1999. 416 p.
 17. Barannikova S.A., Nadezhkin M.V., Melnichuk V.A., Zuev L.B. Tensile plastic strain localization in single crystals of austenite steel electrolytically saturated with hydrogen. *Technical Physics Letters*, 2011, vol. 37, no. 9, pp. 793–796.
 18. Barannikova S.A., Nadezhkin M.V., Lunev A.G., Gorbatenko V.V., Shlyakhova G.V., Zuev L.B. Effect of hydrogen on the localization of plastic deformation under tensile of low-carbon steel. *Metallofizika i noveyshie tekhnologii*, 2014, vol. 36, no. 2, pp. 229–245.
 19. Barannikova S.A., Nadezhkin M.V., Lunev A.G., Gorbatenko V.V., Zuev L.B. Regularities in localization of plastic flow upon electrolytic hydrogenation of an iron bcc-alloy. *Technical Physics Letters*, 2014, vol. 40, no. 3, pp. 211–214.
 20. Zuev L.B., Barannikova S.A. Experimental study of plastic flow macro-scale localization process: pattern, propagation rate, dispersion. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2014, vol. 88, pp. 1–8.

**THE STUDY OF PLASTIC DEFORMATION NONUNIFORMITY IN D1 ALLOY
USING THE METHOD OF DIGITAL SPECKLE IMAGES CORRELATION**

© 2016

S.A. Barannikova, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), leading researcher of laboratory of strength physics, professor of Chair “Deformable solid mechanics”

*Institute of strength physics and materials science of Siberian branch of Russian Academy of Sciences, Tomsk (Russia)
National Research Tomsk State University, Tomsk (Russia)*

Yu.V. Li, postgraduate student of laboratory of strength physics

Institute of strength physics and materials science of Siberian branch of Russian Academy of Sciences, Tomsk (Russia)

A.V. Bochkareva, PhD (Engineering), junior researcher of laboratory of strength physics, assistant professor of Chair “Theoretical and applied mechanics”

*Institute of strength physics and materials science of Siberian branch of Russian Academy of Sciences, Tomsk (Russia)
National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk (Russia)*

L.B. Zuev, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Head of laboratory of strength physics, professor of Chair “Strength and Design”

*Institute of strength physics and materials science of Siberian branch of Russian Academy of Sciences, Tomsk (Russia)
National Research Tomsk State University, Tomsk (Russia)*

Keywords: plastic deformation; hydrogen embrittlement; duralumin; plastic deformation localization; microhardness; fractography; intermetallics.

Abstract: The paper presents the study of the influence of hydrogen enrichment of D1 aluminum alloy using the electrolytic method on the plastic flow localization. The study was carried out on the aluminum alloy samples before and after hydrogen addition using the three-electrode electrochemical cell. It is determined that hydrogen influences significantly the mechanical properties and plastic flow curves of the material under the study. The analysis of deformation curves staging showed the existence of the following stages of plastic flow: the stage of linear deformation hardening, the stage of parabolic deformation (Taylor) hardening and the stage of pre-destruction. To determine and visualize the zones of localized deformation, the authors used the method of digital speckle images correlation allowing getting the deformation quantitative characteristics, i.e. defining the displacement vector field in flat sample during the tension and then calculating the plastic distortion tensor components (the local stretching ε_{xx} , the shift ε_{xy} and the turn ω_z). When using this methodology in the process of sample loading, the images of deformation evolution and the character of its localization in a deformable sample at various stages of deformation hardening in the initial state and after hydrogen-saturation during 100 hours were determined. The information on the regularities of distribution of the fronts of plastic deformation localization within the material under the study is important for the detailed study of the process of aluminum alloys plastic flow. The study of this process allows predicting at the early stages the area of deformation neck formation and determining the place of future material destruction. Using the X-ray spectrographic microanalysis, the authors got the information on the existence of hardening intermetallic particles.