

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ ХРОМА РАЗЛИЧНОЙ ЧИСТОТЫ

*И.Ф. Борисова, И.М. Неклюдов, В.И. Соколенко, Я.Д. Стародубов, В.И. Трефилов**
Институт физики твёрдого тела, материаловедения и технологий ННЦ ХФТИ, г. Харьков, Украина, E-mail: vsokol@kipt.kharkov.ua, тел.:(0572) 404-703;
**Институт проблем материаловедения НАНУ, г. Киев, Украина*

Вивчено міцнісні та пластичні властивості при стиску монокристалів хрому різної орієнтації і чистоти, у тому числі і легованих європієм, у температурній області 4,2...500 К. Встановлено, що температура в'язко-крихкого переходу T_x залежить від орієнтації монокристалу ([110] має найвищу T_x) і зменшується з підвищенням чистоти. Визначено елементи пластичної деформації і руйнування. З'ясовано вплив структурних факторів на схильність хрому до двійникування та двійникування на його механічні властивості. Показано, що релаксація напруги у границь двійників є ефективним методом підвищення пластичності хрому в області T_x .

Изучены прочностные и пластические свойства при сжатии монокристаллов хрома различной ориентации и чистоты, в том числе и легированных европием, в температурной области 4,2...500 К. Установлено, что температура вязко-хрупкого перехода T_x зависит от ориентации монокристалла ([110] обладает самой высокой T_x) и уменьшается с повышением чистоты. Определены элементы пластической деформации и разрушения. Выяснено влияние структурных факторов на склонность хрома к двойникованию и двойникования на его механические свойства. Показано, что релаксация напряжений у границь двойников является эффективным методом повышения пластичности хрома в области T_x .

The strength and plastic properties at compression of chromium monocrystals of various orientation and cleanliness, including alloyed by europium, are investigated in temperature area 4,2...500 K. It was established that temperature of ductile-brittle transition T_x depends on orientation of a monocrystal ([110] has highest T_x) and decreases with increase of cleanliness. The elements of plastic deformation and fracture are determined. The influence of the structural factors on tendency of chromium to twinning and twinning on its mechanical properties is found. It is shown, that relaxation of stresses atween boundaries is an effective method of increase of chromium plasticity in T_x range.

ВВЕДЕНИЕ

Интерес к хрому и сплавам на его основе как конструкционным материалам обусловлен рядом положительных свойств, в частности, высокой температурой плавления, высоким модулем упругости, стойкостью к окислению, жаропрочностью, низким сечением захвата нейтронов. Подобная совокупность свойств обуславливает использование хрома и его сплавов в атомной энергетике, газотурбостроении, химическом машиностроении. Вместе с тем возможности широкого использования этих материалов ограничиваются склонностью хрома к хрупкому разрушению, более высокой по сравнению с другими тугоплавкими металлами.

Эффективными методами формирования запаса пластичности хрома являются глубокая очистка от примесей внедрения, в том числе и микролегированием химически активными элементами, и механико-термические воздействия, приводящие к созданию специфических дефектных структур [1-3].

При необходимости реализации одновременного сочетания низкотемпературной пластичности и высокой жаропрочности вопрос пластификации хрома особенно обостряется. Одним из действенных способов решения данной проблемы может быть создание структур с максимально равномерным по объёму распределением мелкодисперсных включений. Перспективными в этом отношении являются мелкозернистые и монокристаллические материалы. В связи с этим особую актуальность приобретают

сведения о механических свойствах монокристаллического хрома, особенно при температурах ниже комнатной, о влиянии чистоты, уровня и характера микролегирования и кристаллографической ориентации на особенности протекания процессов пластической деформации и разрушения в широкой области температур.

Целью данной работы являлось изучение температурной зависимости механических свойств монокристаллов хрома разной чистоты и различных кристаллографических ориентировок в интервале 4,2...500 К, а также влияния целенаправленного изменения дефектной структуры на пластичность хрома.

1. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Материалом для исследования служили монокристаллы хрома, полученные :

- твёрдофазным методом из электролитически рафинированного хрома марки ЭРХ, включающим высокоградиентное циклирование и последующий высокотемпературный 1650 °С отжиг (суммарное содержание примесей внедрения $2 \cdot 10^{-2}$ вес.%) – I партия;
- твёрдофазным методом из ЭРХ с добавлением при переплавке 0,2 вес. % европия (содержание примесей внедрения 10^{-3} вес. %) – II партия;
- методом зонной рафинировки с шестью проходами расплавленной зоны (содержание примесей внедре-

ния $5 \cdot 10^{-4}$ вес.%) – III партия.

Исследовались образцы в виде прямоугольных параллелепипедов размером $2,5 \times 3,0 \times 4,0$ мм с направлением вдоль длинной стороны [100], [110], [111], [112] и [123]. Образцы вырезали из прутков на электроискровом станке. Погрешность при ориентировании кристаллографических направлений не превышала 2° . Перед испытаниями образцы шлифовали и тщательно электролитически полировали в охлажденном электролите, состоящем из ледяной уксусной кислоты (133 мл), хромового ангидрида (25 г) и воды (20 мл), при напряжении 20 В. Одновременно с полировкой удалялся поверхностный слой глубиной $\sim 0,1$ мм. Механические свойства определяли в условиях сжатия при постоянной температуре в интервале $4,2 \dots 500$ К со скоростью 10^{-3} с $^{-1}$.

Температуру выше комнатной создавали печью сопротивления. Ниже 300 К измерения осуществляли в среде жидкого гелия (4,2 К), азота (77 К), в парах азота и в охлажденном бензине. Температуру выше 77 К измеряли медь-константановой термопарой с точностью $\pm 0,5$ град. Из машинных кривых “нагрузка – деформация” определяли уровень механических свойств: предел текучести σ_T , относительную деформацию δ и коэффициент деформационного упрочнения Θ . Точность измерения нагрузки составляла ± 40 г, деформации – ± 5 мкм. Методически испытания на сжатие не позволяют получить конечные значения характеристик пластичности и предельного разрушающего усилия в области высокой пластичности хрома из-за резкого увеличения сечения образцов (“бочка”) и соответствующего возрастания деформирующего напряжения. В таких случаях испытания прекращались по достижении предельной для испытательной машины нагрузки.

Температуру, выше которой образец деформировался с остаточной пластичностью, а ниже – разрушался хрупко на стадии упругого нагружения, обозначили как температуру вязко-хрупкого перехода T_x .

С целью определения элементов деформации и оценки их вклада в пластическую деформацию хрома в зависимости от ориентации образцов и температуры испытания проводили металлографический анализ следов скольжения и двойникования. Для этого определяли углы между ребром образца и деформационными следами на двух взаимно перпендикулярных гранях. Затем с помощью стереографической сетки находили положение искомой плоскости сдвига относительно граней кристалла и по стандартным проекциям и вычисленным углам определяли её индексы.

2. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ОБСУЖДЕНИЕ

2.1. Ориентационная зависимость

Проведенные испытания показали, что, как и для других ОЦК-металлов [1], исходная ориентация кри-

сталла оказывает существенное влияние на вид кривой деформационного упрочнения образцов. Об этом свидетельствуют данные, приведенные на рис. 1, где показаны типичные кривые сжатия монокристаллов хрома I партии при 300 К. Общим для всех кривых является наличие переходного участка в области малых пластических деформаций, на котором происходит непрерывное уменьшение коэффициента деформационного упрочнения Θ . Однако в области развитого пластического течения вид кривых существенно зависит от ориентации образца.

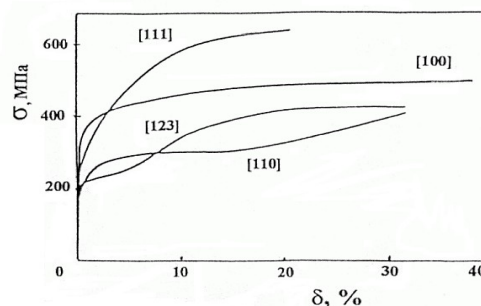


Рис. 1. Кривые деформационного упрочнения монокристаллов хрома I партии различных ориентаций при 300 К

Так, для кривых деформационного упрочнения монокристаллов с ориентацией оси сжатия вдоль [110], обладающих самым низким пределом текучести, вслед за переходным участком наблюдаются две стадии упрочнения, а при $\delta \geq 15\%$ величина Θ начинает возрастать, что подобно характеру упрочнения ГЦК-монокристаллов. Для ориентировки [100], характеризующейся самым высоким пределом текучести, переходной участок существенно растянут, а при $\delta \geq 15\%$ наблюдается линейный участок с низким коэффициентом упрочнения. Наиболее интенсивное упрочнение наблюдается для образцов с ориентацией оси сжатия вдоль [111], причём параболический характер зависимости σ – δ сохраняется и при высоких степенях деформации. Протяженный нелинейный участок характерен для относительно небольших деформаций ($\delta \leq 10\%$) кристалла [123], а затем наблюдается уменьшение величины Θ . Средние значения коэффициента деформационного упрочнения для кристаллов I партии при 300 К приведены в табл. 1.

ТАБЛИЦА 1

Коэффициент деформационного упрочнения Θ (МПа) монокристаллов хрома I партии при 300 К

Стадия кривой упрочнения	Ориентация					
	[100]		[110]		[123]	
1	87	G/850	248	G/300	-	G/50
2	-	-	813	G/95	92,5	G/800

Данные металлографических наблюдений свидетельствуют о том, что пластическая деформация кристаллов с ориентацией оси сжатия в углах

стереографического треугольника при комнатной температуре начинается путём действия сопряженных плоскостей скольжения типа $\{123\}$. С развитием деформации наблюдаются признаки поперечного скольжения дислокаций, проявляющиеся в увеличении волнистости следов скольжения. Наиболее благоприятной для проявления поперечного скольжения является ориентировка $[110]$, для которой на I стадии и наблюдается наименьший коэффициент деформационного упрочнения. Параболический характер упрочнения монокристаллов с ориентацией оси сжатия вдоль $[111]$ связан с тем, что кроме системы $\{123\}$ начинается скольжение и по системе $\{112\}$. В области больших деформаций уменьшение скорости деформационного упрочнения становится характерным и для ориентировок $[111]$, $[100]$ и $[123]$, что свидетельствует о существенном развитии процессов динамического возврата в образцах этих ориентаций.

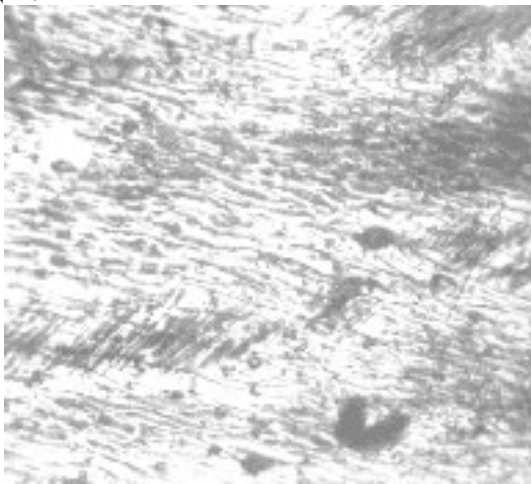


Рис.2. Микроструктура хрома I партии ориентации $[110]$ на II стадии деформационного упрочнения ($\times 340$)

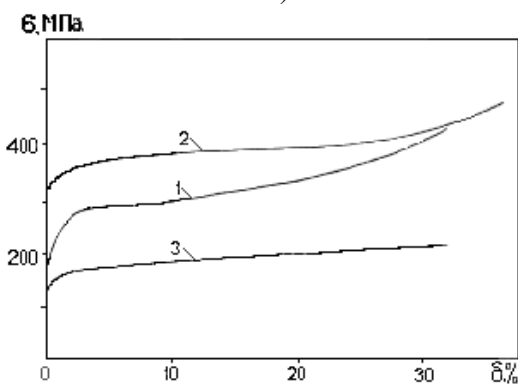


Рис.3. Кривые упрочнения монокристаллов хрома ориентации $[110]$ при 300 К: 1- I партия; 2- II партия; 3- III партия

В то же время на образцах ориентации $[110]$ на второй стадии наблюдается увеличение коэффициента Θ . По данным металлографии в этом интервале δ наряду с развитым поперечным скольжением $\{123\}$ начинает действовать вторичная система скольжения (рис. 2), идентифицировать которую не удалось. С работой этой системы скольжения и свя-

зано увеличение Θ на второй стадии кривой деформационного упрочнения кристаллов ориентации $[110]$.

Влияние чистоты материала на вид кривых деформационного упрочнения иллюстрирует рис. 3. Как видно, самым низким пределом текучести обладают образцы III партии, самым высоким - II партии. Обращает на себя внимание инверсия зависимости σ_T от чистоты материала I и II партий.

В области пластического течения наблюдается общая тенденция влияния концентрации примесей внедрения на вид кривой упрочнения. Повышение степени чистоты материала приводит к существенному (более чем в 2 раза) снижению коэффициента деформационного упрочнения на 1 и 2 стадиях (табл. 2). Это свидетельствует о том, что наряду с барьерами Пайерлса-Набарро примеси внедрения являются одним из основных типов препятствий, контролирующих движение дислокаций в хrome.

Таблица 2
Влияние концентрации примесей на коэффициент деформационного упрочнения монокристаллов хрома (сжатие вдоль $[110]$ при 300 К)

Партия	Θ , МПа			
	1 стадия		2 стадия	
I	248	G/300	813	G/95
II	125	G/590	600	G/123
III	105	G/704	-	-

Данные о влиянии температуры испытания на механические характеристики монокристаллов хрома приведены на рис. 4 и 5 и в табл. 3.

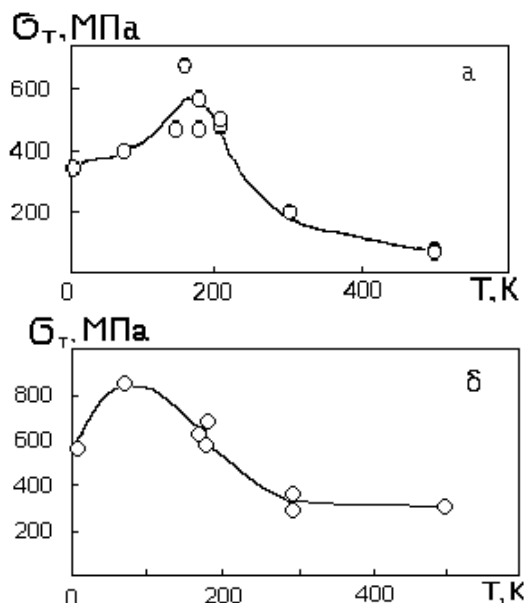


Рис.4. Температурная зависимость предела текучести монокристаллов хрома I партии ориентаций: а- $[110]$, б- $[111]$

Из рис. 4 следует, что до порога хрупкости температурные зависимости σ_T нелегированных образцов имеют общий, классический для ОЦК-металлов

характер. При $T > 300$ К можно выделить участок относительно слабой температурной зависимости σ_T . Согласно существующим представлениям [4] на этом участке пластическое течение контролируется дальнедействующими препятствиями, поля напряжений которых слабо зависят от температуры, а уровень термической активации таков, что близкодействующие препятствия не оказывают влияние на движение дислокаций. При $T < 300$ К по мере понижения температуры уровень термической активации снижается, при этом возрастает вклад близкодействующих препятствий в торможение дислокаций, чему соответствует более резкий рост предела текучести.

Для образцов II партии зависимость $\sigma_T(T)$ до порога хрупкости также двухстадийна. В интервале $500 > T > 300$ К изменение σ_T более сильное, чем для образцов I и III партий, а при $T < 200$ К происходит резкое увеличение скорости изменения предела текучести (см. рис. 5).

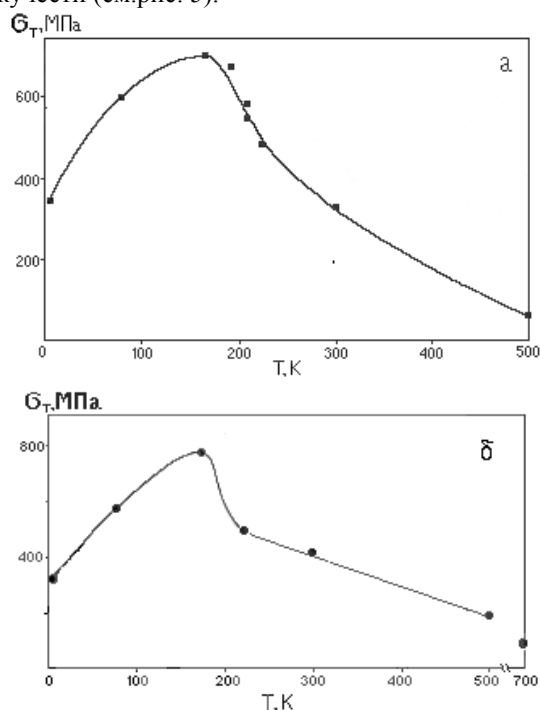


Рис.5. Температурная зависимость предела текучести σ_T монокристаллов хрома II партии ориентаций: а-[110], б-[112]

При температурах ниже T_x дальнейший ход кривых $\sigma_T - T$ зависит от ориентации образцов. Так, для образцов I партии ориентировок [110] и [123], II партии – [110] и [112] и III партии – [110] по достижении T_x прочностные характеристики уменьшаются с понижением температуры. Для кристаллов I партии ориентировок [111] и [100] снижение прочностных характеристик происходит при $T < 77$ К.

Таблица 3

Скорость изменения предела текучести монокристаллов хрома с температурой

Партия	I				II				III							
Ориентация																

Партия	[100]	[110]	[111]	[123]	[110]	[112]	[110]
$d\sigma_T/dT$	2,4	2,9	2,2	2,7	4,2	5,6	5,0

Температуры вязко-хрупкого перехода монокристаллов хрома, приведенные в табл. 4, свидетельствуют о том, что в среднем для исследованных образцов сохраняется известная из литературных данных [1] тенденция снижения T_x с повышением чистоты материала, а в пределах одной чистоты величина T_x зависит от ориентации образцов. При этом ориентировка [110] оказывается самой хрупкой. В монокристаллах [100] и [123] развитие трещин затруднено, что может быть обусловлено двойникованием, приводящим к релаксации напряжений у вершины трещины и блокировке распространения трещин вследствие появления в материале границ раздела.

Из табл. 4 видно, что T_x образцов II партии очень слабо меняется по сравнению с T_x образцов I партии. Этот результат хорошо коррелирует с данными по зависимости σ_T от чистоты для образцов II партии, приведенными выше, и является скорее всего эффектом микролегирования европием. Вследствие высокой химической активности европия связывает часть примесей внедрения с образованием соединений типа Eu_2O_3 , которые в виде мелкодисперсных включений располагаются в объеме материала, в том числе и на дислокационных линиях. Последнее может привести к уменьшению эффективной длины дислокационных сегментов и увеличению как стартовых напряжений перемещения дислокаций, так и напряжений работы источников дислокаций Франка-Рида.

Таблица 4

Температура вязко-хрупкого перехода монокристаллов хрома

Партия	I				II		III
	[100]	[110]	[111]	[123]	[110]	[112]	[110]
T_x , К	~170	~180	~170	~160	~170	≤170	~120

Дополнительной причиной повышения σ_T образцов II партии будет фактор твёрдорастворного упрочнения, обусловленный наличием европия, не связанного примесями внедрения. Несмотря на сравнительно низкую растворимость Eu в матрице Cr (её можно сравнить с растворимостью La, составляющей 0,05 ат. % [5]) увеличение критического напряжения сдвига также может быть и следствием размерного несоответствия ($d_{Eu}/d_{Cr} = 1,61$, где d - атомный радиус).

Кроме того, существенным фактором влияния микролегирования хрома европием является изменение электронной подсистемы. Известно [6,7], что для переходных металлов примеси внедрения (O, S, N, H) приводят к снижению плотности состояний на уровне Ферми, обусловленному переходом части электронов проводимости в связанные состояния. При введении европия в загрязненный такими примесями хром происходит очистка матрицы от приме-

сей внедрения и их связывание европием с образованием кластеров и мелкодисперсных включений. Помимо этого, в пределах твёрдого раствора европий ввиду особенностей его электронной конфигурации обусловит эффективный рост плотности состояний на уровне Ферми. Таким образом, как очистка европием матрицы хрома от примесей внедрения, так и присутствие европия в качестве элемента замещения приводит к увеличению плотности состояний.

Известно, что для переходных металлов энергия дефекта упаковки (ЭДУ) изменяется полярным образом по сравнению с плотностью состояний на уровне Ферми [7]. Снижение ЭДУ, связанное с указанными выше механизмами увеличения плотности состояний, должно было бы проявиться в понижении температуры вязко-хрупкого перехода хрома, легированного европием. Отсутствие заметного изменения T_x образцов II партии следует связать с другим аспектом влияния микролегирования европием – образованием мелкодисперсных включений в объеме материала. Небольшой размер этих включений предполагает в значительной мере когерентный характер их связи с матричным кристаллом. В условиях приложения внешней нагрузки они будут проявлять себя в качестве концентраторов напряжений, инициирующих появление двойников. Нерелаксированные границы двойников как источники перенапряжений являются в условиях низких температур потенциальными местами зарождения и распространения микротрещин - процесса, лимитирующего температуру вязко-хрупкого перехода. Таким образом, на качественном уровне становится понятна негативная роль интенсификации двойникового процесса-предвестника вязко-хрупкого перехода в хrome, легированном европием.

Таблица 5
Отношение σ_T монокристаллов хрома I партии различных ориентаций

Температура испытания	500К	300К	170К
$\sigma_T[100]/\sigma_T[110]$	1,90	1,65	1,08
$\sigma_T[111]/\sigma_T[110]$	3,30	1,75	1,10
$\sigma_T[111]/\sigma_T[100]$	1,76	1,06	1,03
$\sigma_T[123]/\sigma_T[110]$	2,50	1,00	0,96
$\sigma_T[100]/\sigma_T[123]$	0,74	1,65	1,14
$\sigma_T[111]/\sigma_T[123]$	1,30	1,75	1,17

Среди факторов, определяющих инверсионный характер изменения предела текучести монокристаллов легированного хрома, учитывая реальную возможность сохранения большой доли когерентности на границах выделений второй фазы с матричным кристаллом и, следовательно, высокую упругую энергию связи, вполне вероятным представляется процесс преодоления движущимися дислокациями связанных с европием включений не продавливанием по механизму Орована, а перерезанием и прохождением дислокаций через препятствия, требующие более высоких напряжений. Этот процесс является термически активируемым, что хорошо согласуется с отсутствием атермической области на

кривых температурных зависимостей образцов хрома II партии исследованных ориентаций (см.рис. 5). Кроме того, при легировании вполне вероятно изменение доли ковалентной составляющей сил связи, что может явиться причиной некоторой затрудненности осуществления пластической деформации как скольжением, так и двойникованием и, как следствие, повышения температуры вязко-хрупкого перехода и сохранения ее на уровне, характерном для более загрязненной I партии, а также наблюдающегося роста предела текучести (см.рис. 3).

В заключение проанализируем температурную зависимость отношения пределов текучести монокристаллов хрома различных ориентаций, которая характеризует степень анизотропии σ_T при различных температурах (табл. 5).

Из таблицы видно, что изменение отношения σ_T для монокристаллов различных ориентаций с понижением температуры неоднозначно, и наряду с монотонным уменьшением этой величины для пар ориентаций в углах стереографического треугольника имеется немонотонное изменение в случае пар с ориентировкой оси сжатия одного из образцов в середине треугольника. Однако в температурном интервале 300...170 К (температура 170 К выбрана в качестве средней T_x для монокристаллов исследованных ориентаций) наблюдается общая тенденция – существенное нивелирование ориентационной зависимости величины σ_T с понижением температуры испытания. Эти данные свидетельствуют о том, что рост предела текучести для наименее прочных при 300 К ориентировок при понижении температуры происходит быстрее, чем для более прочных.

2.2. Элементы пластической деформации и разрушения монокристаллов хрома

Выполненные в работе металлографические исследования с кристаллографической идентификацией элементов деформации позволили установить характер и основные закономерности протекания пластической деформации и разрушения монокристаллов хрома в температурной области 77...500 К.

Так, в области 300...500 К пластическая деформация образцов всех исследованных ориентаций осуществляется скольжением по плоскостям типа {123} в направлении [111] (табл. 6). Скольжение по {112}, характерное для деформации некоторых ОЦК металлов [8,9] в этой области температур, в наших экспериментах реализовалось только в образцах [100], причём вклад его в пластическую деформацию по сравнению со скольжением {123} крайне мал. С понижением температуры деформации скольжение по {112} удавалось наблюдать и на других ориентациях, но роль его в пластической деформации хрома исследованных партий невелика.

Таблица 6
Системы скольжения и двойникового монокристаллов хрома

Партия	Ориента-	Тумпература	Скольжение	Двойнико-
--------	----------	-------------	------------	-----------

	ция	деформиро- вания		вание
I	100	77	отсутствует	-
		300	{123}	отсутствует
		500	{123} {112}	отсутствует
	[110]	185	{110}	-
		300	{123}	отсутствует
		500	{123}	отсутствует
	[111]	173	{110} {112}	-
		300	{123}	отсутствует
	III	[110]	155	Отсутствует
173			{110} {112}	отсутствует
500			{123}	отсутствует

Значительную роль в реализации пластической деформации хрома в температурном интервале 300...500 К играет поперечное скольжение и скольжение “карандашного” типа, происходящее по нескольким плоскостям, принадлежащим зоне <111>. Оно проявляется, как правило, уже при 300 К и усиливается по мере роста температуры деформирования. Это является общей закономерностью для хрома I партии всех исследованных ориентаций. С повышением степени чистоты материала поперечное скольжение облегчается, что может быть связано с увеличением энергии дефекта упаковки и уменьшением величины расщепления дислокаций. Так, на образцах III партии ориентации [110] волнистые следы скольжения, свидетельствующие о существенной роли поперечного скольжения в пластической деформации, наблюдаются уже при температуре 173 К (рис. 6).

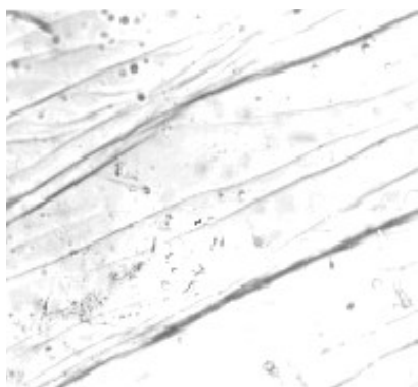


Рис. 6. Микроструктура монокристалла хрома III партии ориентации [110] после деформации при 173 К (x340)

При больших деформациях в условиях повышенных температур в хrome может реализоваться вторичное скольжение, идентифицировать которое, как указывалось ранее, с применением металлографического метода не удается.

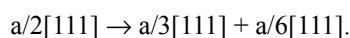
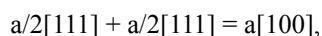
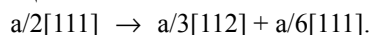
С понижением температуры деформирования усиливается роль двойникования. При температурах, близких к температуре вязко-хрупкого перехода, пластическая деформация реализуется в основном в результате двойникования в плоскостях типа {112}. Эта система характерна для всех ОЦК металлов [10]. Следует отметить, что в образцах всех исследованных ориентаций двойникование идет в нескольких сопряженных плоскостях. Даже в случае почти

хрупкого разрушения наблюдаются двойники двух систем (рис. 7, г).

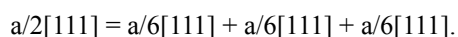
С повышением степени чистоты склонность хрома к двойникованию уменьшается. Так, образец с ориентацией [110] III партии при 173 К деформируется скольжением, а двойникование проявляется только ниже 150 К, в то время как образец такой же ориентировки, но с большим количеством примесей (I партия) двойниковается уже при 220 К. Этот факт находится в хорошем соответствии с данными о вкладе поперечного скольжения, приведенными выше, и свидетельствует в пользу того, что с повышением чистоты увеличивается энергия дефектов упаковки.

В испытаниях при температурах вблизи вязко-хрупкого перехода кроме двойникования небольшая доля пластической деформации реализуется за счёт скольжения по сопряженным плоскостям типа {110}, следы которого наблюдаются на образцах I и II партий, ориентированных вдоль [110] и [111].

Идентификация элементов скольжения и двойникования дают возможность оценить спектр дефектов, возникающих в процессе пластической деформации при различных температурах. Известно [10-12], что при скольжении в ОЦК-решетке наиболее важными дислокационными реакциями являются реакции типа:



Частичная дислокация $a/3 [111]$ может, в свою очередь, расщепиться на две дислокации $a/6[111]$, лежащие в двух плоскостях скольжения (211) и (121), которые пересекаются с исходной плоскостью скольжения (112) вдоль частичной дислокации $a/3 [111]$:



Конечный продукт этой реакции представляет собой три полосы дефектов упаковки вдоль $a/6[111]$, лежащие в трёх плоскостях скольжения. Такая конфигурация является полностью сидячей. Её образованием можно частично объяснить слабую подвижность винтовых дислокаций в ОЦК-металлах при низких температурах. При двойниковании реализуется следующая схема:

Можно предположить, что в хrome при низких температурах, когда действующими механизмами являются двойникование {112} и скольжение {110}, возможна реализация всех трех указанных реакций, и в структуре будут присутствовать дислокации всех типов. При повышенных температурах, когда действует скольжение {123}, спектр линейных дефектов будет значительно беднее, поскольку в этом случае реакции с образованием $a[100]$ и $a/3[112]$ не могут идти.

В образцах, деформированных в температурной

области вязко-хрупкого перехода, наблюдаются микро- и макротрещины, зарождающиеся чаще всего у поверхности, а также в местах пересечения двойников и у других концентраторов и распространяющиеся в глубь кристалла в основном по плоскости скола $\{100\}$. Развивающаяся трещина может стопориться на границе двойника, но может преодолеть сопротивление границы, и тогда её распространение пойдёт по плоскости двойникования $\{112\}$. Взаимодействие трещин друг с другом также может привести к остановке, по крайней мере, одной из них. Часто у вершины трещины, а также в прилегающем по длине трещины слое наблюдаются следы пластической деформации в виде двойников и следов скольжения. Релаксация напряжений, связанная с пластической деформацией, обуславливает остановку трещины. Такая релаксированная трещина может возобновить движение только при увеличении приложенного напряжения и является квазиравновесной.

2.3. Влияние структурного фактора на склонность хрома к двойникованию и двойникования на механические свойства

Двойникование является важным механизмом пластической деформации ОЦК-металлов, причём с единичным двойником связано протекание большой сдвиговой деформации. В разд. 2.1 и 2.2 уже отмечалось, что при пластической деформации монокристаллов хрома различных ориентаций при $T < 300$ К наблюдается двойникование по системам $\{112\} \langle 111 \rangle$, причём его вклад в общую пластическую деформацию увеличивается с понижением температуры испытания. Рассмотрим экспериментальные данные об особенностях протекания двойникования и о влиянии его на механические свойства хрома более подробно.

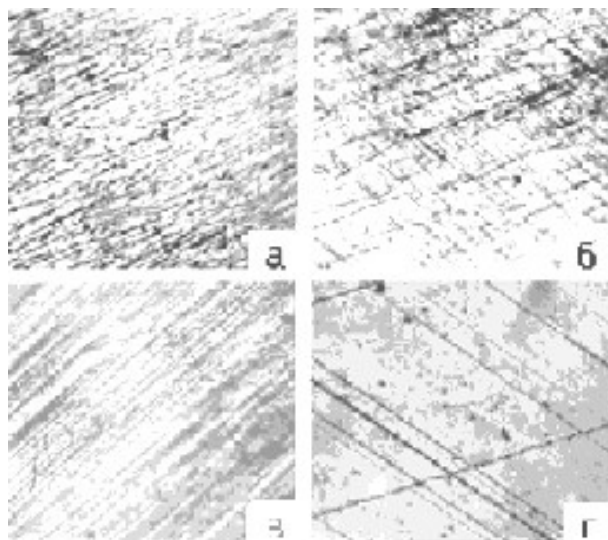


Рис. 7. Микроструктура хрома первой партии ориентации $[110]$ после деформации при температурах: а, б – 500 К; в – 300 К; г – 185 К ($\times 300$)

На склонность хрома к двойникованию существенное влияние оказывает температура испытания и чистота материала. Так, при комнатной температу-

ре пластическая деформация монокристаллов, исследованных ориентаций I, II и III партий, в исходном состоянии вплоть до высоких степеней деформации осуществляется путём скольжения. При температуре 220 К на монокристаллах I и II партий после небольших ($\sim 5\%$) деформаций обнаруживается развитое двойникование, однако монокристаллы III партии при этой температуре не двойниваются, а зарождение двойников фиксируется лишь при $T \leq 150$ К. Таким образом, повышение чистоты материала подавляет склонность хрома к двойникованию. Это может быть связано с резким уменьшением количества включений в хrome, являющихся концентраторами напряжений, а также с увеличением энергии дефекта упаковки, что подавляет склонность материала к двойникованию.

Большое влияние на склонность материалов к двойникованию оказывает и исходная дислокационная структура металла. Так, предварительная деформация скольжением может существенно подавить двойникование при низких температурах [13]. Это связано с тем, что деформация скольжением приводит к релаксации перенапряжений у их концентраторов и создает возможность протекания пластической деформации при низких температурах путем введения свежих, незакрепленных примесями дислокаций. В связи с этим образцы II партии с ориентацией оси сжатия вдоль $[112]$ были предварительно деформированы при 300 и 700 К на $\sim 7\%$. Изучение дислокационной структуры этих монокристаллов показало, что после деформации при 300 К возникло равномерное распределение дислокаций, в то время как после сжатия при 700 К в образцах наблюдалась слабоориентированная ячеистая структура.

Таблица 7
Влияние предварительного двойникования на предел текучести монокристаллов хрома II партии при 300 и 500 К

Ориентация	Состояние Образца	σ_T , МПа	
		300 К	500 К
[110]	Исходный	330	100
	Предварительно двойникованный	404	171
[112]	Исходный	458	200
	Предварительно двойникованный	560	-

Последующие испытания этих образцов при 220 К (температура, при которой наблюдается развитое двойникование) показали, что в образцах с равномерным распределением дислокаций двойникование не наблюдается, в то время как у монокристаллов с неоднородным распределением дислокаций возникают двойники, хотя интенсивность двойникования гораздо ниже, чем в исходном кристалле. Таким образом, характер распределения дислокаций оказывает влияние на склонность монокристаллов хрома к двойникованию, причём равномерное распределение дислокаций более эффективно подавляет двойникование в хrome.

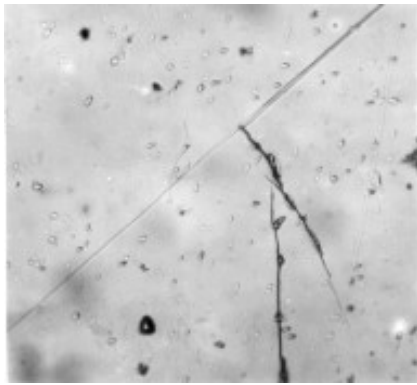


Рис. 8. Возникновение трещины на границе двойника в монокристалле хрома ($\times 340$)

Протекание двойникования в монокристаллах хрома приводит к изменению его прочностных свойств при повышенных температурах. Из данных, приведенных в табл. 7, следует, что предварительное двойникование приводит к увеличению предела текучести монокристаллов при 300 и 500 К, что, очевидно, связано с ограничением длины плоскостей скольжения вследствие появления в материале границ двойников, а также с повышением уровня действующих напряжений, контролирующих начало макроскопической пластической деформации.

Результаты металлографических исследований свидетельствуют о том, что двойникование всегда наблюдается при разрушении материала, даже в области температур вязко-хрупкого перехода. При этом роль двойников в процессах зарождения и распространения трещин неоднозначна. Так, возникновение трещин может происходить на границах двойников (рис. 8). Это свидетельствует о том, что их границы являются источниками высоких внутренних напряжений в материале. С другой стороны, наблюдается торможение трещин при их пересечении с двойниками, а также релаксация напряжений в вершине трещины в результате двойникования, что, в свою очередь, препятствует распространению трещин.

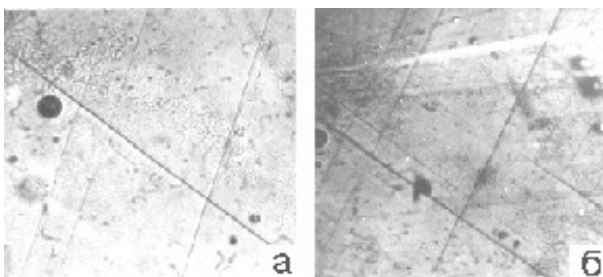


Рис.9. Микроструктура монокристалла хрома II партии ориентировки [110] ($\times 400$): а – после деформации на 5 % при 210 К; б – то же место после последующей деформации на 7 % при 300 К

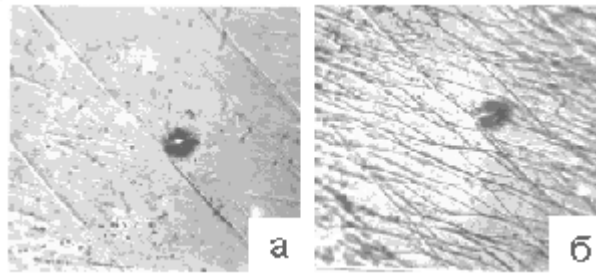


Рис.10. Микроструктура монокристалла хрома II партии ориентировки [110] ($\times 400$): а – после деформации на 5 % при 210 К; б – то же место после последующей деформации при 500 К на 7 %.

Полученные данные дают основание предположить, что релаксация перенапряжений у границ двойников может существенно затруднить процесс образования трещин в хrome и тем самым повысить запас пластичности монокристаллов при температуре вязко-хрупкого перехода. В связи с этим монокристаллы второй партии с ориентацией оси сжатия вдоль [110] были продеформированы на 5 % при 210 К, т. е. при температуре выше T_x , с целью вызвать развитое двойникование. Затем эти монокристаллы деформировали при 300 и 500 К на $\sim 7\%$. При металлографических исследованиях установлено, что последующая деформация при 300 К приводит к возникновению новых двойников (рис. 9), в то время как при 500 К деформация осуществляется только путем скольжения, причем линии скольжения активно взаимодействуют с границами двойников (рис. 10). Это дает основание считать, что деформация при 500 К способствует существенной релаксации перенапряжений у границ двойников, переводя их в более равновесное по сравнению с исходным состояние. Последующие испытания этих образцов при 170 К (температура вязко-хрупкого перехода) показали, что образцы, предварительно деформированные по схеме 210 \rightarrow 300 К, перед разрушением деформируются на $\sim 2\%$, а по схеме 210 \rightarrow 500 К – на $\sim 20\%$. Таким образом, релаксация напряжений у границ двойников путем относительно небольшой деформации при 500 К препятствует возникновению трещин и существенно повышает запас пластичности монокристаллов хрома в области вязко-хрупкого перехода.

ВЫВОДЫ

1. Повышение чистоты по примесям внедрения нелегированных монокристаллов хрома приводит к существенному (более чем в 2 раза) изменению коэффициента деформационного упрочнения на I и II стадиях.

2. Температура вязко-хрупкого перехода зависит от ориентации ([110] характеризуется самой высокой T_x) и уменьшается с повышением чистоты (например, с 180 до 120 К для монокристаллов [110] с концентрацией примесей внедрения $2 \cdot 10^{-2}$ и $5 \cdot 10^{-4}$ вес. % соответственно).

3. Температурная зависимость предела текучести монокристаллов хрома различной степени чистоты и всех изученных ориентаций имеет немонотонный характер. По мере понижения температуры от 500 К до T_x величина σ_T возрастает (в зависимости от ориентации и чистоты в 2,5–14 раз), а при дальнейшем уменьшении температуры снижается, за исключением ориентации [100] и [111], для которых уменьшение σ_T происходит при $T < 77$ К, что связано с тормозящим влиянием двойникования на развитие трещин в кристаллах этих ориентировок.

4. Микролегирование европием (0,2 вес. %) хрома с содержанием примесей внедрения 10^{-3} вес. %, не снижая запаса пластичности в области от 500 К до T_x , приводит к значительному (в 1,5 раза) росту σ_T .

5. В температурной области 300...500 К пластическая деформация хрома всех исследованных ориентаций осуществляется скольжением преимущественно по плоскостям типа {123} в направлении [111]. При температурах, близких к температуре вязко-хрупкого перехода, пластическая деформация реализуется в основном двойникованием по плоскостям типа {112} и скольжением по сопряженным плоскостям [110]. При этом с повышением степени чистоты температура, при которой наблюдается двойникование, понижается.

6. Предварительное двойникование при низких температурах увеличивает предел текучести монокристаллов хрома при 300 и 500 К соответственно на 20 и 70 %. Небольшая деформация (~5 %) при 500 К предварительно двойниковогоанного монокристалла способствует релаксации перенапряжений у границ двойников и существенно увеличивает пластичность хрома (до 20 %) в области температуры вязко-хрупкого перехода.

Авторы выражают благодарность Н.А.Крапивке за предоставление монокристаллов хрома.

ЛИТЕРАТУРА

1. В.И. Трефилов, Ю.В. Мильман, С.А. Фирстов. *Физические основы прочности тугоплавких металлов*. Киев: "Наукова думка", 1975, 315 с.
2. Д.Е. Кратули, С.Н. Рейд. *Новые тугоплавкие материалы*. Москва: "Мир", 1971, с. 27-33.
3. А.Н. Ракитский, В.И. Трефилов. *Влияние редкоземельных металлов на структуру и свойства хрома*. Киев: "Наукова думка", 1974, с. 97-105.
4. Р.Бернер, Г.Кронмюллер. *Пластическая деформация монокристаллов*. Москва: "Мир", 1969, 272 с.
5. Р.П. Эллиот. *Структуры двойных сплавов*. Москва: Металлургия, том.1, 1970, 455 с.
6. В.И. Трефилов. *Физическая природа хрупкого разрушения металлов*. Киев: "Наукова думка" 1965, с. 22-55.
7. В.И. Соколенко, Я.Д. Стародубов, Б.А. Мерисов, Г.Я. Хаджай. Изменение сверхпроводящих, транспортных и микроскопических характеристик переходных металлов при введении примесей внедрения и деформационных дефектов // *Физика низких температур*, 2001, т.27, №5, с. 471-481.
8. Р.Хоникомб. *Пластическая деформация металлов*. Москва: "Мир", 1972, 408 с.
9. A.J. Opinski, K. Smoluchowski. The crystallographic aspect of slip in body-centered cubic single crystals // *J. Appl. Phys.* (22), 1951, pp. 1488-1492.
10. R.A. Toxall, N.S. Duesbery, P.V. Hirsch. The deformation of niobium single crystals // *Can. J. Phys.*, 1967, vol.45, pp. 607-629.
11. Ж.Фридель. *Дислокации*. Москва: "Мир", 1967, 643 с.
12. Ч.В. Копецкий. *Структура и свойства тугоплавких металлов*, Москва: "Металлургия", 1974, 206 с.
13. G.Taylor. J.W. Christian. Experiments on the deformation of niobium single crystals. P.I. Stress versus strain curver and slip system in compression and tension // *Phil. Mag.*, 1967, vol.15, p.873-892.