

О. Д. ШЕРЕМЕТЬЕВ, Ю. И. ПОЧИВАЛОВ,
Н. И. ФРЕЗЕ, А. Д. КОРОТАЕВ

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИРОДЫ СИЛЬНОЙ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ О.Ц.К. МЕТАЛЛОВ

(Представлено академиком Г. В. Курдюмовым 6 IX 1971)

Сильная температурная зависимость предела текучести и деформационного упрочнения, а также пластичность металлов с о.ц.к. решеткой ⁽¹⁾ непосредственно связаны с изменением подвижности винтовых дислокаций при разных температурах испытания ^(2, 3). Предполагается, что резкое снижение подвижности винтовых дислокаций при $T < 0,2T_{пл}$ ($T_{пл}$ — температура плавления) обусловлено либо высоким барьером Пайерлса ⁽⁴⁾, либо особенностями расщепления винтовой дислокации в так называемую сидячую конфигурацию ^(5, 6). Однако до сих пор вопрос о роли механизма их трансформации из сидячей в скользящую конфигурацию в температурной зависимости механических свойств о.ц.к. металлов и сплавов специально экспериментально не исследовался.

В этой связи представляет интерес сравнительное исследование температурной зависимости механических свойств вольфрама или молибдена и сплава W—Re, Mo—Re. В указанных сплавах наблюдается интенсивное механическое двойникование ^(7, 8), что является косвенным свидетельством снижения энергии дефекта упаковки при легировании вольфрама и молибдена рением. Кроме того, в результате легирования наблюдается снижение модулей упругости сплавов ^(7, 9). Все это приводит к увеличению ширины дислокации и соответствующему снижению барьера Пайерлса. Если последний определяет сопротивление решетки движению дислокаций при низких температурах, температурная зависимость механических свойств $\sigma(T)$ в сплавах W—Re и Mo—Re должна существенно снижаться, тогда как подвижность винтовых дислокаций — возрастать. В некоторых работах, в частности, повышение низкотемпературной пластичности W—Re, Mo—Re как раз связывают с увеличением подвижности дислокаций ^(7, 12). Если, однако, низкая подвижность винтовых дислокаций и, следовательно, сильная зависимость $\sigma(T)$ при $T < 0,2 T_{пл}$ в о.ц.к. металлах определяется особенностями диссоциации дислокации, снижение энергии дефекта упаковки и модулей упругости в сплавах W—Re, Mo—Re должно приводить к обратным рассмотренным выше эффектам изменения зависимости $\sigma(T)$ и подвижности винтовых дислокаций. В этом случае следует ожидать и повышения критической температуры перехода к атермическому скольжению ⁽⁵⁾ при легировании вольфрама и молибдена рением.

В настоящей работе проведено исследование температурной зависимости сопротивления микродеформации ($\varepsilon \sim 5 \cdot 10^{-6}$, где ε — пластическая деформация) и предела текучести молибдена и сплава Mo + 47% Re электроннолучевой плавки в интервале температур 77—673° К. Поликристаллические образцы диаметром $d = 1$ мм исследовались в рекристаллизованном состоянии (размер зерна 25—50 μ) и в состоянии, отвечающем мелкоблочной структуре, размером около 5 μ . Последнее использовалось с целью подавления механического двойникования в сплаве Mo—Re. Выбор в качестве характеристик механических свойств методики измерения сопротивления микродеформации определяется, во-первых, малой пластичностью

точностью Мо при $T < 300^\circ \text{K}$, во-вторых, возможностью получения информации о подвижности винтовых и краевых дислокаций по температурной зависимости сопротивления микро- и макротечения ⁽¹⁰⁾. Микродеформирование образцов проводилось кручением с точностью измерения деформации $5 \cdot 10^{-6}$.

При температурах испытания $T \geq 300^\circ \text{K}$ кривые течения в области микродеформации исследуемых материалов качественно аналогичны (рис. 1, 3—5, 3'—5', рис. 2, 2—4, 2'—4') и подобны наблюдаемым для металлов с г.д.к. решеткой ⁽¹¹⁾. Высокий коэффициент упрочнения, значение

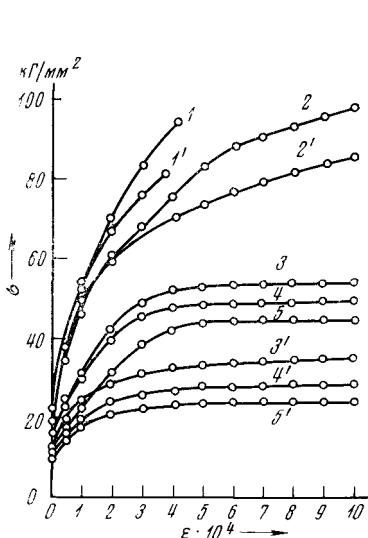


Рис. 1. Кривые микродеформации молибдена при различных температурах испытания с размером зерна 8 (1—5) и 25 μ (1'—5'). 1, 1' — 77° , 2, 2' — 130° , 3, 3' — 293° , 4, 4' — 473° , 5, 5' — 673°K

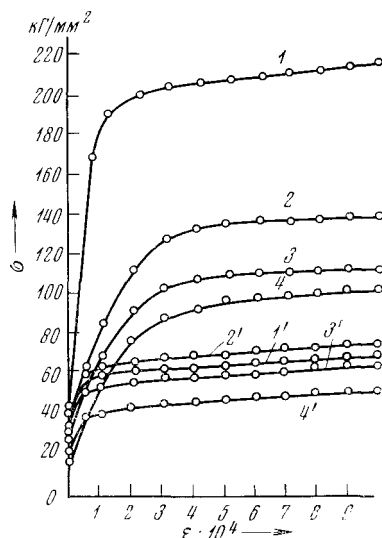


Рис. 2. Кривые микродеформации при различных температурах сплава Мо + 47% Ре с размером зерна 5 (1—4) и 50 μ (1'—4'). 1, 1' — 77° , 2, 2' — 293° , 3, 3' — 473° , 4, 4' — 673°K

которого на порядок и более превышает соответствующее значение в области макродеформации, для материалов с мелкооблочной структурой наблюдается вплоть до $\epsilon \sim 4 \cdot 10^{-4}$ (рис. 1, 3—5; рис. 2, 2—4). С увеличением размера зерна область микродеформации с высоким коэффициентом упрочнения значительно уменьшается (рис. 1, 3'—5'). Качественно эти результаты хорошо согласуются с высказанным в ^(11, 13) предположением о том, что величина рассматриваемого коэффициента упрочнения определяется не столько физическим упрочнением материала, сколько последовательным вовлечением в пластическую деформацию различно ориентированных зерен поликристалла. С этим также хорошо согласуется тот факт, что при $T > 300^\circ \text{K}$ коэффициент упрочнения в области микротечения молибдена слабо зависит от температуры (рис. 1).

Характер кривых микротечения резко меняется при $T = 300^\circ \text{K}$. Во-первых, существенно возрастает коэффициент упрочнения в области $\epsilon < 10^{-4}$ (рис. 1, 1, 1', 2, 2', рис. 2, 1). Во-вторых, высокие значения коэффициента упрочнения в этом случае сохраняются вплоть до $\epsilon = 0,1\%$ и, как подчеркивается в ⁽¹⁾, повышение коэффициента упрочнения в области $T < 0,2 T_{\text{пл}}$ наблюдаем также в области макродеформации. Соответственно, если при $T \geq 300^\circ \text{K}$ температурная зависимость сопротивления микродеформации $\sigma_0(T)$ оказывается аналогичной зависимости $\sigma_s(T)$ макроскопического предела текучести (рис. 3, 5—5'), то при $T < 300^\circ \text{K}$ эти зависимости качественно различны. А именно, при незначительном повышении $\sigma_0(T)$ при снижении температуры (рис. 3, 5) наблюдается

резкое возрастание макроскопического предела текучести в области $T < 300^\circ \text{K}$. При этом интересно, что зависимость $\sigma_s(T)$ материала с мелкоблочной структурой (рис. 3, 4) и после рекристаллизации (кривая 5) аналогична. К сожалению, при 77°K образцы разрушаются при $\epsilon < 0,1\%$. Однако, судя по начальным участкам кривых микротечения (рис. 1, 1', 1''), рассмотренные выше особенности поведения материала должны сохраняться и при этой температуре. Это, в частности, подтверждается исследованием молибдена в исходном состоянии после волочения (рис. 3, 2), сохраняющем пластичность вплоть до $T = 77^\circ \text{K}$. Правда, в этом случае на обычную зависимость $\sigma_s(T)$ накладываются процессы термически активируемого скольжения, связанные с высокой степенью деформации образцов в исходном состоянии. Последнее особенно видно при $T > 300^\circ \text{K}$ (рис. 3, 2).

Таким образом, температурная зависимость макроскопического предела текучести молибдена при $T < 300^\circ \text{K}$ определяется в основном температурной зависимостью коэффициента упрочнения в области микродеформации. В соответствии с ⁽¹⁰⁾ и результатами исследования дислокационной структуры можно предполагать, что зависимость $\sigma_0(T)$ определяется подвижностью краевых сегментов дислокаций, тогда как с увеличением ϵ пластическая деформация невозможна без вовлечения в деформацию винтовых компонент дислокаций.

Для сплава Mo—Re в состоянии с мелкоблочной структурой получены качественно аналогичные рассмотренным выше результаты. При этом весьма существенно подчеркнуть, что сильная температурная зависимость $\sigma_s(T)$ сплава Mo—Re наблюдается вплоть до 673°K (рис. 3, 1). Следовательно, для сплава температура перехода к атермическому скольжению оказывается выше, нежели для молибдена: температурная зависимость $\sigma_s(T)$ в области $77\text{—}700^\circ \text{K}$ для Mo—Re по крайней мере не ниже, чем в молибдене. Так по нашим результатам и данным ⁽¹⁾, повышение предела текучести при понижении температуры от 300 до 77°K для молибдена составляет $\Delta\sigma \approx (55\text{—}60 \text{ кГ/мм}^2)$, тогда как для Mo—Re $\Delta\sigma \approx 70 \text{ кГ/мм}^2$. Все это позволяет сделать вывод, что определяющим механизмом высокого сопротивления движению винтовых дислокаций и температурной зависимости механических свойств исследуемых материалов при $T = 77\text{—}500^\circ \text{K}$ является механизм Витена — Эске (⁹, ¹⁰) диссоциации винтовой дислокации в сидячую конфигурацию.

Качественно отличные результаты были получены для сплава Mo—Re с размером зерна 50 μ . В этом случае при $T < 300^\circ \text{K}$ макроскопический предел текучести (рис. 3, 3) снижается при понижении температуры вплоть до 77°K . Характерно, что при этом зависимость $\sigma_0(T)$ оказывается обычной (рис. 3, 3'). Поэтому снижение $\sigma_s(T)$ происходит вследствие снижения коэффициента упрочнения в области микродеформации. Действительно, в этом случае кривые течения (рис. 2, 1', 2') не имеют широкой области с высоким коэффициентом упрочнения при $T \leq 300^\circ \text{K}$. Оказалось также, что непосредственно выше $\sigma_0(T)$ имеет место скачкообразная деформация и характерные звуковые щелчки, обычно наблюдаемые при механическом двойниковании при комнатной температуре и значительно увеличиваются при понижении температуры. При деформации $\epsilon > 0,001$

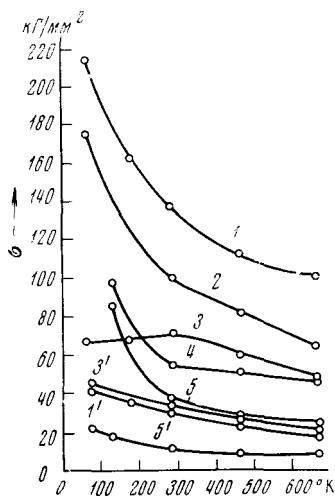


Рис. 3. Температурная зависимость макроскопического предела текучести (1—5) и сопротивления микродеформации (1', 3', 5') сплава Mo—Re в состоянии с мелкоблочной структурой (1, 1'), крупным зерном (3, 3') и молибдена в состоянии с мелкоблочной структурой (2), с размером зерна 8 (4) и 25 μ (5, 5')

двойники деформации наблюдались в оптическом микроскопе, а также электронно-микроскопически в тонких фильтрах. Поэтому снижение температурной зависимости $\sigma_s(T)$ в области $T \leq 300^\circ \text{K}$ и ее аномальная зависимость при $T < 300^\circ \text{K}$ обусловлено интенсивным развитием механического двойникования.

Поступило
18 VIII 1971

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ H. Conrad, High Strength Material, N-Y., 1967. ² F. W. Noble, D. Hull, *Phil. Mag.*, **12**, 777 (1965). ³ N. Brown, R. A. Ekwall, *Acta met.*, **10**, 15 (1967). ⁴ J. Dorn, J. Rajnak, *Trans. AIME*, **230**, 1052 (1964). ⁵ B. Escaig, *J. Phys.*, **128**, № 2, 171 (1967). ⁶ V. Vitek, *Phys. Stat. Sol.*, **18**, 687 (1966). ⁷ O. P. L. Raffo, *J. Less — Common Metals*, **17**, № 2 (1969). ⁸ E. Vatava, *Acta met.*, **10**, 745 (1962). ⁹ D. L. Davidson, F. R. Brotzen, *Acta met.*, **18**, № 5, 463 (1970). ¹⁰ B. Kossovsky, N. Brown, *Acta met.*, **14**, 131 (1966). ¹¹ J. Man, M. Holzman, B. Vlach, *Phys. stat., sol.*, № 2, 543 (1967). ¹² J. R. Stephens, *Met. Trans.*, **18**, № 5 (1970). ¹³ Л. Д. Дикусар, Е. Ф. Дударев, В. Е. Панин, *Изв. высш. учебн. завед., физика*, в. 8, 96 (1971).