

## МЕХАНИЧЕСКИЕ И ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХРОМА, ДЕФОРМИРОВАННОГО В ОБЛАСТИ ТЕМПЕРАТУР 77...300 К

Э.Н. Метоледи, Л.А. Чиркина, Я.Д. Стародубов

Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»

Исследована температурная зависимость механических (при 77...300 К) и оптических (при 300 К) характеристик хрома в двух структурных состояниях – в исходном и с предварительно динамически созданной системой двойниковых прослоек. По данным механических испытаний установлено, что температура вязкохрупкого перехода ( $T_x$ ) после предварительного двойникового смещения в сторону низких температур на 20 К. На зависимостях изменения отражательной способности ( $\Delta R$ ) исследованных двух типов образцов от температуры деформации обнаружены максимумы при  $T_{кр}$ . Для предварительно сдвойникованных структур этот максимум смещён в сторону низких температур на 15 К по сравнению с исходным состоянием. Высказывается предположение, что  $T_{кр}$  в отличие от  $T_x$  выявляет не температуру нулевой пластичности, а температуру смены механизма деформирования материала, начала локализации деформации и перехода от вязкого течения к хрупкому разрушению. Обсуждаются механизмы деформирования в исследуемом диапазоне температур.

### ВВЕДЕНИЕ

Известно, что отражательная способность материала является высокочувствительным индикатором протекания процессов деформации, степени дефектности и однородности распределения дефектов в приповерхностном слое глубиной порядка величины скин-слоя 500...600 Å [1,2]. При этом теоретически и экспериментально показана корреляция между поверхностными и объёмными характеристиками металла путём установления взаимосвязи между структурой поверхности и прочностными свойствами объёма [3]. Согласно [2-6], природа изменения отражательной способности и склонности к пластическому течению металлов с ОЦК-решёткой при низкотемпературной деформации подобна – это соотношение между скоростью накопления деформационных дефектов и скоростью релаксации внутренних напряжений.

Метод ИК-спектроскопии чувствителен не только к изменению фонового спектра в результате внесения в материал точечных, линейных и плоскостных (например, двойников) дефектов, но в значительной степени отражает влияние этих дефектов на состояние электронной подсистемы. Как известно [1,7], в ИК-области спектра ( $\lambda=3...15$  мкм) оптические свойства металлов определяются, в основном, электронами проводимости, так как вторичные электромагнитные волны, возникающие вследствие возбуждения электронов под действием излучения световой волны, приводят к образованию сильной отражённой волны. Чем больше коэффициент электропроводности, тем выше отражательная способность. Однако дефекты кристаллической решётки искажают фоновый спектр кристаллов, при этом возникают новые энергетические уровни и локальные колебания, приводящие к дополнительному росту

поглощения, что сопровождается снижением отражательной способности материала.

Авторами работ [2,8,9] методом ИК-спектроскопии изучено дифференцированное влияние точечных, линейных и плоскостных (в частности, двойников) дефектов на оптические свойства некоторых металлов. Показано, что двойникование значительно сильнее снижает уровень отражательной способности Nb и Fe по сравнению со скольжением [2,9]. Поэтому представляло интерес методом ИК-спектроскопии оценить изменение дефектной структуры материала при деформировании его в низкотемпературной области, где происходит переход от деформации скольжением к двойникованию и к хрупкому разрушению.

В связи с этим в данной работе представлялось целесообразным в области перехода от вязкого течения к хрупкому разрушению сопоставить температурную зависимость механических характеристик и зависимость от температуры деформации отражательной способности хрома, а также проверить влияние предварительно созданной системы двойников на механические и оптические свойства хрома при низких температурах.

### МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала исследования взят хром дугового переплава чистотой 99,96 вес.% ( $\rho_{300K}/\rho_{4,2K}=24,5$ ) с размером зерна  $d=2...3$  мкм. Образцы размером 3×3×5 мм вырезались на электроискровой станке. После шлифовки и электрополировки в растворе 64 мл  $H_3PO_4$ , 15 мл  $H_2SO_4$  и 21 мл  $H_2O$  получались образцы с плоской зеркальной поверхностью, пригодной для оптических исследований. При электрополировке снимался слой  $\approx 50$  мкм для устранения наклёпа от механической обработки и

уменьшения шероховатости поверхности. Степень шероховатости поверхности, согласно [4], не должна превышать 1...0,1 мкм. Используемые в данной работе образцы удовлетворяли этим требованиям. Качество поверхности на исследуемых образцах контролировалось на интерферометре МИИ-4. Металлография поверхности изучалась на микроскопе МИМ-8.

Исследования механических и оптических характеристик проводились на хrome двух типов: А-тип – исходное состояние хрома и В-тип – структура с предварительно созданной сеткой двойников. Выбор этих двух структурных состояний определялся тем,

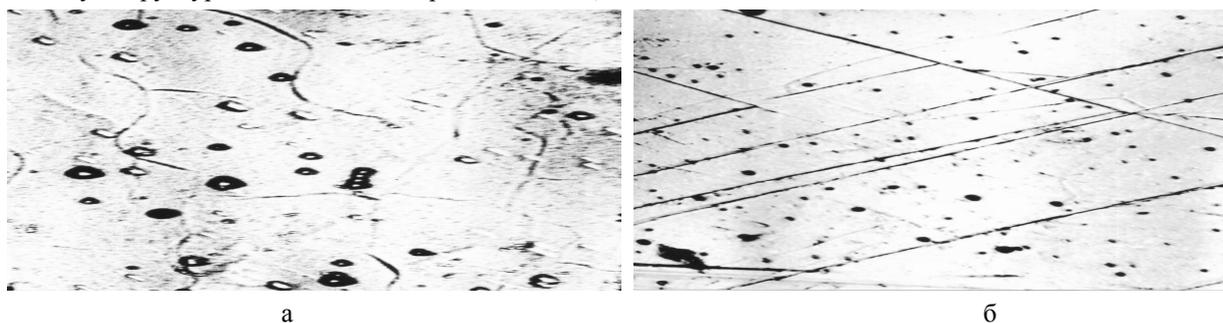


Рис. 1. Микроструктура образцов хрома в исходном состоянии (А-тип) (а) и после предварительной динамической деформации двойникованием при 230К (В-тип) (б) (×500)

После предварительной деформации двойникованием образцы вновь шлифовались, а затем полировались до тех пор, пока шероховатость поверхности в области двойника не достигала такого же порядка, как и в исходном состоянии.

Механические свойства (предел текучести  $\sigma_{0,2}$ , напряжение разрушения  $\sigma_p$  и относительное сжатие  $\epsilon$ ) определялись на установке [15] сжатием со скоростью  $2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  в интервале температур 77...300 К.

Измерение спектров отражения проводилось при комнатной температуре на спектрофотометре ИКС-29 с использованием приставки ИПО-22 в интервале длин волн  $3 \leq \lambda \leq 15 \text{ мкм}$ . Погрешность измерения спектров отражения не превышала 1%. Направление светового потока при изучении отражения было перпендикулярно оси сжатия. Исследование отражательной способности образцов А и В-типов проводилось после деформации сжатием на 0,2 % в области температур 150...300 К. Деформирование образцов перед оптическими исследованиями необходимо для того, чтобы выявить степень увеличения дефектности в поверхностном слое и склонность поверхностного слоя релаксировать внешнюю нагрузку при деформации хрома в области вязкого течения, а также вблизи хрупкого разрушения.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

На рис. 2 приведены результаты измерения температурной зависимости механических свойств хрома в двух структурных состояниях.

что ранее на Fe [10-13] и Nb [14] было показано, что предварительное двойникование снижает температуру вязко-хрупкого перехода. Представляло интерес проверить справедливость такого влияния динамически вызванных двойниковых прослоек в металле с повышенным вкладом ковалентной составляющей в силы межатомного взаимодействия (Cr), что определяет его повышенную хрупкость.

Сетка двойников создавалась путём удара на копре при 230 К. При этом возникала сетка тонких двойников (~1 мкм) одной-двух систем. Микроструктура А и В-типов образцов показана на рис. 1.

Видно, что хром в исходном состоянии (А) имеет традиционную для ОЦК-металлов резкую температурную зависимость  $\sigma_{0,2}(T)$  и  $\epsilon(T)$  (кр. 1 и 3 соответственно). Предел текучести А-хрома при понижении температуры от 300 до 150 К увеличивается 2,5 раза. Температурное положение максимума на зависимости  $\sigma(T)$  совпадает с температурой нулевой пластичности ( $T_x^A = 160 \text{ К}$ ). Ниже этой температуры на зависимости  $\sigma(T)$  показаны величины напряжения хрупкого разрушения хрома.

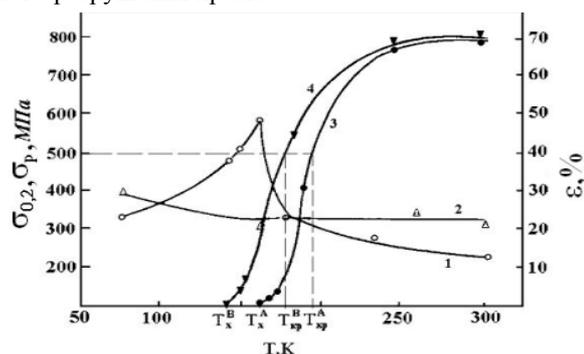


Рис. 2. Температурная зависимость предела текучести (при  $T > T_x$ ), напряжения разрушения (при  $T < T_x$ ) и относительного сжатия образцов хрома А-(кр.1,3) и В (кр.2,4)-типов

Предварительное динамическое двойникование при 230 К (В-образцы) приводит к тому, что предел текучести для этих образцов практически не зависит от температуры в области 77...300 К (рис. 2, кр.2). При этом зависимость  $\epsilon(T)$  качественно такая же, как и для исходных образцов, но смещена в сторону

низких температур (рис. 2, кр. 4). Видно, что предварительное двойникование снижает температуру вязко-хрупкого перехода хрома на 20 К ( $T_{\text{х}}^{\text{В}}=140$  К).

Сопоставим температурную зависимость механических свойств с зависимостью отражательной способности при 300 К от температуры деформации образцов хрома А и В-типов.

На рис. 3,а,б приведены спектры ИК-отражения образцов Сг А- и В-типов до деформации и после деформации сжатием на 0,2% в области 150...300 К. Видно, что по мере понижения температуры деформации отражательная способность ( $R$ ) уменьшается (см. рис. 3,а, кр.2-5 и 3,б, кр.2-6) по сравнению с  $R$  для недеформированного состояния (см. рис. 3,а,б, кр.1). Такое снижение отражательной способности деформированного хрома наблюдается до определённой температуры деформации. Назовём её критической ( $T_{\text{кр}}$ ). При деформации хрома ниже  $T_{\text{кр}}$  наблюдается уменьшение падения его отражательной

способности. Подобная инверсия в характере изменения уровня отражательной способности усиливается при понижении температуры деформирования ниже  $T_{\text{кр}}$  (см. рис. 3,а, кр.6,7 и 3,б, кр.7,8). Причём обнаруженная инверсия в изменениях уровня  $R$  для образцов А-типа фиксируется при  $T < 195$  К (см. рис. 3,а, кр.6-8), а для образцов В-типа при  $T < 180$  К (см. рис. 3,б, кр.7,8).

По данным спектра отражения определены значения величины  $R$  для фиксированной длины волны ( $\lambda=4$  мкм) и рассчитаны значения изменения величины отражения  $\Delta R = R_{\text{исх.}} - R_{\text{деф.}}$ , где  $R_{\text{исх.}}$  – значение величины отражения исходных образцов до деформации, а  $R_{\text{деф.}}$  – значение  $R$  для образцов А и В типов, деформированных на 0,2% в области 150...300 К. Зависимости вычисленных значений  $\Delta R$  от температуры деформации образцов хрома А- и В-типов показаны на рис. 4.

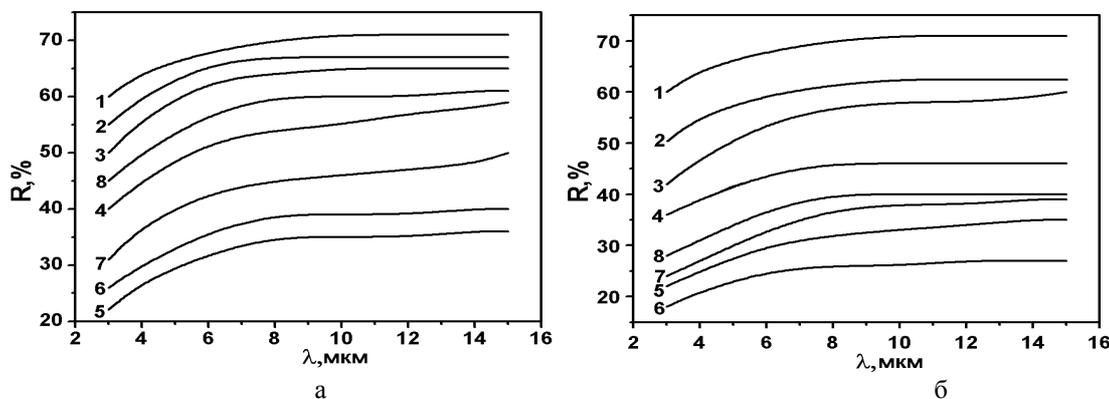


Рис. 3. Зависимость уровня отражательной способности образцов хрома А (а) и В(б)-типов от температуры деформации сжатием на 0,2%: 1 – исходные; 2 – деформированные при 300 К; 3 – при 220 К; 4 – при 200 К; 5 – при 195 К; 6 – при 180 К; 7 – при 170 К; 8 – при 160 К

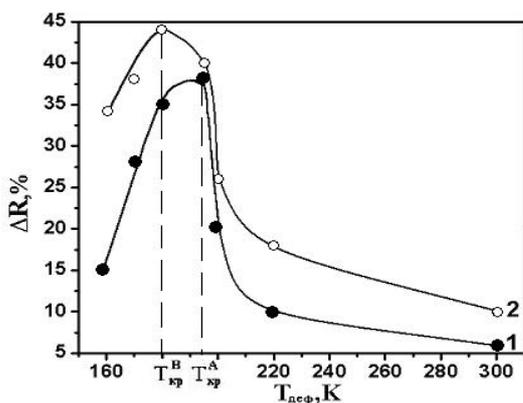


Рис. 4. Изменение величины отражения  $\Delta R$  от температуры деформации сжатием на 0,2% для А (1) и В (2)-типов образцов хрома (для  $\lambda=4$  мкм)

Из рисунка видно, что зависимости  $\Delta R(T_{\text{деф}})$  для двух структурных состояний хрома качественно подобны, и можно выделить, по крайней мере, 4 особенности.

1). Во всём диапазоне температур падение отражательной способности  $\Delta R$  для образцов В-типа больше, чем для образцов А-типа.

2). На кривых  $\Delta R(T_{\text{деф}})$  можно выделить 3 температурные области по характеру зависимости измеряемого параметра от температуры: 300...220К; 220 К –  $T_{\text{кр}}$ ;  $T_{\text{кр}} - 160$  К.

3). На зависимостях  $\Delta R(T_{\text{деф}})$  наблюдаются максимумы, температурное положение которых соответствует  $T_{\text{кр}}$ .

4). Максимум на зависимости  $\Delta R(T_{\text{деф}})$  для образцов В-типа смещён на 15 К в сторону низких температур по сравнению с максимумом для образцов А-типа.

При сопоставлении зависимости  $\epsilon(T)$  (см. рис. 2) и  $\Delta R(T_{\text{деф}})$  (см. рис. 4) видна аналогия в характере изменения относительного сжатия и отражательной способности от температуры деформирования:

– кривые  $\epsilon(T)$  также как и кривые  $\Delta R(T_{\text{деф}})$  для образцов В-типа смещены в сторону низких температур по сравнению с кривыми  $\epsilon(T)$  и  $\Delta R(T_{\text{деф}})$  для образцов А - типа;

– существуют критические точки  $T_x^A$  и  $T_x^B$  на зависимостях  $\epsilon(T)$  и  $T_{кр}^A$  и  $T_{кр}^B$  на зависимостях  $\Delta R(T_{деф})$ , разные для А и В-типов образцов;

– различие между  $T_x^A$  и  $T_x^B$  ( $20^\circ$ ), с одной стороны, и  $T_{кр}^A$  и  $T_{кр}^B$  ( $15^\circ$ ), с другой, практически отсутствует (с учётом точности измерений  $\epsilon$  и температурным шагом при измерении указанных зависимостей).

Кроме того, нужно отметить, что температурные положения максимумов на зависимостях  $\Delta R(T_{деф})$  для А- и В- типов образцов соответствуют температурам середины резкого падения кривых на зависимостях  $\epsilon(T)$  при переходе от пластического течения к хрупкому разрушению.

### ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Рассмотрим каждую из отмеченных выше особенностей на зависимостях  $\Delta R(T_{деф})$  и сопоставим их с характером зависимости  $\epsilon(T)$  для А и В-типов образцов хрома.

**Первая особенность - более высокий уровень потерь отражательной способности ( $\Delta R$ ) для В-состояния по сравнению с А-состоянием.**

Отметим некоторые фрагменты тонкой дефектной структуры, возникающей при двойниковании, с точки зрения влияния её на отражательную способность металла. Согласно [16-19], двойникование приводит к увеличению плотности дислокаций в теле прослойки и в аккомодационной зоне на 2 порядка по сравнению с таковой в матрице, к росту концентрации вакансий и к появлению новых границ раздела (двойник-матрица), энергия дефекта упаковки которых на порядок меньше, чем для границ зёрен.

Точечные дефекты, согласно работам [20,21], оказывают существенно меньшее влияние, чем дислокации на фоновый спектр решётки, т.е. на отражательную способность металла, так как только линейные дефекты вызывают нарушение трансляционной симметрии в плоскости, перпендикулярной линейному дефекту.

Согласно теоретическим представлениям [20,22], возможен ряд механизмов влияния линейных дефектов на искажение фононного спектра кристаллов. Во-первых, из-за сильных искажений структуры в ядре дислокации возникает локализация возбуждений вблизи линейного дефекта, которые в случае длинных (по сравнению с постоянной решётки) волн могут быть описаны возмущением на её оси. Во-вторых, наряду с сильным искажением кристалла в ядре дислокации существует медленно спадающее поле деформаций на больших расстояниях от её оси. Такое поле оказывается “ловушкой” для коротковолновых фононов, что также должно привести к появлению спектра дискретных состояний в некоторой области вокруг дислокаций.

Третий специфический элемент тонкой дефектной структуры, характерный только для двойниковой деформационной моды, – это появление областей с низкой энергией дефекта упаковки [18,23,25].

Сопутствующие двойникованию изменения тонкой дефектной структуры, согласно [24], можно связать с электронной структурой d-зоны переходных металлов в окрестностях границ двойников, а следовательно, и с уровнем отражательной способности в ИК-области спектра. Снижение энергии дефекта упаковки на границе раздела двойник-матрица в сочетании с установленным в работе [26] существенным уменьшением удельной плотности материала после двойникования свидетельствуют о размягчении фононного спектра деформированного двойникованием металла.

С другой стороны, двойникование способствует локализованному возрастанию энергии системы из-за резкого увеличения плотности дислокаций и концентрации вакансий в аккомодационных зонах вблизи двойников [23], что может вызвать изменение локальной электронной плотности [27]. Кроме того, некогерентные границы двойников обладают повышенной адсорбционной способностью по отношению к точечным дефектам [28]. Это приводит к перераспределению примесей из объёма на границы двойников и локальному легированию приграничной области. Следовательно, происходит дополнительное понижение энергии дефекта упаковки, так как при легировании переходного d-металла непосредственным она уменьшается по мере заполнения незаполненных состояний d-зоны [27].

Очевидно, фактор уменьшения энергии дефекта упаковки является наиболее существенным с точки зрения влияния на отражательную способность исследуемого металла, так как простое увеличение плотности дислокаций при скольжении вызывает более слабое уменьшение отражательной способности и почти на порядок меньшее изменение электросопротивления, чем двойникование на ту же степень [9,19]. В работе [9] показано, что деформация Nb скольжением вызывает существенно меньшее падение отражательной способности, чем деформация двойникованием на одинаковые степени в диапазоне деформации 0,1...3,0 %, что, очевидно, обусловлено более эффективным влиянием двойникования по сравнению со скольжением в исследуемом диапазоне деформаций на изменение электрон-фононного взаимодействия. Отсюда следует, что отражательная способность металлов в ИК-области спектра определяется не только общим уровнем дефектности кристаллической решётки и суммарной деформации, но и тем, какой механизм (скольжение или двойникование) является преобладающим при пластической деформации. При этом надо учитывать, что при наличии двойниковых прослоек, предварительно вызванных ударной деформацией, инициируется развитие пластического течения путём механического двойникования при последующем статическом деформировании даже при комнатной температуре [11,12,23].

**Вторая и третья особенности  $\Delta R(T_{\text{деф}})$  – наличие трех температурных областей и максимума при  $T_{\text{кр}}$  – и связь их с зависимостью  $\epsilon(T)$ .**

Первая температурная область (300...220 К) характеризуется довольно слабой зависимостью  $\Delta R$  от температуры (см. рис. 4), что может свидетельствовать о практически одинаковых полях внутренних напряжений и концентрации дефектов, возникающих при деформировании хрома в этом температурном диапазоне. Важно отметить, что кривые  $\epsilon(T)$  в этой области также характеризуются практически полной независимостью относительного сжатия от температуры деформации и для А-, и для В-типов образцов хрома (см. рис. 2). Указанные факты могут быть следствием того, что деформация хрома в первой температурной области развивается в условиях максимальной компенсации возникающих напряжений в результате активного протекания релаксационных процессов. При этом деформация распределена по всему объему образца равномерно.

Во второй температурной области (220 К... $T_{\text{кр}}$ ) наблюдается резкий рост зависимости  $\Delta R(T_{\text{деф}})$  (см. рис. 4), что может быть обусловлено увеличением спектра деформационных дефектов (вследствие перехода от скольжения к двойникованию), накоплением их плотности и ростом скрытой энергии деформации. Деформация продолжает развиваться равномерно во всём объёме образца, но скорость накопления скрытой энергии деформации начинает преобладать над скоростью релаксации внутренних напряжений. Эта разница усиливается по мере понижения температуры и достигает максимума при  $T_{\text{кр}}$ . Появление экстремальной точки ( $T_{\text{кр}}$ ) на зависимости  $\Delta R(T_{\text{деф}})$  (см. рис. 4) означает появление двух участков кривых с производными, отличающимися по знаку, что свидетельствует о развитии качественно разных механизмов изменения дефектной структуры хрома после его деформирования выше и ниже  $T_{\text{кр}}$ . Учитывая положение этой точки на температурной зависимости  $\epsilon(T)$ , – это середина резкого падения запаса пластичности при переходе от пластического течения к хрупкому разрушению (см. рис. 2) – можно предположить, что именно при  $T=T_{\text{кр}}$  резко меняется механизм деформации: происходит заметная её локализация с образованием высоких нескомпенсированных уровней пиковых напряжений. По мере понижения температуры деформации ниже  $T_{\text{кр}}$  локализация усиливается, а релаксация пиковых напряжений может происходить в виде раскрытия микротрещин [4-6]. Поэтому точку  $T_{\text{кр}}$  можно считать началом третьей температурной области ( $T_{\text{кр}}...$ 160 К) с новым механизмом деформирования материала (см. рис. 4). В этой области при понижении температуры деформирования ОЦК-металлов [4-6] увеличивается число микротрещин, образуются микротрещины критических размеров, происходит их слияние в магистральную, наступает хрупкое разрушение, что наблюдается при  $T_x$  на зависимостях  $\epsilon(T)$  (см. рис. 2). Однако в отличие от определения

температуры вязко-хрупкого перехода традиционным методом – измерением температурной зависимости относительного удлинения или сжатия материала при деформации его до разрушения – при оптическом методе исследования деформированных до 0,2 % образцов появляется уникальная возможность определения температуры  $T_{\text{кр}}$ , при которой фиксируется момент начала локализации деформации, т.е. определяется температура не нулевой пластичности, а перехода структурного состояния деформируемого материала от вязкого течения к хрупкому разрушению.

**Четвертая особенность зависимостей  $\Delta R(T_{\text{деф}})$  и  $\epsilon(T)$  – смещение в сторону низких температур кривых для В-типа образцов.**

Известно, что структурное состояние ОЦК-металлов определяет температуру и склонность материала к переходу от вязкого течения к хрупкому разрушению при низкотемпературной деформации. Так, в частности, показано [10-13], что предварительное двойникование приводит к понижению температуры вязко-хрупкого перехода, так как оно устраняет области пиковых напряжений, способствует перераспределению точечных дефектов, инициирует развитие двойникования по вторичным системам и стимулирует развитие релаксационных процессов при последующем деформировании ОЦК-металлов при  $T < 300$  К. Эти особенности влияния предварительного двойникования на характер последующего деформирования установлены для Fe, Fe-Si и Nb, т.е. для металлов с металлическим типом межатомной связи. Результаты измерения  $\epsilon(T)$  и  $\Delta R(T_{\text{деф}})$ , проведенные в данной работе, показали, что как в случае чисто металлического межатомного взаимодействия (Nb), так и при наличии ковалентной составляющей (Cr) предварительное динамическое двойникование снижает температуру вязко-хрупкого перехода и расширяет температурную область реализации вторичного двойникования как вида пластического течения без разрушения при последующем статическом низкотемпературном деформировании.

Полученные нами результаты в данной работе и в работах [29,30], убедительно показали возможность использовать оптический метод не только как способ исследования электронного и фононного спектров кристаллических материалов, но и как способ определения некоторых важных физико-механических параметров, в частности, глубины упрочнённого слоя металлических образцов после различных условий поверхностной обработки, а также температуры вязко-хрупкого перехода металлов.

Работа выполнена в рамках Программы проведения фундаментальных исследований по атомной науке и технике ННЦ ХФТИ.

## ЛИТЕРАТУРА

1.А.В. Соколов. *Оптические свойства металлов*. М.: «Физматгиз», 1961, 464 с.

- 2.И.А. Гиндин, Л.А. Чиркина, Э.Н. Метоліди. *Оптические свойства и дефектная структура кристаллических тел*: Обзор. М.: «ЦНИИАтоминформ», 1989, 28 с.
- 3.В.П.Алехин. *Физика прочности и пластичности поверхностных слоёв материала*. М.: «Наука», 1983, 280 с.
4. *Атомный механизм разрушения*. М.: «Изд. черной и цветной металлургии», 1963, 660 с.
- 5.В.И. Трефилов, Ю.В. Мильман, С.А. Фирстов. *Физические основы прочности тугоплавких металлов*. Киев: «Наукова думка», 1975, 315 с.
- 6.В.И. Старцев, В.Я. Ильичев, В.В. Пустовалов. *Пластичность и прочность металлов и сплавов при низких температурах*. М.: «Металлургия», 1975, 328 с.
- 7.И.Е. Лексина. Оптические свойства и электронные характеристики ниобия и его сплавов с титаном. // *Труды ФИАН*. 1974, т. 72, с. 150-207.
- 8.И.А. Гиндин, Э.Н. Метоліди, Л.А. Чиркина, Б.А. Хинкис. Отражательная способность в ИК-области спектра Nb и Fe, деформированных двойникованием // *Украинский физический журнал*. 1989, т. 34, №10, с. 1530–1534.
- 9.И.А. Гиндин, Э.Н. Метоліди, Л.А. Чиркина, Б.А. Хинкис. Отражательная способность в ИК-области спектра ниобия с различной дефектной структурой. // *Украинский физический журнал*. 1986, т. 31, №7, с. 1077–1080.
- 10.И.А. Гиндин, Л.А. Чиркина. О двойниковании и хрупкости кремнистого железа // *Физика твёрдого тела*. 1968, т. 10, с. 2529–2531.
- 11.И.А. Гиндин, Л.А. Чиркина. О характере влияния границ двойников и зёрен на процесс пластической деформации кремнистого железа при 185 и 300К // *Физика металлов и металловедение*. 1969, т. 27, в. 3, с. 531–538.
- 12.И.А. Гиндин, Л.А. Чиркина. Влияние границ раздела на температурную зависимость сопротивления движению двойникующих и скользящих дислокаций // *Физика металлов и металловедение*. 1977, т. 43, с. 180–187.
- 13.Л.А. Чиркина, В.С. Оковит, Б.А. Хинкис. Изменение механических свойств облучённого кремнистого железа в зависимости от вида предварительной деформации // *Проблемы прочности*. 1979, №6, с. 71–73.
- 14.И.А. Гиндин, Л.А. Чиркина, В.С. Оковит, Б.А. Хинкис. Особенности микро- и макротекучести поликристаллического ниобия в области 4,2...80 К // *Металлофизика*. 1984, т. 6, №4, с. 83–85.
- 15.И.А. Гиндин, С.Ф. Кравченко, И.М. Неклюдов, Л.А. Асланович. Установка для статических испытаний и термомеханической обработки материалов в температурной области от 4,2 до 1200К // *Заводская лаборатория*. 1973, т. 39, №8, с. 1011–1012.
- 16.И.А. Гиндин, Л.А. Чиркина, А.И. Сирота, В.С. Оковит. Дефектная структура двойниковых прослоек в кремнистом железе // *Физика твёрдого тела*. 1973, т. 15, в. 7, с. 2210–2214.
- 17.Д. Ньюкирк, Д. Верник. *Прямое наблюдение несовершенств кристаллов*. М.: «Металлургия», 1964, 383 с.
- 18.K.Sumino. Surface dislocations and the growth of deformation twins // *Acta met.* 1966, v. 14, №11, p. 1607–1615.
- 19.Л.А. Чиркина, С.Д. Лавриненко, В.С. Оковит и др. Влияние предварительной деформации двойникованием и скольжением на критические и сверхпроводящие параметры ниобия // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Общая и ядерная физика*». 1986, в. 2, с. 16–21.
- 20.И.М. Лифшиц, Х.И. Пушкарёв. Локализация возбуждения в кристаллах с дислокациями // *Письма в ЖЭТФ*. 1970, т. 11, в. 9, с. 456–459.
- 21.J. Cely. Infrared Absorption in crystals with line defect // *Phys. status solidi*. 1970, v. 41, №1, p. 191–198.
- 22.И.М. Лифшиц, А.М. Косевич. *Динамика кристаллической решётки с дефектами* // Препринт АН УССР. ХФТИ, 1965, №170/Т-025.
- 23.И.А. Гиндин, Л.А. Чиркина, В.С. Оковит. Влияние предварительно созданных границ раздела на характер развития дефектной структуры кремнистого железа // *Металлофизика*. 1975, №62, с. 13–18.
- 24.А.М. Papon, I.P. Simon, P. Guyot. Calculation of {112} twin and stacking-fault energies in b.c.c. transition metals // *Phil. Mag.* B. 1979, v. 40, N2, p. 159–172.
- 25.В.З. Бенгус, С.Н.Комник, В.И.Старцев. О возникновении двойникующих и полных дислокаций при расширении двойниковых прослоек в кальците. // *Физика низких температур*. 1968, т. 10, №1, с. 317–319.
- 26.И.А. Гиндин, В.М. Розенберг, Я.Д. Стародубов, Л.А. Чиркина. Влияние скольжения и механического двойникования на изменение плотности железа. // *Физика твёрдого тела*. 1972, т. 14, в. 6, с. 1639–1641.
- 27.В.Е. Панин, В.П. Фадин. О связи энергии дефекта упаковки с электронной структурой металлов и сплавов // *Изв. вузов. Физика*. 1969, №9, с. 119–126.
- 28.J.L. Brimhall, B. Mastal. Enhanced neutron radiation damage twin boundaries // *J. Appl. Phys.* 1967, v. 7, N7, p. 3027–3028.
- 29.Я.Д. Стародубов, Э.Н. Метоліди, Г.Н. Малик. Влияние поверхностного пластического деформирования обкаткой в поле ультразвуковых колебаний на механические и оптические свойства ниобия и железа // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники*». 2002, в. 1(12), с. 156–160.
- 30.А.С. 1349466. *Способ определения температуры вязкохрупкого перехода металлических материалов* /И.А. Гиндин, Э.Н. Метоліди, Л.А. Чиркина, Б.А. Хинкис. /Бюл. Рос. патент. «Изобретения. Полезные модели». 2004.

## МЕХАНИЧНІ ТА ОПТИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ХРОМУ, ДЕФОРМОВАНОГО В ОБЛАСТІ ТЕМПЕРАТУР 77...300 К

**Е.М. Метоліди, Л.О. Чіркава, Я.Д. Стародубов**

Досліджена температурна залежність механічних (при 77...300 К) та оптичних (при 300 К) хрому у двох структурних станах – у початковому та з попередньо динамічно створеною системою двійникових прошарків. За даними механічних досліджень встановлено, що температура в'язко-крихкого переходу ( $T_x$ ) після попереднього двійникування зміщується у сторону низьких температур на 20 К. На залежностях зміни відзеркалювальної властивості ( $\Delta R$ ) досліджених двох типів зразків від температури деформації виявлені максимуми при  $T_{sp}$ . Для попередньо здвійникованих структур цей максимум зміщений у сторону низьких температур на 15 К у порівнянні з початковим станом. Висловлюється припущення, що  $T_{sp}$  на відміну від  $T_x$  виявляє не температуру нульової пластичності, а температуру зміни механізму деформування матеріалу, початка локалізації деформації та переходу від в'язкої течії до крихкого руйнування. Обговорюються механізми деформування в досліджуваному діапазоні температур.

## MECHANICAL AND OPTICAL PROPERTIES OF CHROMIUM DEFORMED IN THE REGION OF TEMPERATURES 77...300 K

*E.N. Metolidi, L.A. Chirkina, J.D. Starodubov*

Temperature dependence mechanical (at 77...300 K) and optical (at 300 K) characteristics of chromium in two structural conditions – in initial state and with preliminary dynamically created system of twin layers are investigated. According to mechanical tests it is established, that the temperature ductile-brittle transition ( $T_x$ ) after preliminary twinning is displaced on 20 K to low temperatures. On dependences of change of reflectivity ( $\Delta R$ ) the investigated two types of samples from temperature of deformation find out of maximums at  $T_{sp}$ . For preliminary twinning structures this maximum is displaced on 15 K to low temperatures in comparison with an initial condition. Suggested, that  $T_{sp}$  as against  $T_x$  reveals not temperature of zero plasticity, but temperature of change of the mechanism of deformation of a material, the beginning of localization of deformation and transition from ductile flow to brittle fracture. Mechanisms of deformation in a researched range of temperatures are discussed.