

Деформационное упрочнение алюминия в нормальном и сверхпроводящем состояниях

С.Э. Шумилин

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

Статья поступила в редакцию 11 марта 2008 г.

Изучено влияние предварительной деформации поликристаллического алюминия при температуре 0,5 К в нормальном (N) и сверхпроводящем (S) состояниях на деформирующее напряжение при температурах 77 и 293 К. Установлено, что напряжение течения при 77 и 293 К после предварительной деформации выше в S-состоянии. Данный эффект связывается с увеличением плотности дефектов, образующихся при деформации в S-состоянии по сравнению с N-состоянием.

Вивчено вплив попередньої деформації полікристалічного алюмінію при температурі 0,5 К у нормальному (N) і надпровідному (S) станах на деформуючу напругу при температурах 77 та 293 К. Встановлено, що напруга течії при 77 та 293 К після попередньої деформації вище в S-стані. Даний ефект зв'язується з підвищеною щільністю деформаційних дефектів, що утворюються в S-стані в порівнянні з N-станом.

PACS: 62.20.F– Деформирование и пластичность;
74.25.Ld Механические и акустические свойства, упругость и затухание ультразвука.

Ключевые слова: сверхпроводящий переход, алюминий, низкотемпературная деформация, пластичность.

При сверхпроводящем переходе (NS-переходе) в металлах и их сплавах наблюдается существенное изменение пластичности: снижается величина деформирующего напряжения, возрастает глубина релаксации напряжения и скорость ползучести [1]. Современные теоретические модели, объясняющие перечисленные эффекты, основаны на учете возрастания подвижности дислокаций в сверхпроводящей фазе за счет снижения силы электронного торможения. Однако, кроме эффекта непосредственного разупрочнения металла, при NS-переходе наблюдалось и влияние электронного состояния на скорость деформационного упрочнения и эволюцию его дефектной структуры.

Данные экспериментальных работ по прямому определению коэффициентов деформационного упрочнения в условиях релаксации напряжений [2], активной деформации [3–5] и ползучести [6] свидетельствуют, что коэффициент деформационного упрочнения зависит от электронного состояния образца, а его величина в S-состоянии выше. Эволюция дефектной структуры поли- и монокристаллов Pb, находя-

щихся в различных электронных состояниях, изучалась в работах [7–10] по изменению электросопротивления образца. Причем скорость роста электросопротивления в S-состоянии оказалась выше, чем в N-состоянии. Учитывая, что основной вклад в увеличение электросопротивления вносят точечные дефекты, возникающие при взаимном пересечении дислокаций, более быстрый рост электросопротивления в S-состоянии авторы объясняли тем, что в результате ослабления динамического торможения возрастает скорость и плотность подвижных дислокаций, что и приводит к росту концентрации точечных дефектов.

В работе [11] было обнаружено, что дефектная структура, образующаяся при деформировании поликристаллов Pb в различных электронных состояниях (полностью в N- или S-состоянии либо с многократными NS-переходами), влияет на их пластические свойства при более высоких температурах. После отогрева до 77 и 300 К предел текучести образцов σ_0 оказался чувствительным к условиям преддеформации — наиболее высокие значения σ_0 наблюдались в об-

разцах, деформация которых сопровождалась многократными NS-переходами.

Таким образом, имеющиеся к настоящему времени данные дают основания считать, что дефектная структура, которая формируется в материале, деформированном при температуре ниже T_c , зависит от электронного состояния, а характер упрочнения сверхпроводника отражает сложную динамику дислокационных процессов в результате перестройки электронного энергетического спектра.

Исследования влияния электронного состояния на деформационное упрочнение проводились в основном на Pb и его сплавах, для которых при комнатной температуре отношение $T/T_m \approx 0,5$, что осложняет интерпретацию результатов из-за диффузионных процессов. По этой причине, а также для выяснения общности явления представляет интерес изучить его на металлах с более высокой температурой плавления T_m . Решению этой задачи и посвящена данная работа.

В качестве объекта исследования выбран поликристаллический Al чистотой 99,95% (состав примесей: 0,005% Mg, 0,013% Si, 0,01% Fe, 0,015% Cu, 0,005% Pb, 0,001% Mn). Из него изготовлены образцы для растяжения в форме двойной лопатки с размерами рабочей части $10 \times 3 \times 1$ мм. Перед деформацией образцы отжигали в вакууме при температуре 325°C в течение 2 ч. Для устранения влияния качества поверхности образцы перед деформацией подвергали шлифовке и электролитической полировке. Размер зерна на рабочей части, выявленный травлением, составлял 150 мкм. Все образцы сначала деформировались при 0,5 К с постоянной скоростью 10^{-5} с^{-1} до $\varepsilon \approx 0,1$. Эта предварительная деформация проводилась как в S-, так и в N-состоянии. Ниже температуры сверхпроводящего перехода T_c образец поддерживался в нормальном состоянии за счет включения магнитного поля напряженностью выше критического. Затем образцы разгружали, отогревали до температуры 77 или 293 К (соответственно $T/T_m = 0,08$ и $0,3$) и при этих температурах деформировали до разрушения. В качестве параметра предварительной деформации, ниже T_c , использовалось напряжение, соответствующее $\varepsilon = 0,1$: σ_{1N} — для N-состояния, σ_{1S} — для S-состояния. Параметрами деформации при 77 и 293 К выбраны напряжения, соответствующее пределу текучести преддеформированного кристалла при этих температурах: σ_{2N} и σ_{2S} — преддеформации в N- и S-состояниях. Техника деформирования при субкельвиновых температурах с использованием оригинальной деформационной установки с криостатом ^3He подробно описана в работе [12].

Результаты двух серий экспериментов, в первой из которой образцы после предварительной деформации в N- или в S-состоянии отогревали до температуры

Таблица 1. Влияние условий деформирования на деформирующее напряжение выше T_c

Электронное состояние образца	σ_0 , МПа	σ_1 , МПа	σ_2 , МПа	σ_u , МПа	ε_{un}
	$T = 0,5 \text{ К}$		$T = 77 \text{ К}$		
S-состояние	14,85	132,19	103,95	163,51	0,29
N-состояние	15,86	130,57	100,83	168,65	0,35
	$T = 0,5 \text{ К}$		$T = 293 \text{ К}$		
S-состояние	14,40	129,98	66,41	63,97	0,17
N-состояние	15,70	129,74	60,78	57,84	0,18

Примечание: σ_0 — предел текучести (исходное состояние образца), σ_1 — напряжение при $\varepsilon = 0,1$, σ_2 — предел текучести преддеформированного образца, σ_u — предел прочности, ε_{un} — деформация, соответствующая пределу прочности.

77 К, а во второй — до температуры 293 К, представлены в табл. 1.

Предел текучести сверхпроводящего образца меньше, чем нормального: $\sigma_{0S} < \sigma_{0N}$ ($\Delta\sigma_{0S-0N} \approx 1,01-1,3$ МПа). В то же время коэффициент деформационного упрочнения θ сверхпроводящего образца несколько выше, чем нормального: $\theta_S / \theta_N = 1,08$. В этих условиях напряжения окончания деформирования σ_{1N} и σ_{1S} при 0,5 К различаются незначительно. Однако после отогрева как до 77 К, так и до 293 К параметры кривой упрочнения образцов оказались чувствительны к условиям предварительной деформации, т.е. к электронному состоянию, в котором она проводилась. Образцы, прошедшие преддеформацию в S-состоянии, деформировались при более высоких напряжениях.

После отогрева до 77 К и последующей деформации при этой температуре значение σ_{2S} образца после преддеформации в S-состоянии оказалось несколько выше, чем значение σ_{2N} образца, предварительно деформированного в N-состоянии. И далее до разрушения такой образец деформировался при более высоких напряжениях (рис. 1). Коэффициенты деформационного упрочнения отличались незначительно, величина однородной деформации ε_{un} образца, прошедшего преддеформацию в N-состоянии, была выше, чем в S-состоянии.

На рис. 2 представлены характерные деформационные кривые образцов после их отогрева до 293 К. Наблюдаемые на них зуб и площадка текучести характерны для Al, предварительно деформированного при низких температурах — азотных температурах и ниже [13]. В этой серии экспериментов наблюдался результат, качественно подобный полученному при 77 К.

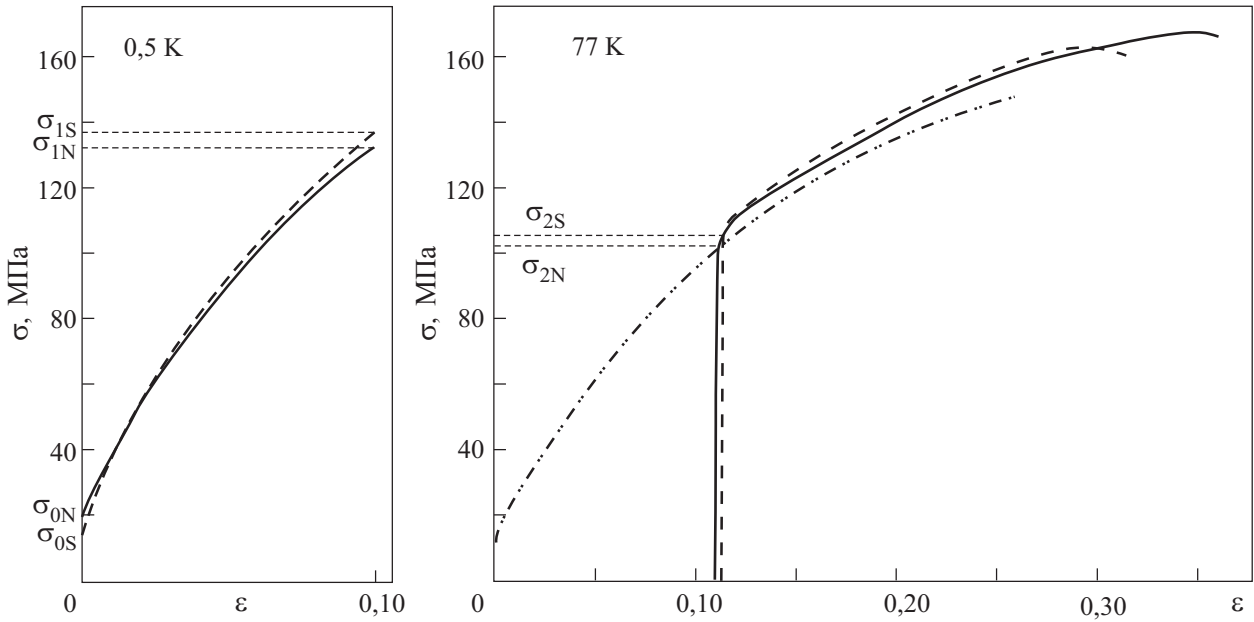


Рис. 1. Кривые нагружения при 77 К после предварительной деформации до $\epsilon \approx 0,1$ при 0,5 К (сплошная линия — N-состояние; пунктир — S-состояние). Для сравнения приведена деформационная кривая, снятая полностью при 77 К (штрих-пунктир).

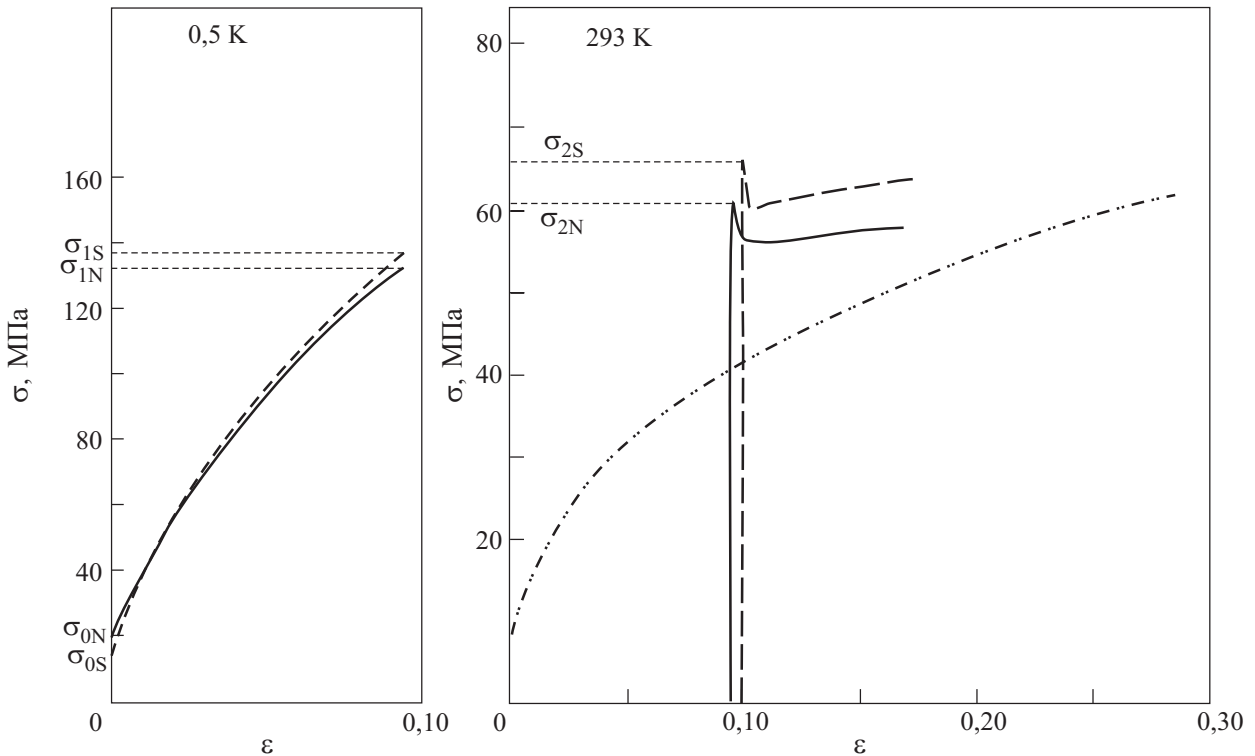


Рис. 2. Кривые нагружения при 293 К после предварительной деформации до $\epsilon \approx 0,1$ при 0,5 К (сплошная линия — N-состояние; пунктир — S-состояние). Для сравнения приведена деформационная кривая, снятая полностью при 293 К (штрих-пунктир).

Напряжение σ_{2S} было выше, чем σ_{2N} : $\sigma_{2S} = 66,41$ МПа и $\sigma_{2N} = 60,78$ МПа. Эти значения существенно превосходят напряжение $\sigma_{0,1}$ (при $\epsilon = 0,1$) для образца, полностью деформированного при 293 К. Отметим, что

при 293 К предварительно деформированные при 0,5 К образцы имеют существенно меньший резерв пластичности ($\approx 18\%$), чем образец, полностью деформированный при 293 К, у которого он составляет $\approx 30\%$.

Таким образом, предварительно деформированные при 0,5 К образцы после отогрева до 77 и 293 К деформируются при более высоких напряжениях, чем полностью деформируемые при соответствующих температурах, а прошедшие преддеформацию в S-состоянии упрочнены сильнее, чем прошедшие ее в N-состоянии.

Поскольку более высокие деформирующие напряжения образцов, предварительно деформированных при 0,5 К, возникают после разгрузки, отогрева и последующего нагружения, то каждая из этих промежуточных стадий могла бы вносить свой вклад в наблюдаемое повышение деформирующего напряжения. Однако при 0,5 К и $\varepsilon < 0,2$ величина релаксации напряжений в Al чрезвычайно мала — практически ее можно считать нулевой [14], соответственно, процесс разгрузки образца при 0,5 К не оказывает влияния на последующие результаты. Релаксация же напряжений, которая возможна в результате отогрева и выдержки при температурах 77 и 293 К, приводит не к повышению, а к снижению деформирующих напряжений. С учетом этого можно считать, что более высокие деформационные напряжения образцов Al при $T > T_c$ связаны именно с процессом их деформации при 0,5 К.

Согласно соотношению Тейлора [15], упрочнение материала в ходе пластической деформации $\sigma - \sigma_0 \sim \rho^{1/2}$, где ρ — средняя плотность дислокаций. На рис. 1 и 2 видно, что для достижения одной и той же степени деформации в S-состоянии требуется большее напряжение, чем в N-состоянии. Согласно приведенным в таблице данным, отношение $(\sigma_{1S} - \sigma_{0S})/(\sigma_{1N} - \sigma_{0N}) \approx 1,03$. Этому соответствует отношение плотностей в S- и N-состояниях: $\rho_S/\rho_N \approx 1,06$. Такая оценка объясняет разницу пределов текучести, наблюдаемую в ходе последующей деформации при 77 К (см. табл. 1). В то же время отношение σ_{2S}/σ_{2N} при $T = 293$ К заметно больше, чем при 77 К. По-видимому, это связано с различной скоростью релаксации дислокационной структуры, образовавшейся в результате предварительной деформации в S- и N-состояниях. К сожалению, известные в настоящее время модели деформационного упрочнения (см. обзоры [16,17]), постулируя равенство деформирующего напряжения напряжению трения, действующему на подвижную дислокацию, не учитывают силу электронного торможения при низких температурах и не рассматривают ее влияние на эволюцию дислокационной системы в процессе деформации. Это влияние, как свидетельствуют данные работ [10,11], может еще усиливаться в результате многократных NS-переходов в процессе предварительной деформации. Выяснение конкретного механизма влияния силы электронного торможения на эволюцию дислокационной

системы в процессе деформации требует дальнейших экспериментальных и теоретических исследований.

Автор выражает благодарность Н.В. Исаеву, В.В. Пустовалову и В.С. Фоменко за полезные обсуждения.

1. В.В. Пустовалов, В.С. Фоменко, *ФНТ* **32**, 3 (2006).
2. V.I. Dotsenko, A.I. Landau, and V.V. Pustovalov, *Phys. Status Solidi* **B66**, 279 (1974).
3. И.Н. Кузьменко, *Автореферат кандидатской диссертации*, Харьков, ФТИНТ АН УССР (1984).
4. В.П. Лебедев, В.С. Крыловский, *ФТТ* **33**, 2994 (1991).
5. В.В. Пустовалов, И.Н. Кузьменко, Н.В. Исаев, В.С. Фоменко, С.Э. Шумилин, *ФНТ* **30**, 109 (2004).
6. В.Д. Нацик, В.П. Солдатов, Г.И. Кириченко, Л.Г. Иванченко, *ФНТ* **32**, 1566 (2006).
7. И.А. Гиндин, В.П. Лебедев, Я.Д. Стародубов, *ФТТ* **14**, 2025 (1972).
8. В.П. Лебедев, В.С. Крыловский, *ФТТ* **18**, 3648 (1976).
9. В.П. Лебедев, В.С. Крыловский, *Металлофизика* **8**, 114 (1986).
10. В.П. Лебедев, В.С. Крыловский, В.М. Пинто-Самоес, *ФТТ* **23**, 1128 (1997).
11. Д.А. Диденко, В.В. Пустовалов, *ФНТ* **1**, 1429 (1975).
12. И.Н. Кузьменко, В.В. Пустовалов, С.Э. Шумилин, *ПТЭ* **1**, 196 (1988).
13. М.Л. Бернштейн, В.А. Займовский, *Механические свойства металлов*, *Металлургия*, Москва (1979).
14. В.И. Кононенко, В.В. Пустовалов, *Проблемы прочности* №8, 104 (1971).
15. Ж. Фридель, *Дислокации*, Мир, Москва (1967).
16. А.Л. Ройтбурд, в сб.: *Физика деформационного упрочнения монокристаллов*, Наукова думка, Киев (1972).
17. О.В. Клявин, в сб.: *Физические процессы пластической деформации при низких температурах*, Наукова думка, Киев (1974).

The work hardening of aluminum at the normal and superconducting states

S.E. Shumilin

The flow stress of polycrystalline aluminum preliminary deformed at 0.5 K in normal (N) and superconducting (S) states was studied at temperatures 77 and 293 K. The flow stress at 77 and 293 K was found to be higher after pre-deformation in the superconducting (S) state. The given effect is explained by increased density of defects accumulated during deformation in the S state as compared to the N state and a lower ability to recovery of the structure formed in the S state.

PACS: 62.20.F– Deformation and plasticity;
74.25.Ld Mechanical and acoustical properties, elasticity, and ultrasonic attenuation.

Keywords: superconducting transition, aluminum, low-temperature deformation, plasticity.