

Влияние низких температур на локализацию деформации в пересыщенных сплавах Al–Li

Т. В. Григорова, Н. В. Исаев, В. Д. Нацик, С. Э. Шумилин

*Физико-технический институт низких температур им. Б. И. Веркина НАН Украины
пр. Ленина, 47, г. Харьков, 61103, Украина
E-mail: isaev@ilt.kharkov.ua*

Статья поступила в редакцию 5 июня 2001 г.

Методом активного нагружения при температурах 295, 77 и 0,5 К изучены параметры кривой растяжения и распределение пластической деформации в закаленных и состаренных сплавах Al–Li с содержанием лития 7,0 и 10,4 ат.%. Показано, что для состаренных сплавов, в отличие от закаленных, характерны высокая прочность, низкий резерв пластичности, а также неоднородное распределение деформации (макроскопические участки локализации деформации), если нагружение производится в условиях комнатных и умеренно низких температур (295 и 77 К). Деформация как закаленных, так и состаренных сплавов в условиях глубокого охлаждения (при температуре 0,5 К) распределяется вдоль образцов более гомогенно. Полученные результаты объясняются влиянием низких температур на скорость термически активированных процессов, контролирующих движение дислокаций через примесные барьеры и деформационно-диффузионное растворение δ' -преципитатов.

Методом активного навантаження при температурах 295, 77 та 0,5 К вивчені параметри кривої розтягу і розподіл пластичної деформації в загартованих і зістарених сплавах Al–Li із змістом літію 7,0 та 10,4 ат.%. Показано, що для зістарених сплавів, на відміну від загартованих, характерні висока міцність, низький резерв пластичності, а також неоднорідний розподіл деформації (макроскопічні ділянки локалізації деформації), якщо навантаження відбувається в умовах кімнатних та помірно низьких температур (295 та 77 К). Деформація як загартованих, так і зістарених сплавів в умовах глибокого охолодження (при температурі 0,5 К) розподіляється вздовж зразків більш гомогенно. Отримані результати пояснюються впливом низьких температур на швидкість термічно активованих процесів, які контролюють рух дислокацій через домішкові бар'єри та деформаційно-дифузійне розчинення δ' -преципітатів.

PACS: 62.20.Fe; 81.40.Cd

Введение

Пластичность пересыщенных сплавов имеет ряд интересных особенностей, обусловленных двумя эффектами: старением и связанным с ним дисперсионным упрочнением [1]. Возникающие в матрице растворителя в результате старения частицы новой фазы (преципитаты) являются одним из главных факторов, влияющих на размножение и подвижность дислокаций в сплаве. При этом размеры и объемная доля преципитатов, а вместе с ними и параметры пластичности сплава весьма существенно зависят от условий старения, в первую очередь, от его длительности Δt_a и температуры T_a . Другим фактором, влияющим на кинетику пластической деформации сплава, является температура деформирования образца T_d . Величина

T_d определяет скорость протекания элементарных термически активированных процессов, которые способствуют преодолению дислокациями примесных атомов и преципитатов.

При температурах близких к комнатной старение Al–Li сплавов, содержащих более 5 ат.% лития, сопровождается образованием в ГЦК матрице алюминия когерентных выделений δ' -фазы (Al_3Li) со сверхрешеткой типа $L1_2$ [2]. Появление δ' -преципитатов придает процессу пластической деформации пересыщенного сплава определенную специфику, обусловленную, главным образом, механизмом их перерезания скользящими дислокациями [2,3]. Как известно, пластическая деформация ГЦК матрицы алюминия осуществляется консервативным движением полных дислокаций системы скольжения $\{111\} \langle 110 \rangle$. Од-

нако в сверхструктуре $L1_2$ такие дислокации не являются полными. Перерезая δ' -преципитат, они образуют в нем антифазную границу, что приводит к повышению деформирующего напряжения. Кроме того, внутри преципитата возможно поперечное скольжение этих дислокаций из плоскости $\{111\}$ в плоскость $\{010\}$, в результате чего на дислокационных линиях возникают ступеньки, для преодоления которых также требуется дополнительное напряжение. Поскольку поперечное скольжение в преципитатах является термически активированным процессом, дополнительное напряжение, необходимое для пластической деформации сплава с заданной скоростью, существенно зависит от температуры.

Еще одна особенность пластической деформации пересыщенного сплава Al–Li, возникающая в результате фазового распада, — пространственная неоднородность пластического течения, зарегистрированная при комнатных температурах [4]. Новые дефекты: антифазная граница в объеме перерезаемого дислокацией δ' -преципитата и ступеньки на его поверхности, вызывают повышение внутренней энергии преципитата. Вследствие термически активированной диффузии лития часть преципитатов в процессе пластического течения растворяется, и в кристалле образуются свободные от преципитатов каналы, внутри которых движение дислокаций облегчено. Локализация пластического течения в таких каналах приводит к деформационному упрочнению (образованию в них дислокационных скоплений), раскрытию трещин и преждевременному разрушению образца.

Как поперечное скольжение дислокаций внутри преципитатов, так и деформационно-диффузионное растворение преципитатов являются термически активированными процессами, которые могут быть подавлены в области низких температур. Поэтому закономерности пластического течения пересыщенных сплавов Al–Li в условиях достаточно глубокого охлаждения должны отличаться от тех, которые описаны в обзорных работах [2,3]. Ранее в работе [5] уже было показано, что связанное с δ' -преципитатами падение напряжения течения при температурах ниже 50 К компенсируется ростом напряжения трения в твердом растворе (в областях между преципитатами) вследствие термически активированного движения дислокаций через локальные барьеры. В результате суперпозиции двух процессов с температурной чувствительностью противоположного знака полное напряжение течения сплава оказывается атермичным. Настоящая работа посвящена изучению влияния низких и сверхнизких темпе-

ратур на локализацию пластической деформации в пересыщенных Al–Li сплавах с различным фазовым составом: изучены как гомогенные закаленные сплавы, так и состаренные гетерогенные сплавы, содержащие выделения второй фазы.

1. Методика эксперимента

Исследовались пересыщенные сплавы Al–Li с содержанием лития 7,0 и 10,4 ат.%. Плоские поликристаллические образцы (диаметр зерна 0,31 и 0,44 мкм соответственно) имели форму двойной лопатки с размерами рабочей части: $15 \times 3 \times 1$ мм³. Образцы подвергались гомогенизирующему отжигу при 800–810 К в течение 5 ч, закалке в «ледяную воду» и старению до 7,5 ч при температуре $T_a = 473$ К. Выбранный режим старения, согласно структурным исследованиям [6–8], приводит к значительному росту радиуса и объемной доли δ' -преципитатов: для средних концентраций лития 7 и 10 ат.% радиусы частиц составляют 10–15 и 15–20 нм, а их объемная доля 0,03–0,06 и 0,15–0,20 соответственно.

Закаленные и состаренные образцы деформировали растяжением с постоянной скоростью $\dot{\epsilon} = 10^{-4}$ с⁻¹ в криостате при температурах $T_d = 295$; 77 и 0,5 К. Для криостатирования использовали жидкий азот, жидкие He⁴ и He³.

Изучали влияние продолжительности старения Δt_a и температуры деформации T_d на параметры кривой растяжения нагрузка P — абсолютное удлинение Δl , а также на макроскопическое распределение пластической деформации вдоль образца. С этой целью перед деформацией по всей рабочей части образца тонкой иглой наносили 15 меток с шагом 1 мм и по смещению меток в оптическом микроскопе оценивали деформацию различных участков образца. Погрешность измерения смещения составляла 0,01 мм.

2. Результаты эксперимента и их обсуждение

2.1. Кривые растяжения.

Кривые нагрузка–удлинение $P(\Delta l)$ образцов сплавов Al–Li, деформированных после гомогенизации и закалки, а также после старения, представлены на рис. 1 и 2. Нагрузка P , удлинение до разрыва Δl_{\max} и коэффициент упрочнения закаленных образцов возрастают при понижении температуры деформации T_d , что характерно для большинства твердых растворов на основе алюминия.

Диаграммы растяжения на рис. 1 и 2 имеют четко выраженные критические значения нагруз-

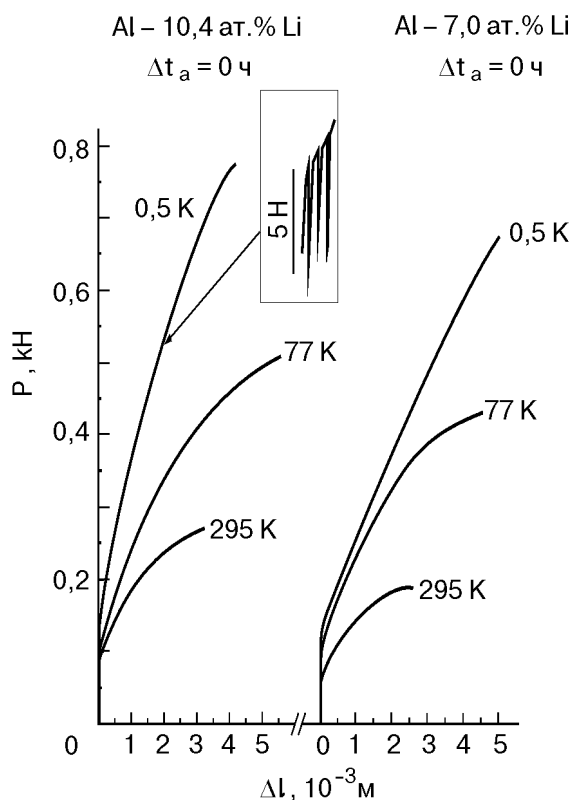


Рис. 1. Кривые нагрузка-удлинение $P(\Delta l)$ закаленных сплавов ($\Delta t_a = 0$ ч) Al-Li, деформированных при температурах $T_d = 295$ К; 77 К; 0,5 К.

ки P_0 , отвечающие началу пластического течения. Кроме того, для всех изученных здесь образцов их максимальные удлинения и изменения поперечных сечений оставались весьма малыми по сравнению с начальными длинами l_0 и поперечными сечениями S_0 . Поэтому в качестве параметров пластичности сплавов корректно рассматривать

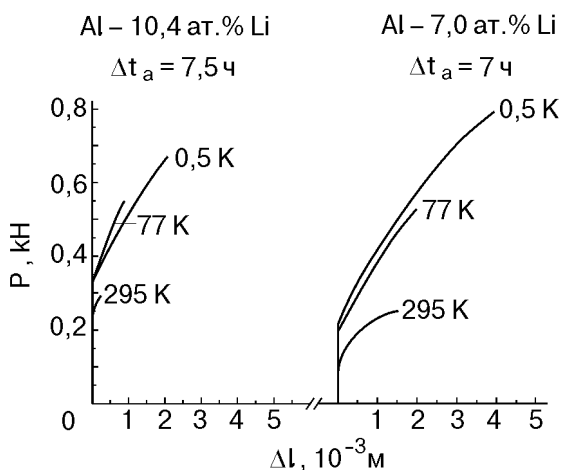


Рис. 2. Кривые нагрузка-удлинение $P(\Delta l)$ состаренных сплавов Al-Li, деформированных при температурах $T_d = 295$ К; 77 К; 0,5 К.

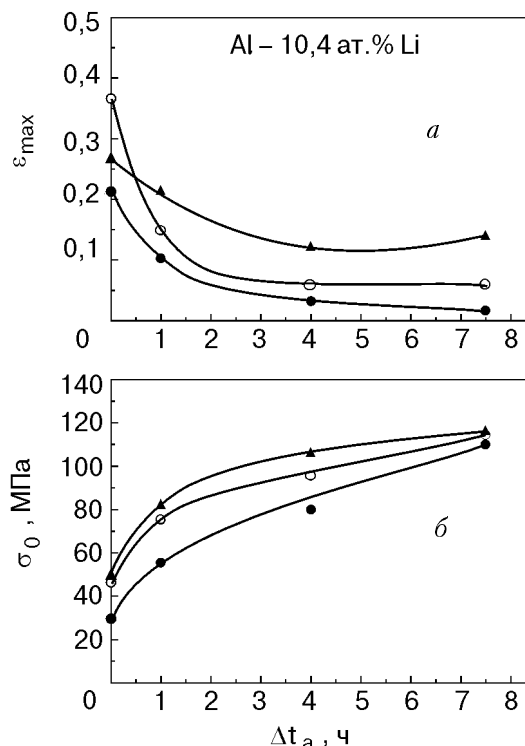


Рис. 3. Зависимость максимальной деформации ϵ_{\max} (а) и предела текучести σ_0 (б) от времени старения сплава Al-10,4 ат.% Li, деформированного при температурах T_d : ● — 295 К; ○ — 77 К; ▲ — 0,5 К.

предел текучести $\sigma_0 = P_0/S_0$ и максимальную относительную деформацию $\epsilon_{\max} = \Delta l_{\max}/l_0$.

В результате старения при $T = 473$ К параметры пластичности сплавов существенно изменяются: увеличение предела текучести σ_0 сопровождается резким сокращением резерва пластичности ϵ_{\max} по сравнению с закаленным состоянием. На рис. 3 показана зависимость предела текучести σ_0 и максимального удлинения ϵ_{\max} от времени старения Δt_a сплава Al-10,4 ат.% Li, деформированного при $T_d = 295$; 77 и 0,5 К. Величина σ_0 заметно возрастает, а резерв пластичности ϵ_{\max} падает при значениях $\Delta t_a < 4$ ч; дальнейшее старение не приводит к росту σ_0 и падению ϵ_{\max} . Отдельно следует отметить особенности деформации сплавов Al-Li в области субкельвиновых температур: при $T_d = 0,5$ К резерв пластичности ϵ_{\max} даже возрастает; кроме того, как в закаленных, так и в состаренных сплавах, деформированных при $T_d = 0,5$ К, наблюдается скачкообразная деформация (скачкообразное изменение нагрузки, см. вставку на рис. 1), изучение которой выходит за рамки настоящей работы.

Зависимости параметров σ_0 и ϵ_{\max} от Δt_a и T_d для сплава Al-7,0 ат.% Li имеют аналогичный характер.

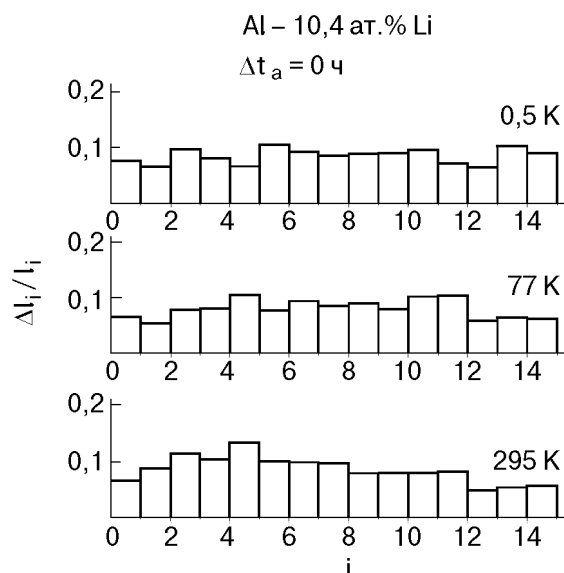


Рис. 4. Распределение относительной деформации в закаленном образце Al-10,4 ат.% Li, деформированном при указанных температурах.

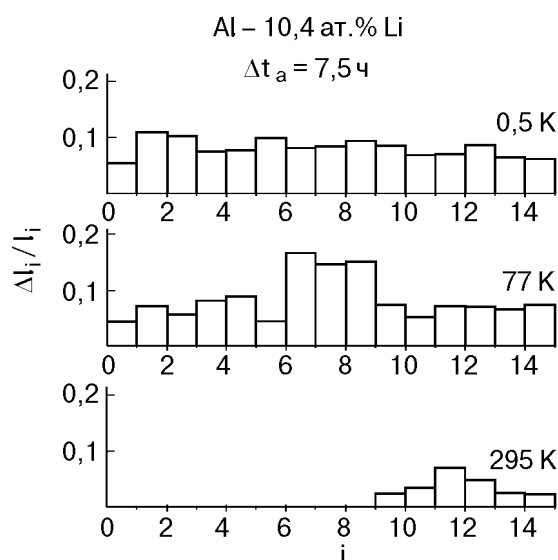


Рис. 5. Распределение относительной деформации в состаренном образце Al-10,4 ат.% Li, деформированном при указанных температурах.

2.2. Распределение деформации вдоль образца.

Наблюдение за отдельными участками ($i = 1, 2, \dots, 15$) рабочей части деформируемых образцов показало, что характер распределения деформации вдоль образца существенно зависит от времени старения Δt_a и температуры T_d . Типичные гистограммы, иллюстрирующие относительную деформацию $\epsilon_i = \Delta l_i / l_i$ отдельных участков образца, представлены на рис. 4 и 5. Данные соответствуют средним значениям деформации $\bar{\epsilon} \leq 0,08$.

Сравнивая величину относительной деформации различных участков закаленных и состаренных образцов, деформированных при $T_d = 295; 77$ и $0,5$ К, можно отметить следующие особенности:

1) неоднородное распределение деформации (участки локализации деформации) наблюдается только в состаренных образцах, содержащих выделения второй фазы (рис. 5);

2) при температуре $T_d = 0,5$ К закаленные (рис. 4) и состаренные (рис. 5) образцы деформируются с одинаковой степенью однородности.

Влияние распада пересыщенного твердого раствора и образования выделений при старении на локализацию деформации на отдельных участках образцов иллюстрирует рис. 6. Здесь представлены гистограммы образца Al-10,4 ат.% Li, который сначала был деформирован после гомогенизации и закалки (А), затем состарен в течение 1,5 ч и вновь деформирован (В). Гистограмма А иллюстрирует сравнительно однородное распределение деформации, характерное для однофаз-

ного сплава, тогда как на гистограмме В заметны участки локализации деформации. Испытания проводили и в обратной последовательности: вначале деформировали состаренный образец, затем его гомогенизировали и вновь деформировали. Возникавшие на первом этапе участки локализации деформации, после гомогенизирующего отжига исчезали. Однако этот результат может быть связан не только с фазовым составом образца, но и с релаксационными процессами при высокой температуре отжига.

В первом приближении параметром, который характеризует степень неоднородности (локализации) деформации вдоль образца, может служить дисперсия D^2 величины $\epsilon_i = \Delta l_i / l_i$:

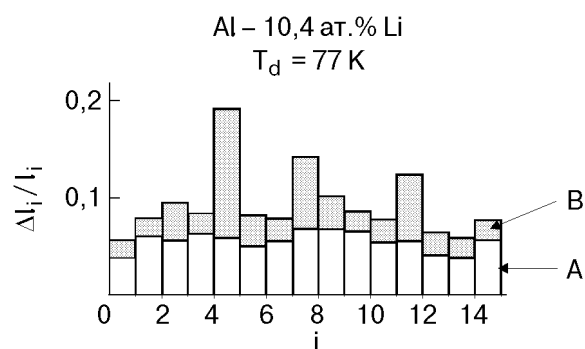


Рис. 6. Распределение относительной деформации в образце Al-10,4 ат.% Li, деформированном при 77 К после закалки (А) и после старения (В) в течение 1,5 часов.

$$D^2 = \frac{1}{15} \sum_{i=1}^{15} \left(\frac{\varepsilon_i}{\bar{\varepsilon}} - 1 \right)^2,$$

где $\bar{\varepsilon} = \frac{1}{15} \sum_{i=1}^{15} \varepsilon_i$.

Результаты оценки дисперсии для разных времен старения и температур деформации сплава Al–10,4 ат.% Li представлены на рис. 7. Для сплава Al–7,0 ат.% Li разброс локальных деформаций вдоль образцов имеет аналогичный характер.

Из рис. 4 и 7 видно, что пластическая деформация закаленных образцов как при умеренно низких, так и субкельвиновых температурах отличается высокой степенью однородности: этому случаю соответствуют достаточно малые значения $D \approx 0,2-0,3$. Старение образцов в течение $\Delta t_a \leq 4$ ч создает предпосылки для локализации деформации, однако такая локализация проявляется только при деформации в условиях комнатных и умеренно низких температур, при этом величина D возрастает в 2–6 раз (рис. 7). При деформации состаренных образцов в условиях субкельвиновых температур эффект локализации не наблюдается. Из рис. 7 также видно, что длительное старение в течение $\Delta t_a > 4$ ч не приводит к возрастанию D , т.е. к усилению эффекта локализации.

Показанная на рис. 7 зависимость D ($\Delta t_a, T_d$) качественно согласуется с экспериментальной зависимостью ε_{\max} ($\Delta t_a, T_d$) на рис. 3: локализация деформации является предпосылкой к сокращению резерва пластичности образца.

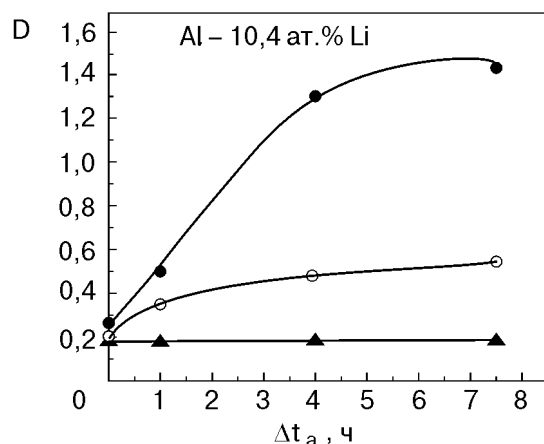


Рис. 7. Дисперсия относительной деформации в результате старения сплава Al–10,4 ат.% Li в течение Δt_a и деформации при температурах T_d : ● — 295 К; ○ — 77 К; ▲ — 0,5 К.

Ранее считалось, что явление локализации ухудшает макроскопические характеристики сплава при больших деформациях $\varepsilon \approx 0,2$ в области комнатных и повышенных температур [4,6]. Принципиальная возможность локализации при меньших деформациях была смоделирована в работе [9]. В наших экспериментах приращение параметра D , характеризующего степень локализации, наблюдается уже при деформациях $\varepsilon \approx 0,08$ и существенно зависит от температуры T_d . Слабая локализация деформации при субкельвиновых температурах подтверждает упомянутую во введении гипотезу о термически активированных процессах, лежащих в основе данного явления: низкие температуры препятствуют стимулированному деформацией растворению преципитатов и образованию каналов, свободных от выделений второй фазы. При этом резерв пластичности сплава не уменьшается, а предел текучести остается высоким за счет возрастания напряжения трения в матрице.

Следует отметить, что ранее как в реальном [4], так и компьютерном [9] экспериментах зарегистрирован и проанализирован эффект локализации пластической деформации сплавов Al–Li в микроскопическом масштабе: свободные от преципитатов каналы имели ширину порядка $10^{-5}-10^{-4}$ мм. В наших экспериментах рассматривались макроскопические зоны локализации деформации шириной 1 мм. Естественно предположить, что такая крупномасштабная локализация деформации является следствием пространственных флуктуаций распределения свободных каналов, возникающих благодаря действию механизма деформационно-диффузионного растворения преципитатов.

3. Заключение

Полученные в данном исследовании экспериментальные данные позволяют сформулировать два качественных вывода:

— кинетика деформации и параметры пластичности пересыщенных сплавов Al–Li в области умеренно низких и комнатных температур существенно зависят от продолжительности старения, а значит от размеров и объемной доли δ' -преципитатов, что обусловлено спецификой перерезания их дислокациями и эффектом деформационно-диффузионного растворения;

— в условиях глубокого охлаждения, когда термоактивационные процессы подавлены, как для закаленных, так и для состаренных сплавов Al–Li характерно сочетание высокой прочности и резерва пластичности.

Авторы выражают благодарность С. Н. Смирнову и В. С. Фоменко за полезные рекомендации.

1. V. Gerold, *Precipitation Hardening*, in: *Dislocations in Solids*, F. R. N. Nabarro (ed.), vol. 4, (1979), p. 219.
2. И. Н. Фридляндер, К. В. Чуистов, А. Л. Березина, Н. И. Колобнев, *Алюминий-литиевые сплавы: структура и свойства*, Наукова думка, Киев (1992).
3. E. Nembach, *Progress in Material Science* **45**, 276 (2000).
4. Y. Brechet, F. Louchet, C. Marchionni, and J. L. Verger-Gaugry, *Philos. Mag.* **A56**, 353 (1987).
5. Н. В. Исаев, В. В. Пустовалов, В. С. Фоменко, С. Э. Шумилин, *ФНТ* **22**, 99 (1996).
6. T. H. Sanders, Jr. and E. A. Starke, Jr., *Acta Metall.* **30**, 927 (1982).
7. V. Gerold, H.-J. Gudladt, and J. Lendvai, *Phys. Status Solidi* **A131**, 509 (1992).
8. K. Triuncauf, J. Pesicka, C. Schlesier, and E. Nembach, *Phys. Status Solidi* **A131**, 345 (1992).
9. A. Kalogeridis, J. Pesicka, and E. Nembach, *Acta Mater.* **47**, 1953 (1999).

The effect of low temperatures on the deformation localization in supersaturated Al–Li alloys

T. V. Grigorova, N. V. Isaev, V. D. Natsik, and S. E. Shumilin

The stress-strain curve parameters and the space distribution of plastic deformation in as-quenched and aged Al–Li alloys with 7.0 and 10.4 at.% of lithium are studied by active deformation tests at temperatures 295.77 and 0.5 K. The aged alloys, in contrast to the quenched ones are shown to feature high strength, low plasticity reserve and inhomogeneous space distribution of deformation (macroscopic zones of deformation localization) upon straining at the room and moderately low temperatures (295 and 77 K). The deformation of both the as-quenched and the aged alloys at an ultra low temperature (0.5 K) is distributed more homogeneously along the samples. The results obtained are explained by the effect of low temperatures on the rate of thermally activated processes controlling the dislocation motion through the impurity barriers and the dissolution of the δ' -precipitates induced by the deformation and the diffusion.