

МИНОБРНАУКИ РОССИИ
Федеральное государственное автономное образовательное
учреждение высшего образования
«Национальный исследовательский Томский государственный университет»

Физический факультет
Кафедра физики металлов



ДОПУСТИТЬ К ЗАЩИТЕ В ГЭК
Руководитель ООП
главный научный сотрудник, доцент
Физи О.Н. Чайковская
« 08 » июня 2018 г.

ВЫПУСКНАЯ КВАЛИФИКАЦИОННАЯ РАБОТА БАКАЛАВРА

ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В
МОНОКРИСТАЛЛАХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА $\text{FeNiCoCrAl}_{0.3}$

по основной образовательной программе подготовки бакалавров
направление подготовки 03.03.02 – Физика

Выродова Анна Вячеславовна

Руководитель ВКР
д. ф.-м. н., б. н. с. ЛФВК СФТИ ТГУ
И. В. Киреева
Подпись
« 08 » июня 2018 г.

Руководитель ВКР
к. ф.-м. н., н. с. ЛФВК СФТИ ТГУ
З.В. Победенная
Подпись
« 08 » июня 2018 г.

Автор работы
студент группы № 541А
А. В. Выродова
Подпись

Томск – 2018

Министерство образования и науки Российской Федерации
ТОМСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ
Физический факультет
Кафедра физики металлов

УТВЕРЖДАЮ
Зав. кафедрой физики металлов
И.А. Дитенберг
« 15 » февраля 2018 г.

ЗАДАНИЕ

по подготовке ВКР бакалавра
студентке Выродовой Анне Вячеславовне группы № 541А

1. Тема ВКР работы: Ориентационная зависимость механических свойств в монокристаллах высокоэнтропийного сплава $\text{FeNiCoCrAl}_{0.3}$.
2. Срок сдачи студентом выполненной ВКР:
 - а) на кафедре 1 июня 2018 г.
 - б) в ГАК 6 июня 2018 г.
3. Исходные данные к работе

Цель: исследование ориентационной и температурной зависимости механических свойств в монокристаллах высокоэнтропийного сплава $\text{FeNiCoCrAl}_{0.3}$ при растяжении.

Задачи: 1. Изучение литературы по теме работы. Написание литературного обзора. 2. Исследование ориентационной и температурной зависимости $\tau_{кр}$ при деформации растяжением. 3. Исследование температурной и ориентационной зависимости $\sigma(\epsilon)$ -кривых, коэффициента деформационного упрочнения и пластичности. 4. Исследование дислокационной структуры на ранних стадиях пластической деформации.

Объект исследования: монокристаллы высокоэнтропийного сплава $\text{FeNiCoCrAl}_{0.3}$.

Методы исследования: механические испытания на растяжение, оптическая микроскопия, просвечивающая электронная микроскопия, растровая электронная микроскопия. Достоверность результатов обеспечивается комплексным использованием методов исследований на современном сертифицированном оборудовании и согласованием экспериментальных результатов с данными, приведенными в литературе.

4. Краткое содержание работы:

Первый раздел: литературный обзор по теме ВКР.

Второй раздел: описание исходных материалов, режимов обработки, условий испытаний, а также методов исследования.

Третий раздел: оригинальная часть, включающая в себя результаты исследования механического поведения монокристаллов высокоэнтропийного сплава $\text{FeNiCoCrAl}_{0.3}$, на основе использования методик просвечивающей электронной микроскопии, растровой электронной микроскопии и оптической металлографии поверхности кристаллов.

Ожидаемые результаты: 1. Ориентационная и температурная зависимость критических скальвающих напряжений $\tau_{кр}$, коэффициент деформационного упрочнения и пластичность в монокристаллах высокоэнтропийного сплава $\text{FeNiCoCrAl}_{0.3}$. 2. Влияние ориентации кристалла на тип дислокационной структуры.

Дата выдачи задания « 15 » февраля 2018 г.

Руководители ВКР
СФТИ ТГУ, гл.н.с.

Киреева И.В.

СФТИ ТГУ, н.с.

Победенная З.В.

Задание принял к исполнению

РЕФЕРАТ

Выпускная квалификационная работа «ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА FeNiCoCrAl_{0.3}» содержит 42 страницы печатного текста, 16 рисунков, 5 таблиц и 34 источника использованной литературы.

Ключевые слова: монокристаллы, высокоэнтропийные сплавы, скольжение, двойникование, твердорастворное упрочнение, деформационное упрочнение, энергия дефекта упаковки, пластичность.

Объектом исследования являются монокристаллы высокоэнтропийного сплава FeNiCoCrAl_{0.3} (ат. %).

Цель работы – исследование механизмов твердорастворного и деформационного упрочнения на монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} при деформации растяжением в зависимости от ориентации кристалла и температуры испытания.

В результате проведенных исследований установлено, что в монокристаллах высокоэнтропийного сплава FeNiCoCrAl_{0.3} критические скалывающие напряжения τ_{cr} не зависят от ориентации оси кристалла, и закон Боаса-Шмида выполняется, что является типичным поведением для ГЦК- чистых металлов и их сплавов замещения. Коэффициент деформационного упрочнения θ_{II} и пластичность в монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} зависят от ориентации кристаллов. Наибольшее значение $\theta_{II} = 1800$ МПа наблюдается в $[\bar{1}11]$ - монокристаллах при $T = 77$ К, а минимальное $\theta_{II} = 650$ МПа имеет место в $[011]$ - монокристаллах при $T = 423$ К. Максимальная пластичность $\varepsilon = 80$ % обнаружена в $[011]$ - монокристаллах. В кристаллах одной ориентации пластичность слабо зависит от температуры испытания. Во всех исследованных ориентациях на ранних стадиях пластической деформации до 5 % обнаружена планарная дислокационная структура.

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	4
1 Механизмы пластической деформации высокоэнтропийных ГЦК металлов и сплавов	7
1.1 Основные сведения о высокоэнтропийных сплавах.....	7
1.2 Упрочнение твердого раствора.....	10
1.3 Скольжение в ГЦК металлах и сплавах	11
1.4 Двойникование в ГЦК металлах и сплавах	15
1.5 Влияние поля внешних напряжений на тонкую структуру дислокации	17
1.5 Критическое приведённое напряжение сдвига для скольжения. Закон Боаса-Шмида..	19
1.6 Стадии пластической деформации ГЦК моно- и поликристаллов	22
2 Постановка задач и методика эксперимента	25
2.1 Постановка задач.....	25
2.2 Методика эксперимента	26
3 Результаты эксперимента и обсуждение.....	28
3.1 Температурная и ориентационная зависимость критических скальвающих напряжений	28
3.2 Ориентационная зависимость коэффициента деформационного упрочнения и пластичности	33
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	38
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ.....	39

ПЕРЕЧЕНЬ УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ, СИМВОЛОВ, СОКРАЩЕНИЙ, ТЕРМИНОВ

ВЭС – высокоэнтропийный сплав

МП – мартенситное превращение

АНС – аустенитная нержавеющая сталь

ДУ – дефект упаковки

ГЦК – гранцентрированная кубическая решетка

ОЦК – объемноцентрированная кубическая решетка

ВВЕДЕНИЕ

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) сегодня вызывают интерес у учёных по всему миру. Как правило, они включают в себя примерно в равных пропорциях пять и более компонентов. Сам термин «высокоэнтропийные сплавы» существует с 2004 года, а исследования в этой области ведутся лишь последние пять-семь лет. При наличии минимум пяти элементов с близкими атомными радиусами эти сплавы с составом близкому к эквиатомному способны образовывать фазы на основе твердых растворов замещения с ГЦК или ОЦК кристаллической структурой и отличаются благоприятным набором свойств (таких, как прочность, твердость, пластичность, жаропрочность и термическая устойчивость метастабильных дисперсионно упрочненных структурных состояний).

Актуальность работы. ВЭС представляют собой эквиатомные или близкие к ним многоэлементные системы, которые могут кристаллизоваться в виде одной фазы, несмотря на наличие нескольких элементов с различными кристаллическими структурами. Обоснованием этого является то, что связь конфигурационной энтропии с полной свободной энергией в сплавах с пятью и более элементами может стабилизировать состояние твердого раствора относительно многофазных микроструктур. ВЭС обладают исключительной устойчивостью к повреждениям, высокими значениями прочности и вязким характером разрушения. Кроме того, повышение прочности в ВЭС сопровождается увеличением пластичности при растяжении с понижением температуры испытания, что противоречит большинству других материалов, где прочность и пластичность являются взаимоисключающими величинами. Однако, на сегодняшний день физическая причина сильного деформационного упрочнения и вязкого разрушения при низких температурах испытания ВЭС остается до конца не изученной. И поэтому необходимы исследования механического поведения этих сплавов на монокристаллах.

В данной работе представлены исследования механизмов твердорастворного и деформационного упрочнения на монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} (ат. %) при деформации растяжением в зависимости от ориентации кристалла и температуры испытания. Исследования на монокристаллах позволяют глубже понять особенности их механического поведения в отсутствие границ зерен.

Целью выпускной квалификационной работы бакалавра является исследование механизмов твердорастворного и деформационного упрочнения на монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} (ат. %) при деформации растяжением.

Для достижения поставленной цели решались следующие задачи:

1. Изучить зависимость критических скалывающих напряжений от ориентации кристаллов при деформации растяжением;

2. Исследовать вид $\sigma(\varepsilon)$ - кривых, пластичность и коэффициент деформационного упрочнения в зависимости от ориентации кристалла при деформации растяжением в широком температурном интервале;
3. Провести анализ оптической поверхности деформированных монокристаллов;
4. Исследовать дислокационную структуру на ранних стадиях пластической деформации.

Научная новизна работы. На монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} при деформации растяжением впервые:

– Установлено отсутствие ориентационной зависимости критических скальвающих напряжений τ_{cr} и выполнение закона Боаса-Шмида.

– Показано, что вид $\sigma(\varepsilon)$ - кривых течения, коэффициент деформационного упрочнения θ_{II} и пластичность обладают ориентационной зависимостью, $[\bar{1}11]$ - кристаллы характеризуются наибольшим значением θ_{II} при всех температурах испытания, максимальная пластичность наблюдается в $[011]$ - кристаллах.

– Показано, что дислокационная структура на ранних стадиях пластической деформации не зависит от ориентации оси кристалла. Во всех ориентациях наблюдается планарная дислокационная структура, состоящая из плоских скоплений нерасщепленных дислокаций.

Научно-практическая значимость работы. Обнаруженные в кристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} закономерности влияния ориентации кристалла на уровень критических скальвающих напряжений τ_{cr} , вид $\sigma(\varepsilon)$ - кривых течения, величину коэффициента деформационного упрочнения θ_{II} , уровень напряжений перед разрушением, пластичность и дислокационную структуру могут быть использованы для развития теории пластической деформации новых ГЦК ВЭС.

На защиту выносятся следующие положения:

1. Отсутствие ориентационной зависимости критических скальвающих напряжений в монокристаллах высокоэнтропийного сплава FeNiCoCrAl_{0.3} (ат. %) в широком температурном интервале и выполнение закона Боаса-Шмида при деформации растяжением. Планарный характер дислокационной структуры, содержащей плоские скопления нерасщепленных дислокаций, и отсутствие ее ориентационной зависимости на ранних стадиях пластической деформации скольжением до 5 %.

2. Экспериментально обнаруженная ориентационная и температурная зависимость коэффициента деформационного упрочнения θ_{II} на линейной стадии и пластичности ε , что определяется развитием различного числа систем сдвига.

Апробация работы. Материалы выпускной квалификационной работы бакалавра были представлены на конференциях различного уровня: XIV Международной конференции студентов и молодых ученых «Перспективы развития фундаментальных наук» (Томск, 2017), Международной конференции с элементами научной школы для молодежи «Современные технологии и материалы новых поколений» (Томск, 2017), IV Международной научной конференции студентов и молодых ученых «Молодежь, наука, технологии: новые идеи и перспективы» (Томск, 2017), Двадцать четвертой Всероссийской научной конференции студентов-физиков и молодых ученых (Томск, 2018), XVI Российской научной студенческой конференции «Физика твердого тела» (Томск, 2018).

Публикации. По материалам выпускной квалификационной работы бакалавра опубликовано 10 работ, в том числе 3 статьи в журналах, входящих в базу Web of Science и Scopus, 7 тезисов в сборниках трудов и материалов международных и всероссийских научных конференций.

1 Механизмы пластической деформации высокоэнтروпийных ГЦК металлов и сплавов

Уже несколько десятков лет деформация монокристаллов растяжением лежит в основе всех важнейших методов экспериментального изучения процессов, протекающих в кристалле при пластической деформации; подтверждением этому служат многочисленные работы [1 – 9]. Известно, что основными механизмами пластической деформации ГЦК металлов и сплавов являются скольжение и двойникование [2, 3]. Чистые металлы по своей природе являются низкопрочными и в них скольжение является основным механизмом пластической деформации, которое определяет коэффициент деформационного упрочнения. Двойникование в низкопрочных металлах не играет определяющей роли. В новом классе высокопрочных материалов (высокопрочные сплавы $\sigma_{0.1} = G/100$), в которых высокий уровень прочностных свойств достигается в результате легирования атомами замещения или внедрения, выделения дисперсных частиц второй фазы и другими способами, двойникование становится конкурирующим механизмом деформации со скольжением, а порой выступает основным механизмом пластической деформации, например в стали Гадфильда, который определяет основные механические характеристики сплавов (прочность, пластичность и характер разрушения) [10].

1.1 Основные сведения о высокоэнтропийных сплавах

Несмотря на весьма большой прогресс в области развития материаловедения как одного из наиболее актуального направления практической и научной деятельности человека, большинство созданных и наиболее часто применяемых материалов состоит из 1 или 2 основных элементов. Среди них всего два - три десятка наиболее используемых традиционных металлов, это, прежде всего, железо, алюминий, свинец, олово, титан, магний, никель, ниобий, бериллий, а также благородные, тугоплавкие, радиоактивные и некоторые другие материалы [11].

В последние годы интерес ученых сконцентрирован на создании новых металлических соединений – ВЭС. ВЭС с ГЦК решеткой – это новый класс материалов, в котором за счет смешивания пяти и более элементов концентрацией от 5 до 36 ат. % достигается сочетание высокой прочности с пластичностью до 60 – 70 % и вязким характером разрушения при низких температурах испытания от 4.2 до 273 К [9].

К ВЭС применяются правила формирования твердых растворов. Согласно классическим правилам Юм-Розери для образования твердого раствора необходимо, чтобы составляющие компоненты находились не слишком далеко друг от друга в

электрорхимическом ряду напряжений, должны обладать одинаковой валентностью и кристаллической структурой, а различие в их атомных радиусах не должно превышать 15 %. В общем случае энтропия смешения определяется данной формулой:

$$\Delta S^{cm} = - R \sum_{i=1}^N c_i \ln c_i, \quad (1)$$

где R – универсальная газовая постоянная, c_i – атомное содержание i -го компонента в сплаве, N – число элементов.

В зависимости от величины идеальной энтропии смешения все сплавы можно разделить на:

- низкоэнтропийные сплавы ($N = 1 - 2$ базовых компонента, $\Delta S_{\max}^{cm} \leq 6$ Дж/(моль·К));
- среднеэнтропийные сплавы ($N = 3 - 4$ компонента, $6 < \Delta S_{\max}^{cm} \leq 13.4$ Дж/(моль·К));
- высокоэнтропийные сплавы ($N = 5 - 14$ компонентов, $13.4 < S_{\max}^{ud} \leq 22.0$ Дж/(моль·К)).

Высокая энтропия смешения элементов в сплаве рассматривается как вероятность сохранения системы в данном состоянии. Это обеспечивает повышенную термическую стабильность фазового состава и структурного состояния, а, следовательно, свойства сплава: механические, физические, химические. Следует отметить, что создание ВЭС с числом базовых компонентов $N > 14$ не рационально, поскольку для таких сплавов заметное увеличения значений ΔS^{cm} с увеличением числа компонентов прекращается. В ВЭС, с одной стороны, появляется возможность образования и сохранения многоэлементного твердого раствора замещения как непосредственно после кристаллизации ВЭС, так и при последующей термомеханической обработке, а, с другой, – в твердом состоянии сплав приобретает уникальные сочетания физико-механических характеристик [12].

Второй составляющей, оказывающей большое влияние на характер стабилизирующей фазы, является энтальпия смешения сплава:

$$\Delta H^{cm} = \sum_{i=1, j \neq i}^n \Omega_{ij} c_i c_j, \quad (2)$$

где $\Omega_{ij} = 4\Delta_{mix}^{AB}$ – параметр взаимодействия между i -ым и j -ым элементами в растворе (Δ_{mix}^{AB} – энтальпия смешения бинарного жидкого эквиатомного сплава АВ).

Значения данной функции должны находиться в диапазоне -15 кДж $< \Delta H^{cm} < 5$ кДж. Ограничения, накладываемые на величину энтальпии смешения, обусловлены тем, что при

значениях $\Delta H^{\text{см}} > 5$ кДж для будущего сплава будет характерным протекание процесса сегрегации, а при больших положительных значениях возможно расслоение [13].

ВЭС обладают следующими основными особенностями: высокая энтропия смешения, искажение кристаллической решетки, замедленная диффузия, эффект перемешивания. Принципиальным отличием разработки ВЭС от традиционной стратегии разработки сплавов (предусматривающей наличие, как растворителя, так и растворенного вещества) является формирование неупорядоченного твердого раствора, в котором атомы составляющих элементов имеют равную вероятность занять тот или иной узел кристаллической решетки [13]. Наличие разнородных атомов элементов с разным электронным строением, размерами и термодинамическими свойствами в кристаллической решетке твердого раствора замещения приводит к ее существенному искажению. Это способствует значительному твердорастворному упрочнению и термодинамической стабильности свойств [12]. Низкими значениями коэффициентов диффузии атомов в многокомпонентных системах обусловлены такие их свойства, как медленный рост зерен, прочность при высокой температуре, формирование наноструктур и наноразмерных выделений. Свойства многокомпонентных сплавов обусловлены свойствами не только составляющих элементов, но и формируемых фаз. В ВЭС формируются преимущественно однофазные твердые растворы замещения. Однако, как показано в работах [14, 15], возможно формирование других упорядоченных и неупорядоченных фаз (в зависимости от состава, метода получения и обработки сплава). Таким образом, в свойства ВЭС вносят вклады как атомы отдельных элементов, так и формируемые фазы (в этом заключается эффект перемешивания). Вследствие наличия таких особенностей ВЭС являются однофазными, не испытывают мартенситного превращения (МП), обладают сильным эффектом твердорастворного и деформационного упрочнения, при этом сохраняют высокую пластичность и вязкий характер разрушения при температуре испытания 77 К [13].

В качестве первых кандидатов новых материалов, включающих в себя 5 – 6 основных элементов, были сплавы систем AlCoCrCuFeNi, CoCrCuFeNiTi, CuNiAlCoCrFeSi [11]. Исследования показали, что дополнительная добавка в ВЭС количества атомов какого-либо базового элемента или замена одного из элементов на другой будет оказывать влияние на параметр решетки и соответственно на такие характеристики, как модуль упругости и твердость.

На сегодняшний день ВЭС были получены методами плавки в печах сопротивления, индукционной плавки, дуговой плавки, закалкой из расплава, механоактивацией, методами порошковой металлургии, напылением. Выбор метода синтеза, по сути, определяется

природой и свойствами металлов, составляющих будущий сплав, а также требуемой формой конечной продукции (объемные сплавы, порошки, ленты, пленки).

1.2 Упрочнение твердого раствора

Твердорастворное упрочнение – упрочнение, обусловленное растворением атомов легирующих элементов в металле. При этом атомы легирующих элементов могут замещать атомы базисного металла в узлах кристаллической решетки (твердые растворы замещения) или размещаться между ними – в междоузлиях (твердые растворы внедрения).

Атомы различных примесей, распределенные в твердом растворе, создают поля препятствий движению дислокаций, в результате чего внешняя нагрузка, требуемая для такого движения (т.е. напряжение деформации), значительно возрастает по сравнению с аналогичной величиной для чистых металлов. Это явление называется упрочнением (или эффектом упрочнения) твердого раствора.

Флейшер провел одно из первых исследований влияния растворенных атомов в твердом растворе [16]. В своей работе он рассматривал материал с низким содержанием растворенного вещества, в результате чего влияние растворенного атома в кристаллической структуре растворителя можно было описать отдельно от других растворенных веществ. Дислокации в таком случае блокируются изолированными атомами. В классической модели Флейшера степень прочности твердого раствора (τ) выражается следующими уравнениями:

$$\tau = \frac{F_{\max}^{3/2}}{b^3} \left(\frac{c}{\mu}\right)^{1/2}, \quad (3)$$

$$|F_{\max}| = \frac{\sqrt{3}\mu b}{2h^2} \left(\frac{1+\nu}{1-\nu}\right) \varepsilon r_m^3, \quad (4)$$

$$\varepsilon = \frac{r_s - r_m}{r_m}, \quad (5)$$

где r_m – атомный радиус растворителя, r_s – атомный радиус растворенного вещества, c , b , ν и h обозначают концентрацию растворенного вещества, величину идеального вектора Бюргерса, модуль сдвига, коэффициент Пуассона и межплоскостное расстояние между плоскостями скольжения, соответственно. F_{\max} – это минимальная сила взаимодействия между дислокацией и растворенным веществом, тогда как ε – несоответствие размера атома между растворителем (матрицей) и растворенными атомами.

Лабуш [17] рассмотрел более высокую концентрацию растворенных атомов в твердорастворном упрочнении, где дислокация подвергается фрикционному эффекту из-за

постоянного взаимодействия с растворенными атомами, а не из-за блокирующего эффекта от изолированных атомов. Оригинальная модель Лабуша, которая статистически рассматривает взаимодействие между дислокацией и растворенными атомами с различными силами взаимодействия, лучше подходит для концентрированных бинарных твердых растворов, чем модель Флейшера. Согласно модели Лабуша, степень упрочнения твердого раствора пропорциональна концентрации растворенного вещества как зависимость $c^{2/3}$, в отличие от зависимости $c^{1/2}$ в модели Флейшера [17, 18].

Анализ литературных данных по твердорастворному упрочнению сплавов свидетельствует о том, что наиболее близкие значения в экспериментальных данных получают результаты при описании твердорастворного упрочнения сплавов в модели Лабуша.

Для оценки твердорастворного упрочнения в ВЭС используется усовершенствованная модель Лабуша, где степень прочности твердого раствора (τ):

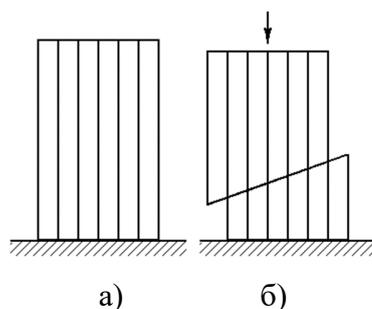
$$\tau = 1.26\mu\left(\frac{w}{b}\right)^{1/3} c^{2/3} \bar{K}'^{4/3}, \quad (6)$$

$$\bar{K}' = \frac{1}{2}(K'_{edge} + K'_{screw}) \approx \frac{1}{2}(-0.181\varepsilon + 0.041B\varepsilon), \quad (7)$$

где w , B , K'_{edge} , K'_{screw} и \bar{K}' означают диапазон взаимодействия растворенного вещества, константа (от 0.3 до 1.0), нормированных резистивных сил для краевых и винтовых дислокаций и их среднее арифметическое соответственно. В настоящем исследовании w и B предполагаются равными трем межплоскостным расстояниям (111) и единице, соответственно [18].

1.3 Скольжение в ГЦК металлах и сплавах

Скольжение – механизм деформации, который осуществляется движением дислокаций и происходит без изменения объема кристаллов. Скольжение характеризуют плоскостью и направлением скольжения. При скольжении одна часть кристалла как жесткое целое переносится относительно другой, условно принимаемой за неподвижную. После завершения указанного перемещения в обеих частях кристалла полностью восстанавливается прежняя геометрическая координация атомов, т.е. такой сдвиг является трансляционным. Схематическое изображение сдвиговой деформации скольжением приведено на рисунке 1.



а – недеформированный кристалл; б – деформация скольжением.

Рисунок 1 – Схематическое представление способа деформации скольжением кристалла (при действии осевой сжимающей нагрузки) [19].

Из дислокационной модели механизма скольжения следует, что этот процесс является кристаллографически упорядоченным – происходит по определенным плоскостям и вдоль определенных направлений. Наименьшее сопротивление движению дислокаций со стороны самой решетки (напряжение Пайерлса) оказывается в том случае, когда она скользит по плотноупакованным плоскостям (наиболее удаленным друг от друга) и вдоль плотноупакованных направлений (там будет наименьший трансляционный вектор – вектор Бюргерса) [1, 3]. Плоскость скольжения и направление скольжения, лежащее в этой плоскости, образуют систему скольжения.

Металлы с гранецентрированной кубической (ГЦК) решеткой деформируются по плотноупакованным октаэдрическим плоскостям $\{111\}$ в плотноупакованных направлениях $\langle 110 \rangle$ (рисунок 2).

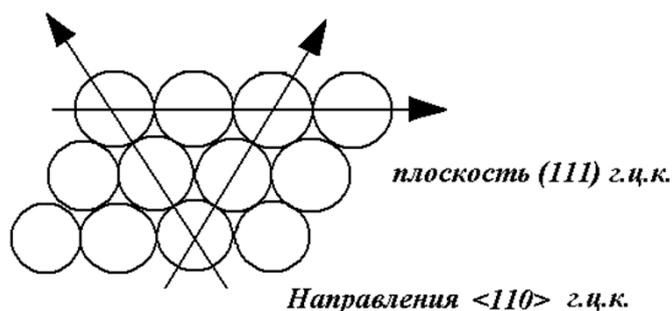


Рисунок 2 – Схематическое представление плотноупакованной плоскости и плотноупакованных направлений в гранецентрированной кубической (ГЦК) решетке [1].

В ГЦК кристаллах для каждой из четырех различно ориентированных плоскостей $\{111\}$ имеются три направления $\langle 110 \rangle$ с вектором Бюргерса полной дислокации $a/2[110]$. Таким образом, общее число возможных систем скольжения, которые могут принимать участие в деформации, равно двенадцати.

Вектор Бюргерса показывает величину и направление сдвига, вызванного движением дислокации. Вектор сдвига идентичен вектору Бюргерса, хотя нужно учитывать, что не всегда возникновение дислокации связано только с процессом сдвигообразования. Вектор Бюргерса считается важной количественной характеристикой дислокации, он определяет энергию дислокации, является показателем упругих искажений решетки, создаваемых этим дефектом, и мерой ее подвижности.

Можно также отметить, что вектор Бюргерса рассматривается и как трансляционный вектор, так как перенос на его величину и по его направлению переводит кристалл в положение самосовпадения – после завершения сдвига на величину вектора \bar{b} прежняя конфигурация атомов в решетке полностью восстанавливается.

Принятая форма записи вектора Бюргерса позволяет отразить его величину и направление. Величина вектора выражается через его проекции на координатные оси (или ребра элементарной ячейки), измеренные в масштабных единицах (или параметрах решетки): $\bar{b} = [b_x b_y b_z]$, где b_x b_y b_z – координаты (алгебраические проекции) вектора. Если принять, что $b_x = n \times au$; $b_y = n \times av$ и $b_z = n \times aw$ (a – параметр решетки; u , v , w – кристаллографические индексы направления; n – число), то вектор Бюргерса можно выразить, как $\bar{b} = na[uvw]$.

В этой записи na отражает (в долях параметра решетки) величину вектора, а $[uvw]$ его кристаллографическое направление. Мощность (или модуль) вектора Бюргерса принято представлять в виде выражения:

$$|\bar{b}| = b = na\sqrt{u^2 + v^2 + w^2} . \quad (8)$$

В ГЦК решетке наименьший трансляционный вектор (вектор Бюргерса) соединяет вершину куба с центром прилегающей грани и можно выразить в виде $\bar{b} = a/2[110]$. При этом мощность $|b| = a\sqrt{2}/2$.

Ориентировка металлического монокристалла является его важной переменной характеристикой. Главные оси кристалла могут составлять некоторые углы с внешними, возникшими при изготовлении, поверхностями, благодаря чему ось кристаллического стержня обычно не совпадает с его кристаллографической осью.

Соотношение между осью приложенного напряжения и двенадцатью возможными системами скольжения хорошо видно на стереографической проекции, где каждый из элементарных треугольников определяет область, в которой действует какая-либо

определённая система скольжения (рисунок 3). Имеются четыре полюса $\langle 111 \rangle$, обозначенные буквами А, В, С, D и соответствующие выходам нормалей к октаэдрическим плоскостям скольжения, и шесть направлений скольжения от I до VI. Если взять обычный стандартный треугольник WAI, то видно, что в пределах его границ действует система BIV; это означает, что при деформации растяжения, когда ось растяжения лежит в данном треугольнике, плоскостью скольжения является плоскость В, а направлением скольжения – направление IV.

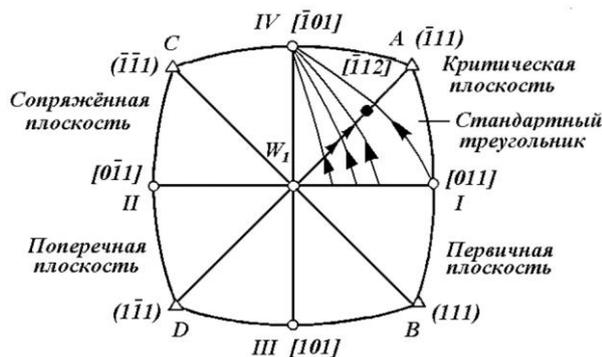


Рисунок 3 – Поворот осей кристаллов при скольжении для случая начальной ориентации осей растяжения по линии W_1I и действие вторичных систем [1].

Стереографическая проекция позволяет проследить за поворотом кристалла, происходящим во время деформации. При испытаниях на растяжение по мере увеличения деформации ориентация монокристалла меняется. В случае ГЦК решётки ось растяжения I поворачивается к направлению скольжения IV, т.е. к полюсу $[\bar{1}01]$. На рисунке 3 указаны знаки поворотов для области ориентировок внутри стандартного стереографического треугольника. Поворот плоскостей скольжения приводит, в конце концов, ось растяжения на границу WIA между двумя стереографическими треугольниками, во втором из которых действует совершенно другая система скольжения CI. Если к этому моменту обе системы скольжения упрочнены одинаково сильно, то по достижении оси образца симметричного положения (симметрала) дальнейшая деформация протекает одновременно по двум системам скольжения, т.е. осуществляется двойное, или сопряжённое скольжение. Как показано на рисунке 3, система CI (111) [011] является сопряжённой системой скольжения, а BIV (111) $[\bar{1}01]$ – первичной системой. Если по достижении осью монокристалла симметрала упрочнение в сопряжённой системе скольжения больше, чем в первичной, то ось будет продолжать двигаться по большому кругу, проходящему через полюс $[\bar{1}01]$, до тех пор, пока

обе системы не станут равноправны и в отношении напряжений; этот переход через симметраль называют «проскакиванием» (overshooting).

Для ГЦК металлов скольжение осуществляется краевыми и винтовыми дислокациями. Дислокация – линейный дефект кристаллической решетки, который может перемещаться под действием напряжений. Дислокацию характеризуют вектором Бюргера и различают винтовые, краевые и смешанные дислокации. В случае краевой дислокации вектор Бюргера \bar{b} перпендикулярен линии дислокации. Для винтовой дислокации вектор Бюргера \bar{b} параллелен линии дислокации. У смешанной дислокации угол между линией дислокации и вектором Бюргера \bar{b} $0 < \varphi < 90^\circ$.

Дислокации разделяют на частичные и полные. Дислокации, после прохождения которых через кристалл симметрия решетки полностью восстанавливается, называются полными. У частичных дислокаций вектор Бюргера обычно меньше, чем у полной дислокации. После прохождения частичной дислокации симметрия решетки восстанавливается не полностью, в плоскости скольжения за частичной дислокацией остается плоский дефект, чаще всего дефект упаковки с нарушенным чередованием слоёв.

1.4 Двойникование в ГЦК металлах и сплавах

Пластическая деформация кристаллов может осуществляться не только наиболее распространенным способом – скольжением, но и путем двойникования. Двойникование – это сдвиговой механизм деформации, в результате которого часть кристалла переориентируется таким образом, что является зеркальным отражением исходного кристалла. Плоскость зеркального отражения называется плоскостью двойникования. Возникающая двойниковая прослойка (двойник) отличается от основной только кристаллографической ориентировкой, но при этом они обе сохраняют одинаковую по уровню симметричности пространственную решетку [1, 11]. Схематическое изображение двойникового сдвига показано на рисунке 4.

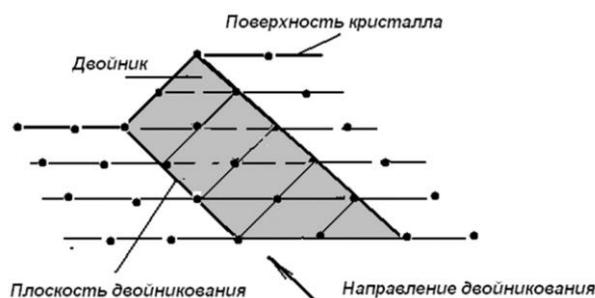


Рисунок 4 – Перестройка кристаллической решетки при двойниковании [11].

Под действием напряжения сдвига атомы, находящиеся по другую сторону плоскости двойникования, движутся таким образом, чтобы оказаться в положении зеркального отображения относительно исходной части кристалла.

Механизм двойникования имеет дислокационную природу, и процесс реализуется за счет движения особых двойникующих дислокаций. После их прохождения через весь кристалл создается окончательная конфигурация двойника.

Обычно двойникование идет в тех случаях, когда по тем или иным причинам оказывается затрудненным скольжение. Поэтому оно не является основным видом деформации в тех металлах, которые обладают большим числом систем скольжения (например, с ГЦК решеткой). Двойникованию благоприятствует деформация при низких температурах и высоких скоростях нагружения. В этих условиях, когда становится затрудненным скольжение, сдвиг реализуется посредством конкурирующего механизма – двойникования.

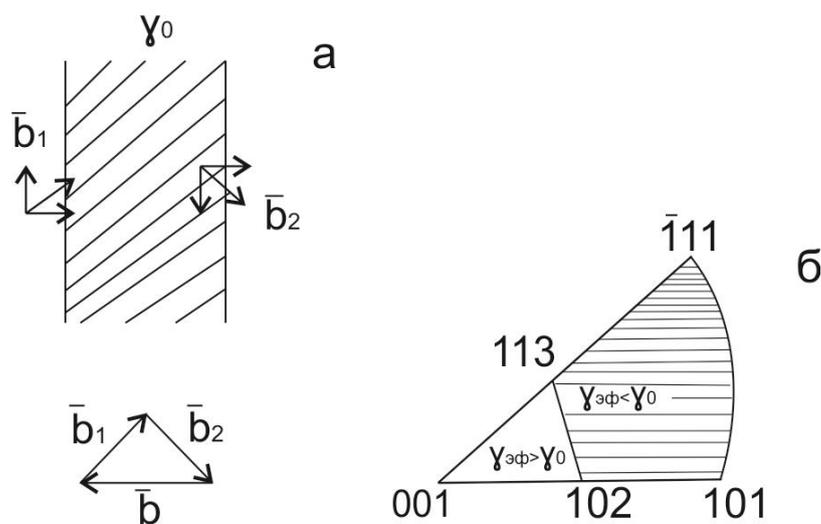
Как и скольжение, двойникование является процессом кристаллографически упорядоченным, т.е. происходит по определенным плоскостям и вдоль определенных направлений (соответственно это плоскости и направления двойникования). Для каждого типа кристаллической решетки существует своя система двойникования. В ГЦК кристаллах двойникование осуществляется по плотноупакованным плоскостям $\{111\}$ в направлении $\langle 112 \rangle$.

Поскольку смещение атомов при двойниковании прекращается после сдвига их только на часть межатомного расстояния, то это не приводит к значительной остаточной деформации материала. Поэтому у металлов, которые деформируются преимущественно двойникованием, мала величина пластической деформации, и они считаются хрупкими материалами.

Процесс двойникования, как и механизм скольжения, описывается с позиций дислокационной модели сдвигообразования. В общем случае для начала двойникования требуются более высокие напряжения, чем для скольжения [3]. Однако эти напряжения по-прежнему существенно ниже теоретической прочности кристалла. Поэтому реальная картина двойникования рассматривается как процесс постепенного распространения сдвига (аналогично скольжению) путем перемещения особых, так называемых двойникующих дислокаций, способных двигаться по плоскости двойникования. Например, в металлах с ГЦК решеткой двойникующей является частичная дислокация (Шокли) с вектором Бюргерса типа $a/6\langle 112 \rangle$ [3].

1.5 Влияние поля внешних напряжений на тонкую структуру дислокации

Фундаментальные свойства сплавов, такие как прочность, пластичность, механизмы упрочнения и разрушение зависят от такого параметра, как величина энергии дефекта упаковки (ДУ) $\gamma_{ДУ}$. При низких значениях $\gamma_{ДУ}$ значительный вклад в деформационное упрочнение и разрушение вносит смена механизма деформации от скольжения к двойникованию [20]. Известно, что в ГЦК кристаллах полные дислокации $a/2$ [101] расщеплены на две частичные Шокли $a/6$ [112] (рисунок 5) [21].



а – без приложенных напряжений; б – в поле приложенных напряжений при растяжении.

Рисунок 5 – Схема расщепления $a/2$ [101] дислокаций в ГЦК кристаллах на частичные дислокации Шокли $a/6$ [112] [20].

Величина расщепления d определяется равновесной энергией ДУ γ_0 , которая зависит от химического состава сплава и от температуры испытания. В поле внешних напряжений величина d меняется и зависит от способа деформации и ориентации кристалла. В ГЦК кристаллах, подвергнутых одноосному растяжению, критические скалывающие напряжения $\tau_{сг}$, действующие на отдельные частичные дислокации Шокли, могут значительно отличаться. Это следует из анализа сил, приложенных к частичным дислокациям Шокли [20]. На рисунке б представлены силы, действующие на ведущую (1) и ведомую (2) частичные дислокации Шокли, между которыми находится дефект упаковки.

На ведущую дислокацию действуют силы: $\tau_1 b$ – внешняя сила, где τ_1 – сдвиговое напряжение, γ – вызванное натяжением дефекта упаковки и $F_{1/2} = c/d$ – отталкивающая сила, где d – расстояние между частичными дислокациями (1) и (2). Параметр « c » равен

$$c = \frac{\mu a^2}{48\pi(1-\nu)} [2 - \nu_x(4 \cos^2 \times \Phi - 1)], \quad (9)$$

где μ – модуль сдвига, a – параметр решетки, Φ – угол между линией дислокации и результирующим вектором Бюргера пары Шокли. Энергию ДУ, которая определяется не только химическим составом и температурой, но и приложенным внешним напряжением можно представить в виде:

$$\gamma_{эфф} = \gamma_0 \pm \frac{m_2 - m_1}{2} * \sigma * b, \quad (10)$$

где γ_0 , $\gamma_{эфф}$ – равновесная и эффективная энергии дефекта упаковки, соответственно [20].

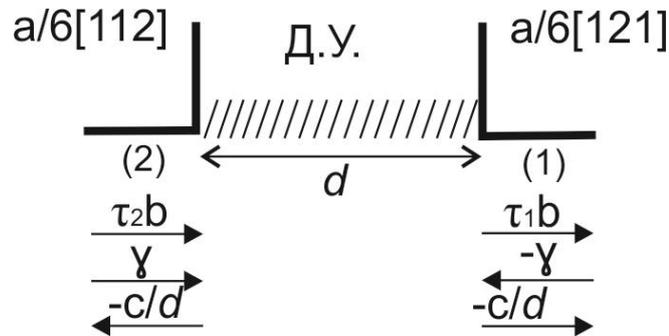


Рисунок 6 – Силы, действующие на ведущую (1) и ведомую (2) частичные дислокации Шокли [21].

Анализ рисунка 5 и формулы (10) показывает, что при деформации растяжением в ориентациях, расположенных слева от большого круга, соединяющего полюсы $[102]$ и $[113]$, например, вблизи $[001]$, напряжение в плоскости сдвига, действующее на ведомую дислокацию больше, чем на ведущую. Для ориентаций, расположенных справа от большого круга, сдвиговое напряжение оказывает преимущественно влияние на ведущую частичную дислокацию Шокли. При сжатии наблюдается обратная ситуация. Изменение знака приложенных напряжений приводит к изменению направления движения частичных дислокаций на обратное, так что частичная дислокация, ранее определяемая как ведущая при растяжении, становится ведомой при сжатии [20]. Таким образом, при растяжении вблизи ориентации $[\bar{1}11]$ поле напряжений будет сильнее действовать на ведущую дислокацию. Такое влияние приводит к увеличению ширины расщепления d , поэтому в данной ориентации способность перехода к новому механизму деформации будет более

благоприятна. Наоборот, при растяжении вблизи [001], из-за большего напряжения на ведомую дислокацию ширина между скользящими дислокациями Шокли меньше. Исходя из этого, при равных условиях в поле внешних напряжений можно изменить величину расщепления дислокаций d , путем изменения ориентации кристалла или знака приложенных напряжений [21].

1.5 Критическое приведённое напряжение сдвига для скольжения. Закон Боаса-Шмида

Дислокации располагаются главным образом в наиболее плотноупакованных плоскостях решетки, т.е. в ГЦК кристаллах – в плоскостях типа {111} (октаэдрических плоскостях). Если кристалл подвергается действию внешних сил, то при увеличении нагрузки в ГЦК решетке первыми начинают двигаться дислокации той системы скольжения, в которой касательная компонента приложенного напряжения максимальна. Чтобы вызвать макроскопически заметный сдвиг, эта касательная компонента должна превысить определенную критическую величину, так называемое критическое сдвиговое напряжение, которое определяется дислокационной структурой недеформированного кристалла (так называемой исходной дислокационной структурой) [2]. Систему скольжения, в которой дислокации раньше всего смещаются на макроскопические расстояния, т.е. движутся легче всего, называют главной системой скольжения, а относящуюся к ней плоскость скольжения – главной плоскостью скольжения. Напряжение сдвига по плоскости скольжения, приведенное к направлению скольжения составляет [2]:

$$\tau = \sigma_t \sin \chi \cos \lambda = \sigma_t \cos \varphi \cos \lambda, \quad (11)$$

где угол φ – угол между осью растяжения и нормалью к плоскости скольжения, σ_t – напряжение растяжения. Уравнение для приведённого напряжения сдвига (9) впервые было получено Шмидом, поэтому множитель $m = \cos \varphi \cos \lambda$ называют фактором Шмида. Это выражение показывает, что при некоторых условиях напряжение τ равно нулю, а именно в том случае, когда ось растяжения нормальна плоскости скольжения, т.е. $\lambda = 90^\circ$, или когда ось растяжения параллельна плоскости скольжения и $\chi = 0^\circ$ [3]. Таким образом, для этих двух предельных ориентировок деформация скольжением не должна иметь места, поскольку напряжение сдвига в направлении скольжения равно нулю. С другой стороны, максимальное сдвиговое напряжение получается, когда $\sin \chi \cos \lambda = 0.5$, что соответствует значениям углов χ и λ , равным 45° . Отсюда следует, что $\tau_{\max} = 0.5 \sigma_t$,

Ранние работы Шмида и Боаса и других исследователей показали, что напряжение течения при растяжении сильно меняется с изменением ориентировки. Однако если напряжение течения преобразовать, согласно выражению (9), в приведенное напряжение сдвига τ_{cr} является константой для данного металла, т.е. при одной температуре испытания τ_{cr} не зависят от ориентации кристалла. Кристаллы данного металла начинают пластически деформироваться, когда приведенное напряжение сдвига достигает постоянного критического значения τ_{cr} . Это положение называют обычно законом Шмида:

$$\tau_{cr} = \sigma_{0.1} \sin \chi_0 \cos \lambda_0, \quad (12)$$

где τ_{cr} – критическое приведенное напряжение сдвига, $\sigma_{0.1}$ – напряжение течения при растяжении, χ_0 – начальный угол между плоскостью скольжения и осью растяжения, λ_0 – начальный угол между направлением скольжения и осью растяжения.

Температурная зависимость критических скалывающих напряжений $\tau_{cr}(T)$ ГЦК моно- и поликристаллов независимо от ориентации оси растяжения, способа деформации (растяжение/сжатие) состоит из двух участков (рисунок 7):

$$\tau_{cr}(T) = \tau_{cr}^G + \tau_{cr}^S(T). \quad (13)$$

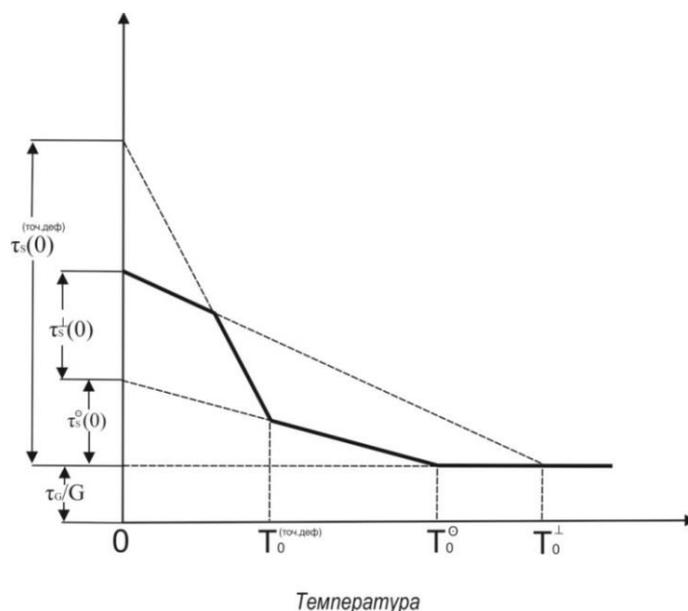


Рисунок 7 – Температурная зависимость критического сдвигового напряжения в ГЦК металлах с низкой энергией дефекта упаковки [2].

Первый член содержит вклад процессов упругого взаимодействия, второй – вклад процессов пересечения дислокаций. Индекс G у первого члена должен напоминать о том, что эта часть напряжения зависит от температуры только через упругие константы (модуль сдвига G). Вследствие слабой температурной зависимости упругих констант τ_{cr}^G практически не зависит от температуры, и поэтому называется атермической составляющей критических скалывающих напряжений. Атермическая составляющая τ_{cr} получается при экстраполяции данных величин $\tau_{cr}(T)$ на ось τ_{cr} . В противоположность этому часть τ_{cr}^S обнаруживает довольно сильную температурную зависимость, и называется термически-активируемой. При актах пересечения леса дислокаций обязательно происходит стягивание расщепленных дислокаций и необходимая для этого энергия частично обеспечивается тепловыми колебаниями. T_0 – температура, при достижении которой, критические скалывающие напряжения не изменяются при повышении температуры.

Величина τ_{cr} остается более или менее постоянной для кристаллов одного металла данной степени частоты и, таким образом, представляет собой отправную точку для определения влияния на механические свойства таких переменных параметров, как температура, концентрация легирующих элементов, скорость деформации и пр.

Имеются экспериментальные доказательства, указывающие на то, что изменения напряжения течения с температурой в кристаллах сплавов больше, чем в чистых металлах.

Результаты различных исследований на меди и сплавах медь – цинк приведены на рисунке 8, где видно, что температурная зависимость τ_{cr} растет с увеличением концентрации цинка. Основной эффект наблюдается ниже 300 К.

На рисунке 9 представлена температурная зависимость τ_{cr} для монокристаллов аустенитной нержавеющей стали (АНС) с разной энергией дефекта упаковки $\gamma_{ду}$. Видно, что при высокой энергии дефекта упаковки τ_{cr} не зависят от ориентации кристалла (рисунок 9 б), тогда как при уменьшении величины энергии дефекта упаковки наблюдается незначительное различие в τ_{cr} (рисунок 9 а).

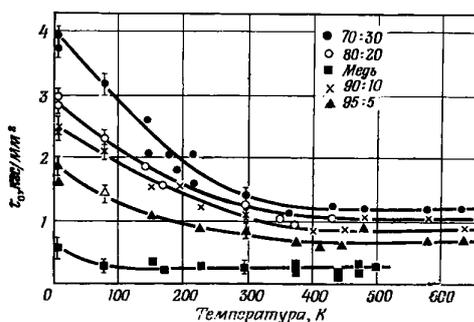
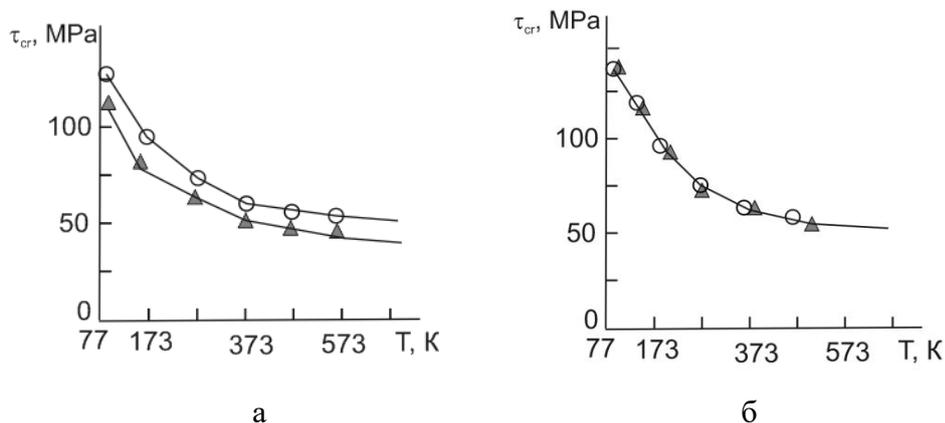


Рисунок 8 – Температурная зависимость напряжения τ_{cr} кристаллов меди и сплавов медь – цинк [3].



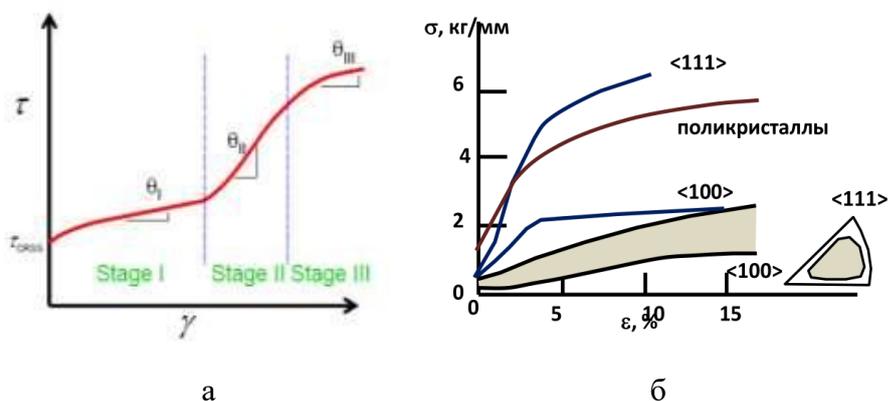
а – $\gamma_{DV} = 0.02 \text{ Дж/м}^2$; б – $\gamma_{DV} = 0.2 \text{ Дж/м}^2$.

Рисунок 9 – Температурная зависимость τ_{cr} при растяжении монокристаллов аустенитных нержавеющей сталей с разной γ_{DV} [22].

Следовательно, величина энергии дефекта упаковки играет важную роль в ориентационной зависимости критических скалывающих напряжений.

1.6 Стадии пластической деформации ГЦК моно- и поликристаллов

В настоящее время установлено, что на кривых «напряжение – деформация» выявляются три четко различающихся стадии – первая, вторая и третья (рисунок 10, а).



а – деформация монокристалла чистого металла с ГЦК решеткой; б – деформация поликристалла и кристаллов, ориентированных для множественного сдвига.

Рисунок 10 – Типичная кривая «напряжение – деформация» монокристалла чистого металла с ГЦК решеткой, кристаллов, ориентированных для множественного сдвига, и в поликристаллах [3].

Следует отметить, что указанные три стадии на кривых наблюдаются не всегда; при изменении условий испытания каких-либо из них может не проявиться. Первая стадия пластической деформации отсутствует у кристаллов, ориентированных для множественного сдвига, и в поликристаллах (рисунок 10 б).

Первая стадия или стадия легкого скольжения характеризуется малым линейным упрочнением; иногда она может отсутствовать, а в других случаях обеспечивает более 40 % сдвиговой деформации. Примеси могут заметно влиять на протяженность первой стадии, но при этом существенное значение имеет характер их распределения в кристалле. Для кристаллов различных ориентировок, как протяженность первой стадии, так и скорость упрочнения изменяются в широких пределах. Предельное различие в поведении кристаллов проявляется при «мягкой» и «твердой» ориентировках. В первом случае ориентировка кристаллов находится далеко от сторон треугольника, в особенности от стороны $[001]$ – $[\bar{1}11]$, к которой во время деформации приближается ось растяжения.

Таким образом, к «мягким» кристаллам относятся кристаллы, наименее подходящие для возбуждения скольжения по сопряженной системе. В противоположность этому «твердые» ориентировки кристаллов лежат вблизи или на границах треугольника, где две или более систем скольжения имеют одинаковые приведенные напряжения сдвига и поэтому могут быть действующими. В случае наиболее «твердой» ориентировки первая стадия упрочнения отсутствует, и с началом деформации в кристалле сразу начинается вторая стадия упрочнения, тогда как для самого мягкого кристалла первая стадия дает примерно 15 % сдвиговой деформации. Диль [3] детально исследовал скорость упрочнения на первой стадии в зависимости от ориентировки для кристаллов меди. Он нашел, что коэффициент Θ_1 (отношение $d\tau/d\varepsilon$ на первой стадии) увеличивается в соответствии с тем, как уменьшается протяженность этой стадии; максимальные значения Θ_1 получаются для ориентировок вблизи $[\bar{1}11]$ и $[001]$, а минимальные – вблизи $[011]$. В большинстве случаев при понижении температуры деформации протяженность первой стадии упрочнения возрастает. Изменение связано с повышением критического напряжения сдвига для скольжения и поэтому действует в том же направлении, что и увеличение количества примесей в растворе.

На второй стадии коэффициент упрочнения примерно в 10 раз больше, чем на первой. Значительно большее упрочнение металлов с гранецентрированной кубической структурой по сравнению с кристаллами гексагональных металлов, таких, как цинк и кадмий, в основном обусловлено второй стадией упрочнения. При низких температурах вторая стадия упрочнения преобладает на кривой напряжение – деформация и поэтому представляет важное явление. Имеется определенная ориентационная зависимость коэффициента упрочнения на второй стадии, но она не столь ярко выражена, как для первой стадии.

Абсолютных значений коэффициентов упрочнения для второй стадии получить нельзя, поскольку эти величины чувствительны не только к степени чистоты и природе металла, но также и к размерам и форме образца. Как правило, величина Θ_{II}/G ($\Theta_{II} = (d\tau/d\gamma)/G$, где $\tau_{cr} = \sigma_{0.1} \times m_{ск}$ – критические скальвающие напряжения при соответствующей сдвиговой деформации $\gamma = \varepsilon/m_{ск}$) для ГЦК чистых металлов и их сплавов замещения при деформации скольжением не зависит от температуры испытания и ориентации кристалла и по величине для всех ориентаций оказывается близкой к 4×10^{-3} [3].

Третья стадия упрочнения представляет собой параболическую часть кривой напряжение – деформация, следующую за второй стадией, и характеризуется постепенным уменьшением скорости упрочнения. Она значительно менее чувствительна к влиянию переменных, рассмотренных для первой и второй стадий, за исключением температуры, которая существенным образом определяет механизмы, характерные для этой стадии. Третья стадия упрочнения становится тем более выраженной, чем выше температура деформации, и при высоких температурах преобладает по всей кривой напряжение – деформация.

Для сравнения монокристаллов с поликристаллами используется фактор Тейлора ($M = 3.06$). M_T – фактор Тейлора (определяется как $\Sigma S/\varepsilon$, где ΣS – общая деформация сдвига на всех активных системах скольжения, и ε это нормальная деформация). Чтобы перевести напряжение σ поликристалла в напряжение монокристалла используют выражение [6]:

$$\tau = \sigma_{полн}/M, \quad (14)$$

$$\frac{d\tau}{d\gamma} = \left(\frac{d\sigma_{полн}}{d\varepsilon} \right) / M^2 \quad (15)$$

2 Постановка задач и методика эксперимента

2.1 Постановка задач

ВЭС с ГЦК решеткой – это новый класс материалов, в котором за счет смешивания пяти и более элементов концентрацией от 5 ат. % до 35 ат. % достигается сочетание высокой прочности с пластичностью до 60 – 70 % и вязким разрушением при низких температурах испытания от 4.2 К до 273 К [12 – 15].

Физическая причина твердорастворного и деформационного упрочнения ВЭС при низких температурах испытания остается до конца не изучена.

Целью данной работы является исследование механизмов твердорастворного и деформационного упрочнения на монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} при деформации растяжением. В литературе известно несколько работ на монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3}, в которых исследованы механизм разрушения, твердость и модуль упругости монокристаллов [001] – ориентации при растяжении [23, 24] и асимметрия механических свойств при растяжении/сжатии в кристаллах данной ориентации [25]. Данный сплав имеет энергию дефекта упаковки равную 0.05 Дж/м², поэтому преимущественным механизмом пластической деформации является скольжение. Для выяснения роли скольжения в деформационном упрочнении были выбраны кристаллы с разным числом систем сдвига, представленные на рисунке 11.

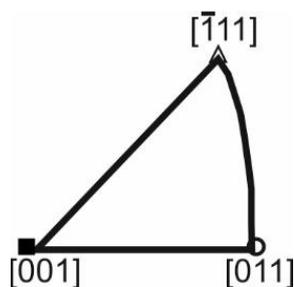


Рисунок 11 – Ориентации, исследуемые в работе.

Монокристаллы путем выбора ориентации позволяют управлять числом действующих систем сдвига и механизмом деформации: скольжение/двойникование, что позволит выяснить роль числа систем скольжения в деформационном упрочнении в монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} при деформации растяжением.

На основе поставленной цели в работе решались следующие задачи:

1. Изучить зависимость критических скальвающих напряжений от ориентации кристаллов при деформации растяжением;

2. Исследовать зависимость $\sigma(\epsilon)$ - кривых, пластичности и коэффициента деформационного упрочнения от ориентации кристаллов при деформации растяжением в широком температурном интервале;
3. Провести анализ оптической поверхности деформированных монокристаллов;
4. Исследовать дислокационную структуру на ранних стадиях пластической деформации.

2.2 Методика эксперимента

В качестве объекта исследования были выбраны монокристаллы сплава следующего состава: FeNiCoCrAl_{0.3} (ат. %). Монокристаллы ГЦК ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} выращивали методом Бриджмена в атмосфере аргона из заготовок, выплавленных в печи сопротивления. Монокристаллы после роста гомогенизировали в атмосфере инертного газа при $T = 1473$ К в течение 24 часов и затем закаливали в воду. Химический состав монокристаллов после роста и закалки определяли рентгенофлуоресцентным методом: Co = 23.36 %, Cr = 23.29 %, Fe = 23.80 %, Ni = 21.88 %, Al = 7.67 % (ат. %). Энтропия смешения была рассчитана по формуле (1) и для исследованного сплава оказалась равной 13 Дж/(моль × К), следовательно, согласно [12], по количеству составляющих элементов и энтропии смешения данный сплав принадлежит к классу высокоэнтропийных. Образцы в форме двойной лопатки размером $2 \times 1.5 \times 15$ мм³ вырезали на электроискровом станке. Поврежденный поверхностный слой удаляли механической шлифовкой и затем полировали в электролите 200 мл H₃PO₄ + 50 г CrO₃. Ориентацию определяли на дифрактометре ДРОН – 3М с использованием K_{α} - железного излучения. Поверхность деформированных образцов исследовали на оптическом микроскопе Keyence.

На рисунке 12 представлена диаграмма растяжения «напряжение-деформация», где $\sigma_{0.1}$ – предел упругости, т.е. это наибольшее напряжение, до которого материал не получает остаточных деформаций, σ_T – предел текучести, σ_E – предел прочности.

Критические скалывающие напряжения для скольжения при растяжении определяли, используя выражение

$$\tau_{cr} = \sigma_{0.1} \times m_{ск}, \quad (16)$$

где $m_{ск}$ – фактор Шмида для скольжения: $m_{ск}[001] = 0.41$; $m_{ск}[011] = 0.41$; $m_{ск}[\bar{1}11] = 0.27$ [26]. При исследовании зависимости $\tau_{cr}(T)$ на каждую температуру брали новый образец.

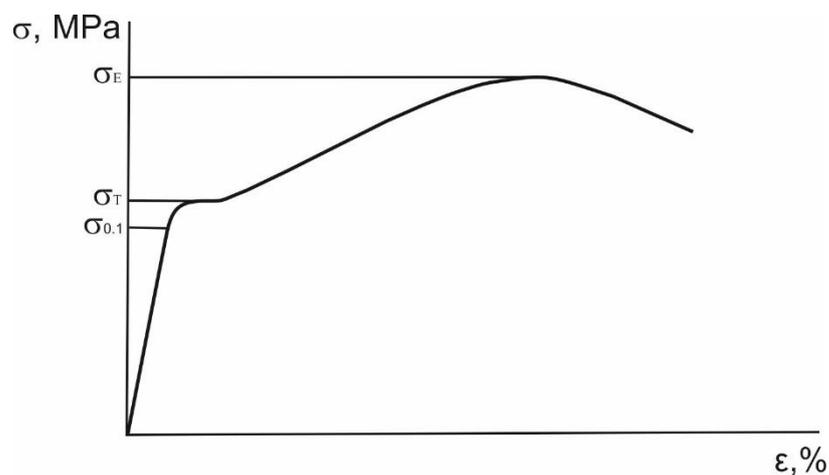


Рисунок 12 – Кривая зависимости напряжения от деформации [2].

Для вычисления коэффициента деформационного упрочнения на стадии линейного упрочнения использовали формулу:

$$\theta_{II} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon}. \quad (17)$$

Электронномикроскопические исследования проводили на электронном микроскопе Jeol 2010 при ускоряющем напряжении 200 кВ. механические свойства в интервале температур от 77 до 573 К изучали на испытательной машине Instron 5969 со скоростью деформации $4 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

Обработка экспериментальных данных осуществлялась с использованием программ CorelDraw, OriginPro, Excel.

3 Результаты эксперимента и обсуждение

3.1 Температурная и ориентационная зависимость критических скалывающих напряжений

В настоящем разделе представлены результаты исследования температурной зависимости критических скалывающих напряжений τ_{cr} , дислокационной структуры на ранних стадиях пластической деформации в монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} при деформации растяжением.

На рисунке 13 приведена зависимость критических скалывающих напряжений τ_{cr} от температуры испытания при деформации растяжением для монокристаллов ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3}. Из рисунка 13 видно, что температурная зависимость $\tau_{cr}(T)$ имеет вид характерный для деформации скольжением ГЦК – твердых растворов замещения и состоит из двух температурных интервалов: τ_{cr}^S – термоактивируемая компонента $\tau_{cr}(T)$ при $T < 373$ К, на которой температурная зависимость $\tau_{cr}(T)$ превышает температурную зависимость модуля сдвига $G(T)$, и τ_{cr}^G – атермическая компонента $\tau_{cr}(T)$ при $T > 373$ К, где $\tau_{cr}(T)$ слабо зависят от температуры как $G(T)$. Поскольку температурная зависимость $\tau_{cr}(T)$ состоит из двух температурных интервалов, то температурную зависимость $\tau_{cr}(T)$ для монокристаллов ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} можно представить по соотношению (13).

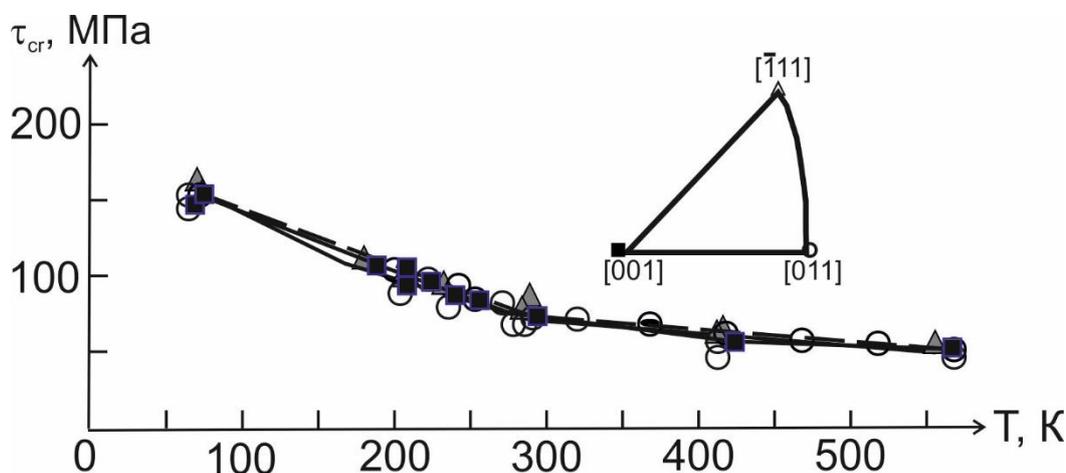
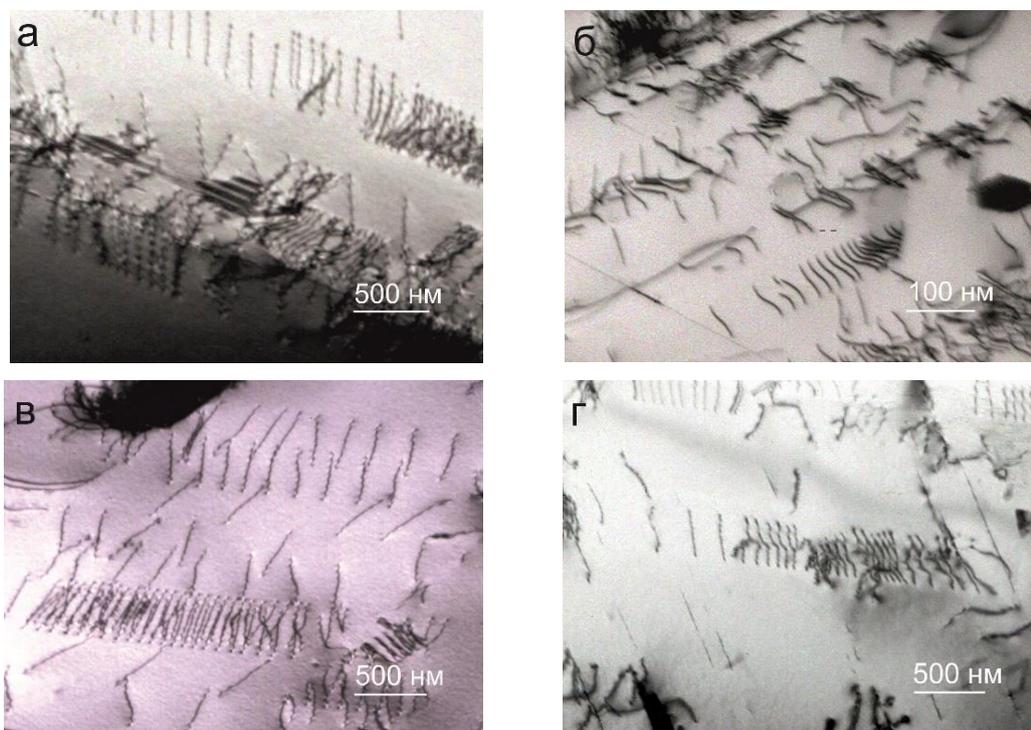


Рисунок 13 – Температурная зависимость критических скалывающих напряжений τ_{cr} для монокристаллов высокоэнтропийного сплава FeNiCoCrAl_{0.3} при деформации растяжением.

Из данных, представленных на рисунке 13 видно, что в монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} выполняется закон Боаса-Шмида [2], а именно, при одной температуре испытания τ_{cr} не зависят от ориентации кристалла во всем исследованном температурном интервале $T = 77 - 573$ К. Отсутствие зависимости τ_{cr} при одной температуре испытания от ориентации кристалла является типичным поведением для ГЦК – чистых металлов и их

сплавов замещения [2] и ранее наблюдалось в монокристаллах эквиатомного ВЭС FeNiCrCo при сжатии [3], в монокристаллах АНС с $\gamma_0 = 0.08$ Дж/м² [20, 27].

В деформированных до 5 % [001]- и $[\bar{1}11]$ - монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} развивается планарная дислокационная структура, которая не зависит от ориентации кристалла и состоит из плоских скоплений нерасщепленных дислокаций (рисунок 14). Планарная дислокационная структура с плоскими скоплениями дислокаций наблюдается в широком температурном интервале от 77 К до 423 К (рисунок 14). Следовательно, в исследованном температурном интервале начало пластического течения в монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} определяется скольжением.



а – ориентация $[\bar{1}11]$, $T = 77$ К; б – ориентация $[\bar{1}11]$, $T = 296$ К;

в – ориентация $[\bar{1}11]$, $T = 423$ К; г – ориентация [001], $T = 296$ К.

Рисунок 14 – Электронно-микроскопическое наблюдение планарной структуры в монокристаллах сплава FeNiCoCrAl_{0.3} после деформации растяжением 5 %.

При $T = 77$ К на ранних стадиях деформации при 5 % в $[\bar{1}11]$ - монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} наряду с плоскими скоплениями дислокаций обнаруживаются дефекты упаковки (рисунок 14 а). В $[\bar{1}11]$ - монокристаллах, как было показано в обзоре данной работы, при растяжении полные дислокации $a/2\langle 110 \rangle$ испытывают дополнительное к состоянию без приложенной нагрузки расщепление на частичные Шокли $a/6\langle 211 \rangle$ [21]. Увеличение величины расщепления полной дислокации $a/2\langle 110 \rangle$ в поле приложенных

напряжений объясняет появление ДУ при $T = 77$ К после 5 % деформации в $[\bar{1}11]$ -монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3}. Кроме этого, дополнительное увеличение расщепления дислокаций в $[\bar{1}11]$ - монокристаллах приводит к подавлению процессов поперечного скольжения и формированию планарной дислокационной структуры в широком температурном интервале. Развитию планарной структуры в $[\bar{1}11]$ - и $[001]$ - монокристаллах в широком температурном интервале способствует ближний порядок, который формируется в расположении атомов Al - Cr, Al - Al [9]. Формирование ближнего порядка и кластеров в этих сплавах качественно подтверждается большими значениями активационных объемов [9] и качественно подтверждается исследованиями дислокационной структуры в $[001]$ -монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3}. В $[001]$ - монокристаллах, в отличие от $[\bar{1}11]$ -монокристаллов, величина расщепления полной дислокации $a/2\langle 110 \rangle$ в поле приложенных напряжений на частичные дислокации Шокли $a/6\langle 211 \rangle$ уменьшается, а значит, процессы поперечного скольжения идут легко, и структура должна быть при комнатной температуре и выше ячеистой, а экспериментально наблюдается планарная (рисунок 14 б, в), что может быть связано с дополнительным влиянием Al на формирование ближнего порядка [28].

При сопоставлении полученных результатов в настоящей работе с литературными данными видно, что результаты хорошо согласуются с другими авторами [29, 30], при этом величина критических скалывающих напряжений в FeNiCoCrAl_{0.3} ВЭС оказывается в 1.5 раза выше, чем в эквиатомном ВЭС FeNiCoCrMn и в Fe – 26 Cr – 32 Ni – 3 Mo (ат. %) АНС (таблица 1) [31].

Таблица 1 – Температурная зависимость критических скалывающих напряжений в монокристаллах высокоэнтропийных сплавов и аустенитных нержавеющей сталей при растяжении

Сплав	τ_{cr} , МПа			γ_0 , Дж/м ²
	77 К	296 К	423 К	
FeNiCoCrAl _{0.3} , [001] / $[\bar{1}11]$ / [011]	160/155/155	75/83/80	71/54/58	0.05
Эквиатомный FeNiCoCrMn, [001] / $[\bar{1}11]$, [9]	100/135	49/60	52/75	0.022
Fe – 26 Cr – 32 Ni – 3 Mo (ат. %), [001] / $[\bar{1}11]$, [31]	130/130	50/50	51/51	0.08

Различие уровня напряжений на пределе текучести связано с различным твердорастворным упрочнением от атомов замещения, входящих в состав ВЭС.

Анализ твердорастворного упрочнения в монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3}, эквивалентного ВЭС FeNiCoCrMn и Fe – 26 Cr – 32 Ni – 3 Mo (ат. %) АНС показывает, что упрочнение в Fe – 26 Cr – 32 Ni – 3 Mo (ат. %) АНС идет за счет атомов Mo, поскольку его эффективный радиус (под эффективным радиусом атома или иона понимается радиус сферы его действия) больше эффективных радиусов других элементов (таблица 2), а в монокристаллах эквивалентного ВЭС FeNiCoCrMn эффект упрочнения обусловлен атомами Cr [18].

Таблица 2 – Эффективные атомные радиусы элементов, входящих в состав высокоэнтропийных сплавов FeNiCoCrAl_{0.3} и FeNiCoCrMn [18]

Элемент	Co	Cr	Fe	Ni	Mn	Al
Эффективный радиус, нм	0.122	0.127	0.122	0.124	0.124	0.143

В исследуемом сплаве твердорастворный эффект упрочнения определяется не только атомами Cr, но и атомами Al, так как эффективный радиус алюминия превосходит эффективный радиус хрома (таблица 2) и других составляющих элементов, соответственно. Таким образом, можно сделать заключение, что легирование атомами алюминия повышает уровень деформирующих напряжений на пределе текучести в ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} в 1.5 раза по сравнению с монокристаллами эквивалентного ВЭС FeNiCoCrMn и Fe – 26 Cr – 32 Ni – 3 Mo (ат. %) АНС.

Анализ эффектов твердорастворного упрочнения атомами внедрения и замещения обычно проводят с использованием двух моделей: модели Флейшера (соотношение 3) и модели Лабуша (соотношение 6). В таблице 3 представлены результаты оценки твердорастворного упрочнения в монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} от атомов Cr и от атомов Al. Чтобы провести оценку упрочнения от атомов Cr и от атомов Al, ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} был представлен, как сплав, состоящий из двух элементов: Co – 0.23 Cr и Co – 0.07 Al. Такое допущение было сделано на основе того, что атомы Co, Fe, Ni имеют близкие эффективные радиусы и поэтому их можно принять, как атомы одного сорта [18]. Анализ данных, представленных в таблице 3, показывает, что оценка твердорастворного упрочнения в рамках модели Лабуша недооценивает вклад в упрочнение от обоих атомов. Модель Флейшера в свою очередь дает величину вклада от атомов Al в твердорастворное упрочнение монокристаллов ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} выше экспериментальных, но при этом

значения в упрочнение от атомов Cr оказываются много ниже экспериментально полученных. Таким образом, каждая модель в отдельности не описывает эффект твердорастворного упрочнения монокристаллов ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3}.

Так как вклад в твердорастворное упрочнение сплава ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} вносят как атомы хрома, так и атомы алюминия, а концентрация атомов в сплаве не меняется, и каждая модель в отдельности не описывает твердорастворное упрочнение от обоих атомов, поэтому следует рассмотреть принцип суперпозиции вкладов каждого элемента:

$$\tau_{cr}^{общ} = \tau_{cr}^{Cr} + \tau_{cr}^{Al}, \quad (18)$$

здесь τ_{cr}^{Cr} – вклад в твердорастворное упрочнение от атомов хрома, τ_{cr}^{Al} – вклад в твердорастворное упрочнение от атомов алюминия. Вклады атомов в упрочнение по модели Флейшера показывают, что оцененные значения оказываются больше (таблица 3), чем экспериментально полученные при $T = 77$ К, τ_{cr} (экспер) = 155 МПа (таблица 1). Закон суперпозиции в модели Лабуша, напротив, недооценивает вклады от обоих атомов ($\tau_{cr}^{Al} = 87$ МПа) (таблица 3).

Таблица 3 – Твердорастворное упрочнение монокристаллов ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} в модели Флейшера и Лабуша

Система	τ_{cr} , МПа Флейшер, T = 0 К	τ_{cr} , МПа Лабуш, T = 0 К	$\tau_{cr}^{\Phi} = \tau_{cr}^{Cr} + \tau_{cr}^{Al}$, МПа Флейшер, T = 0 К	$\tau_{cr}^{Л} = \tau_{cr}^{Cr} + \tau_{cr}^{Al}$, МПа Лабуш, T = 0 К	$\tau_{cr}^{общ} =$ $= \tau_{cr}^{Cr(\Phi)} + \tau_{cr}^{Al(L)}$, МПа, T = 0 К
Co – 0.23 Cr	45 ± 2	21 ± 2	269 ± 2	87 ± 2	111 ± 2
Co – 0.07 Al	224 ± 2	66 ± 2			

Для оценки твердорастворного упрочнения монокристаллов ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} вклад от каждого из атомов был скомбинирован как сумма вкладов: τ_{cr}^{Cr} по модели Флейшера, а τ_{cr}^{Al} по модели Лабуша. Эта оценка была сделана из следующих соображений: поскольку атомы Cr находятся в твердом растворе и не образуют пары и кластеры, то твердорастворное упрочнение от атомов Cr можно рассмотреть как упрочнение от отдельных атомов в рамках модели Флейшера. К атомам Al применяется модель Лабуша, поскольку Al в твердом растворе образует ближний порядок и кластеры [9, 28]. Полученные таким образом теоретические значения $\tau_{cr}^{общ}$ оказались наиболее близкими к экспериментальным τ_{cr} , полученным при $T = 77$ К в монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} (таблица 3, рисунок 13).

В ходе проведенной работы установлено, что в монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} τ_{cr} не зависят от ориентации оси кристалла во всем температурном интервале испытаний и закон Боса-Шмида выполняется, что является характерным поведением для ГЦК металлов и их сплавов замещения. Начало пластического течения определяется скольжением. Планарная дислокационная структура с плоскими скоплениями дислокаций в монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} при деформации растяжением наблюдается в широком температурном интервале 77 – 423 К. Физическая причина развития планарной структуры с плоскими скоплениями дислокаций в широком температурном интервале связана с сильным эффектом твердорастворного упрочнения от атомов алюминия и наличия ближнего порядка в ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3}.

3.2 Ориентационная зависимость коэффициента деформационного упрочнения и пластичности

В данном разделе работы представлены исследования кривых течения, пластичности и коэффициента деформационного упрочнения в монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} при деформации растяжением при разных температурах испытания (рисунок 15). Видно, что при отсутствии зависимости τ_{cr} от ориентации кристалла, вид $\sigma(\epsilon)$ - кривых течения, пластичность и коэффициент деформационного упрочнения $\theta_{II} = d\sigma/d\epsilon$ на стадии линейного упрочнения, напротив, зависят от ориентации кристалла.

В $[\bar{1}11]$ - и $[001]$ - кристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} пластическое течение начинается со стадии линейного упрочнения, как это обычно наблюдается в кристаллах, ориентированных для множественного сдвига [2, 3, 5]. При достижении деформации 25 – 30 % на $\sigma(\epsilon)$ - кривых как в $[\bar{1}11]$ - кристаллах так и в $[001]$ - кристаллах наблюдается переход к стадии с малым коэффициентом деформационного упрочнения θ . Как правило, в ГЦК кристаллах в соответствии с теорией пластического течения [2], значительное уменьшение коэффициента деформационного упрочнения θ на поздних стадиях деформации связано с развитием поперечного скольжения дислокаций и, соответственно, с переходом к стадии III динамического возврата. С повышением температуры испытания от 77 К до 423 К в этих кристаллах напряжения, при которых происходит переход к стадии III динамического возврата, и максимальные напряжения σ_{max} , достигаемые в ходе пластической деформации перед разрушением (таблица 4), уменьшаются, а протяженность стадии II линейного упрочнения и пластичность слабо меняются с температурой испытания. Причем пластичность в этих кристаллах оказывается близкой при всех температурах испытания (рисунок 15 а, б).

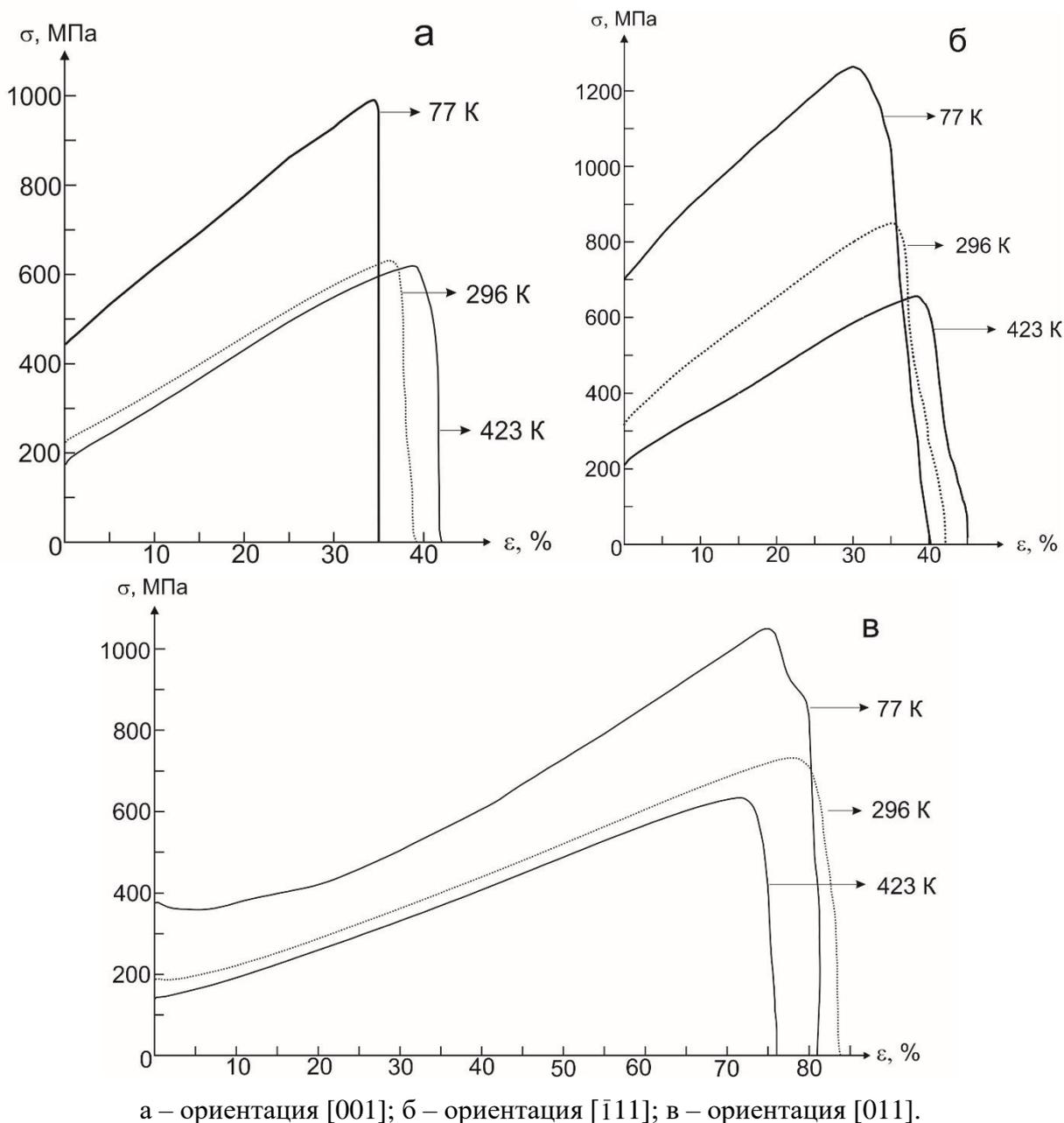


Рисунок 15 – Кривые «напряжение–деформация» монокристаллов высокоэнтропийного сплава $\text{FeNiCoCrAl}_{0.3}$ при деформации растяжением.

В [011]- кристаллах на $\sigma(\epsilon)$ - кривой наблюдается стадийность, характерная для кристаллов, ориентированных для одиночного скольжения, а именно на $\sigma(\epsilon)$ - кривой наблюдается три стадии пластического течения: стадия I – легкого скольжения, стадия II – деформационного упрочнения и стадия III – динамического возврата (рисунок 15 в). Следует отметить, что в кристаллах данной ориентации ВЭС $\text{FeNiCoCrAl}_{0.3}$ при температурах испытания 296 К и 77 К на стадии I деформация развивается в одной системе полосой Людерса-Чернова с $\theta = 0$, то есть стадия легкого скольжения вырождается.

Таблица 4 – Температурная и ориентационная зависимость механического поведения высокоэнтропийного сплава FeNiCoCrAl_{0.3} при растяжении

Температура, К	Ориентация	$m_{ск}$	σ , МПа	τ_{cr} , МПа	ϵ , %	θ_{II} , МПа	σ_{max} , МПа
77	[001]	0.41	390 ± 5	160 ± 2	36	1560	992
296			183 ± 5	75 ± 2	39	1200	632
423			173 ± 5	71 ± 2	42	1153	622
77	[111]	0.27	574 ± 5	155 ± 1.5	40	1800	1200
296			307 ± 5	83 ± 1.5	43	1500	820
423			200 ± 5	54 ± 1.5	42	1240	630
77	[011]	0.41	378 ± 5	155 ± 2	80	1130	1050
296			195 ± 5	80 ± 2	84	700	720
423			141 ± 5	58 ± 2	76	650	610

Протяженность этой стадии с понижением температуры испытания увеличивается от 4 % при 296 К до 7.5 % при 77 К. При $T = 77$ К с самого начала деформации наблюдается небольшой зуб текучести после которого при деформации $\epsilon > 1$ % пластическая деформация развивается полосой Людерса-Чернова. Появление зуба текучести свидетельствует о том, что с самого начала деформация происходит в двух системах, а затем при $\epsilon > 1$ % локализуется в одной системе скольжения. Кроме того при 77 К с увеличением деформации, а именно при $\epsilon > 40$ %, в [011]- кристаллах по сравнению с более высокими температурами испытания наблюдается рост коэффициента деформационного упрочнения θ_{II} на стадии линейного упрочнения, который связан с появлением дефектов упаковки и, по-видимому, с развитием двойникования с увеличением степени деформации более 15 %, что требует дальнейших исследований дислокационной структуры (рисунок 15 в). При 423 К на $\sigma(\epsilon)$ - кривых в отличие от низких температур испытания деформация начинается со стадии I легкого скольжения, затем наблюдается протяженная стадия II линейного упрочнения, которая при достижении деформации 70 % переходит к стадии III – динамического возврата (рисунок 15 в). На линейной стадии упрочнения θ_{II} в температурном интервале 296 – 423 К в [011]- кристаллах с увеличением деформации остается постоянным (рисунок 15 в). Напряжения, при которых происходит переход к стадии III в [011]- кристаллах и максимальные напряжения σ_{max} , достигаемые в ходе пластической деформации перед разрушением (таблица 4), с увеличением температуры испытания уменьшаются, а протяженность стадии II линейного упрочнения и пластичность слабо меняются с температурой испытания, как и в [111]- и [001]- кристаллах (рисунок 15 а, б). Кристаллы

данной ориентации обладают максимальной пластичностью, поскольку деформация развивается преимущественно в одной системе скольжения. Локализация деформации преимущественно в одной системе подавляет условия для образования шейки и приводит к значительному росту напряжений для разрушения.

В таблице 4 представлены значения коэффициента деформационного упрочнения θ_{II} на стадии линейного упрочнения для исследованных ориентаций при разных температурах испытания. Видно, что θ_{II} зависит от ориентации кристалла и температуры испытания. Наибольшие значения θ_{II} наблюдаются в $[\bar{1}11]$ - кристаллах при $T = 77$ К, а наименьшие в $[011]$ - кристаллах (таблица 4).

Как правило, величина θ_{II}/G (G – модуль сдвига, $G = 80$ ГПа при $T = 296$ К для ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3}) для ГЦК – чистых металлов и их сплавов замещения при деформации скольжением не зависит от температуры испытания и ориентации кристалла и по величине для всех ориентаций оказывается близкой к $4 \cdot 10^{-3}$ [2].

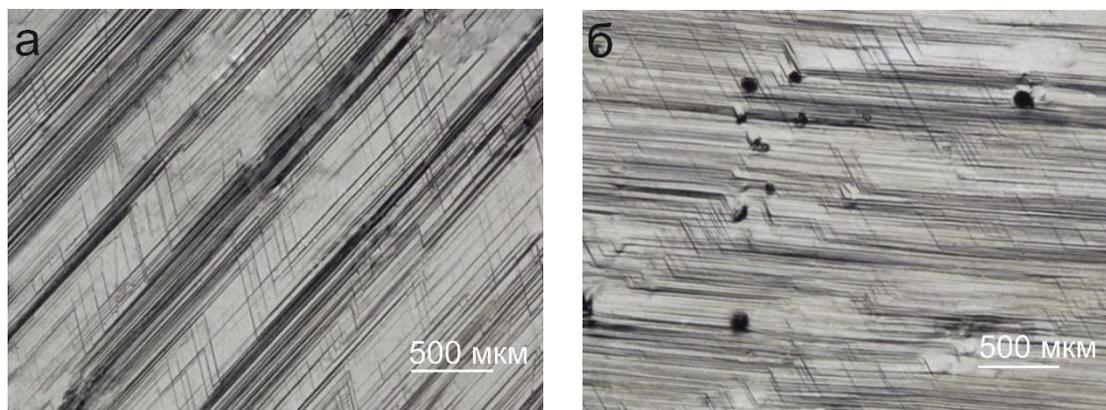
Для того чтобы сравнить θ_{II} в монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} с величиной $\theta_{II}/G = 4 \cdot 10^{-3}$ для ГЦК- чистых металлов и их сплавов замещения θ_{II} представили как $(d\tau/d\gamma)/G$ (сдвиговая деформация $\gamma = \varepsilon/m_{ск}$) (таблица 5).

Таблица 5 – Коэффициент деформационного упрочнения на стадии линейного упрочнения в монокристаллах высокоэнтропийного сплава FeNiCoCrAl_{0.3} и Cu при растяжении

Сплав	Ориентация	$\theta_{II} = d\sigma/d\varepsilon$, МПа	$m_{ск}$	$d\tau/d\gamma$, МПа	$(d\tau/d\gamma)/G \cdot 10^{-3}$
FeNiCoCrAl _{0.3}	$[\bar{1}11]$	1500	0.27	109.4	1.4
	$[001]$	1250	0.41	210.1	2.6
	$[011]$	700	0.41	117.7	1.5
Cu,	$[\bar{1}11]$			185	4.0
	$[001]$			204	4.5
	$[011]$			157	3.5

Сопоставление $(d\tau/d\gamma)/G$ для монокристаллов ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} и монокристаллов Cu с равной величиной $\gamma_0 = 0.05$ Дж/м² при $T = 296$ К показывает, что в монокристаллах Cu величина $(d\tau/d\gamma)/G = (3.5 - 4.5) \cdot 10^{-3}$ [3, 32] оказывается в 1.5 – 2.5 раза больше, чем в монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3}, где $(d\tau/d\gamma)/G = (1.4 - 2.6) \cdot 10^{-3}$ (таблица 5). Падение $(d\tau/d\gamma)/G$ в ГЦК сплавах обычно наблюдается, когда деформация локализована преимущественно в одной системе скольжения (рисунок 16).

В [001]- и $[\bar{1}11]$ - монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} на поверхности деформированных образцов наблюдается преимущественно одна ярко выраженная система скольжения (рисунок 16), несмотря на тот факт, что эти кристаллы ориентированы для множественного сдвига.



а – ориентация [001]; б – ориентация $[\bar{1}11]$.

Рисунок 16 – Металлографическая картина следов скольжения на поверхности монокристаллов высокоэнтропийного сплава FeNiCoCrAl_{0.3} при $\varepsilon = 5\%$.

Электронно-микроскопические исследования деформированных до 5 % при $T = 296$ К [001]- и $[\bar{1}11]$ - кристаллов ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} показывают, что в этих кристаллах развивается планарная дислокационная структура, состоящая из плоских скоплений дислокаций (рисунок 14). Развитие планарной структуры в монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} объясняет развитие пластического течения в этих кристаллах с меньшим $(d\tau/d\gamma)/G$, чем $(d\tau/d\gamma)/G = 4 \cdot 10^{-3}$ для ГЦК- чистых металлов и их сплавов замещения и увеличение пластичности с понижением температуры испытания. В монокристаллах Cu при $T = 296$ К дислокационная структура ячеистая и поэтому $(d\tau/d\gamma)/G$ имеет более высокие значения [3, 32].

Итак, экспериментальные исследования пластического поведения монокристаллов ВЭС FeNiCoCrAl_{0.3} с $\gamma_0 = 0.05$ Дж/м² показывают, что локализация деформации преимущественно в одной системе и развитие планарной дислокационной структуры при $T = 296$ К приводит к уменьшению коэффициента деформационного упрочнения на стадии линейного упрочнения $(d\tau/d\gamma)/G$ по сравнению с Cu, когда развивается ячеистая структура. С понижением температуры испытания рост коэффициента деформационного упрочнения при 77 К в $[\bar{1}11]$ - и [011]- кристаллах связан с появлением дефектов упаковки и, по-видимому, с деформацией двойникованием, как в монокристаллах эквиатомного ВЭС FeNiCoCrMn [33, 34].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Экспериментальные исследования на монокристаллах ВЭС $\text{FeNiCoCrAl}_{0.3}$ при деформации растяжением с высокой энергией дефекта упаковки позволяют сделать следующие выводы:

1. При деформации растяжением критические скалывающие напряжения не зависят от ориентации кристалла во всем исследованном интервале температур, и для них выполняется закон Боаса-Шмида.

2. Установлено, что после небольшой деформации скольжением 5 % в широком температурном интервале в монокристаллах ВЭС $\text{FeNiCoCrAl}_{0.3}$ развивается планарная дислокационная структура с плоскими скоплениями дислокаций, не зависящая от ориентации кристалла и температуры испытания.

3. На стадии линейного упрочнения коэффициент деформационного упрочнения θ_{II} и пластичность зависят от ориентации кристалла и температуры испытания. Максимальная величина коэффициента деформационного упрочнения θ_{II} обнаружена в $[\bar{1}11]$ - кристаллах, что связано с взаимодействием скольжения и дефектов упаковки. Максимальная пластичность наблюдается в $[011]$ - кристаллах, что обусловлено развитием скольжения преимущественно в одной системе.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Николаева Е.А. Сдвиговые механизмы пластической деформации монокристаллов: учебное пособие / Е.А. Николаева. – Пермский государственный университет.: Пермь. – 2011. – 50 с.
2. Бернер Р. Пластическая деформация монокристаллов / Р. Бернер, Г. Кронмюллера. – М.: Мир, 1969. – 272 с.
3. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов / Р. М. Хоникомб. – М: Мир, 1972. – 408 с.
4. Сурикова Н.С. Особенности деформации и разрушения монокристаллов никелида титана в закаленном состоянии / Н.С. Сурикова, Ю.И. Чумляков // Физическая мезомеханика. – 2000. – Т. 3, вып. 1. – С. 93–102.
5. Механизмы деформации монокристаллов аустенитных нержавеющей сталей, легированных азотом / А.А. Шульмина [и др.] // Физическая мезомеханика. – 2004. – Т. 7, вып. 51. – С. 253–256.
6. Деформация и разрушение монокристаллов сплавов типа ВКНА при 1100 – 1250° / Д.П. Родионов [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 2010. – Т. 109, вып. 3. – С. 302–309.
7. Влияние пластической деформации на разрушение монокристалла алюминия при ударно – волновом нагружении / П.А. Жилиев [и др.] // Физика твердого тела. – 2010. – Т. 52, вып 8. – С. 1508–1512.
8. Липатникова Я.Д. Исследование суперлокации пластической деформации монокристаллов сплавов Ni₃Ge: дис. ...канд. ф. – м. наук / Я.Д. Липатникова. – Томск, 2014. – 151 с.
9. Скольжение и двойникование в [149]- монокристаллах высокоэнтропийного сплава / И.В. Киреева [и др.] // Известия ВУЗов. Физика. –2016. – Т. 59, вып. 8. – С. 106–113.
10. Деформация монокристаллов стали Гадфильда / Ю.И. Чумляков [и др.] // Доклады академии наук. – 1998. Т – 361, вып. 2. – № 202342. – С. 1–11.
11. Высокоэнтропийные эквиатомные сплавы AlCrFeCoNiCu: гипотезы и экспериментальные факты / М.В. Ивченко [и др.] // Журнал технической физики. – 2014. – Т. 84, вып. 2. – С. 57–69.
12. Влияние пластической деформации на структуру и свойства высокоэнтропийных сплавов / С.А. Фирсов [и др.] // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. – 2013. – Т. 18, вып. 14. – С. 178–181.

13. Microstructures and properties of high-entropy alloys / Y. Zhang [et al.] // *Progress in Materials Science*. – 2014. – V. 61. – P. 1–93.
14. Microstructure characterization of $Al_xCoCrCuFeNi$ high-entropy alloy system with multiprincipal elements / C.J. Tong [et al.] // *Metall. Mater. Trans.* – 2005. – V. 36. – P. 881 – 893.
15. Decomposition in multi-component $AlCoCrCuFeNi$ high-entropy alloy / Singh S. [et al.] // *Acta Mater.* – 2011. – V. 59. – P. 182 – 190.
16. Fleischer R. L. Substitutional solution hardening // *Acta Metall.* – 1963.– V. 11. – P. 203–209.
17. Labusch R. A. Statistical Theory of Solid Solution Hardening // *Acta Metall.* – 1972. – V. 20. – P. 917–927.
18. Size effect, critical resolved shear stress, stacking fault energy, and solid solution strengthening in the $CrMnFeCoNi$ high-entropy alloy / L. Norihiko [et al.] // *Scientific Reports*. – 2016. – V. 6. – №35863. – P. 1–10.
19. Строение и физические свойства кристаллов / В.Р. Бараз [и др.]. – Екатеринбург: УГТУУПИ. – 2009. – 164 с.
20. Киреева И.В. Механизмы деформации и разрушения монокристаллов высокоазотистых аустенитных нержавеющей сталей: дис. ...канд. ф. – м. наук / И.В. Киреева. – Томск, 1994. – 277 с.
21. Copley S.M. The dependence of the width of a dissociation on dislocation velocity / S.M. Copley and B.H. Kear // *Acta Met.* – 1968. – V 16(2). – P. 231–237.
22. Литвинова Е.И. Механизмы деформации высокопрочных монокристаллов аустенитных нержавеющей сталей и стали Гадфильда: дис. ...канд. ф. – м. наук / Е.И. Литвинова. – Томск, 2000. – 303 с.
23. Superior gigh tensile elongation of a single-crystal $CoCrFeNiAl_{0.3}$ high-entropy alloy by Bridgman solidification / Ma S.G [et al.] // *Intermetallics*. – 2014. – V. 54. – P. 104–109.
24. Dynamic strain aging of $FeNiCoCrAl_{0.3}$ high entropy alloy single crystals / H.Y Yasuda [et al.] // *Scripta Mater.* – 2015. – V. 108. – P. 80–83.
25. Tension/compression asymmetry in additive manufactured face centered cubic high entropy alloy / J. Joseph [et al.] // *Scripta Mater.* – 2017. – V. 129. – P. 30–34.
26. Теория образования текстур в металлах и сплавах. / Я.Д. Вишняков [и др.]. – М. : Наука, – 1979. – 342 с.
27. Yasuda H.Y. Dynamic strain aging of $Al_{0.3}CoCrFeNi$ high entropy alloy single crystals / H.Y. Yasuda, K. Shigeno, T. Nagase // *Scripta Mater.* – 2015.– V. 108. – P. 80–83.

28. Захарова Е.Г. Влияние алюминия на механизмы деформации, деформационное упрочнение и разрушение высокопрочных монокристаллов стали Гадфильда: дис. ...канд. ф. – м. наук / Е.Г. Захарова. – Томск, 2005. – 239 с.
29. Superior high tensile elongation of a single-crystal CoCrFeNiAl_{0.3} high-entropy alloy by Bridgman solidification / S.G. Ma [et.al.] // *Intermetallics*. – 2014. – V. 54. – P. 104–109.
30. The Orientation Dependence of Critical Shear Stresses in Al_{0.3}CoCrFeNi High-Entropy Alloy Single Crystals / I.V. Kireeva [et al.] // *Technical Physics Letters*. – 2017. – V. 43(7). – P. 615–618.
31. Влияние водорода на ориентационную зависимость критических скалывающих напряжений и механизм деформации в монокристаллах стабильной нержавеющей стали / И.В. Киреева [и др.] // *Письма в ЖТФ*. – 2011. – Т. 37, вып. 11. – С. 65–72.
32. Киреева И.В. Ориентационная зависимость гамма – эpsilon мартенситного превращения в монокристаллах аустенитных нержавеющей сталей с низкой энергией дефекта упаковки / И.В. Киреева, Ю.И. Чумляков // *Физика Металлов и Металловедение*. – 2006. Т. 101, вып. 2. – С. 206–223.
33. Orientation dependence of twinning in single crystalline CoCrFeMnNi high-entropy alloy / I.V. Kireeva [et al.] // *Materials Science & Engineering A*. – 2017. – V. 705. – P. 176–181.
34. Size effect, critical resolved shear stress, stacking fault energy, and solid solution strengthening in the CrMnFeCoNi high-entropy alloy / Okamoto N.L [et al.] // *Scientific Reports*. – 2016. – V. 10. – №35863. – P. 1–10.

Отчет о проверке на заимствования №1

Автор: Выродова Анюта wirodowa@mail.ru / ID: 3649610

Проверяющий: Выродова Анюта (wirodowa@mail.ru) / ID: 3649610

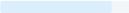
Отчет предоставлен сервисом «Антиплагиат»- <http://www.antiplagiat.ru>

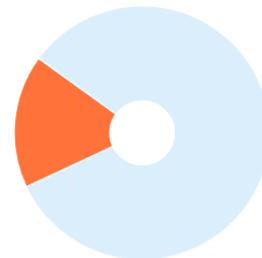
ИНФОРМАЦИЯ О ДОКУМЕНТЕ

№ документа: 6
Начало загрузки: 07.06.2018 18:12:16
Длительность загрузки: 00:00:01
Имя исходного файла: ВКР_2018 Выродова
Размер текста: 1405 кБ
Символов в тексте: 75877
Слов в тексте: 8821
Число предложений: 521

ИНФОРМАЦИЯ ОБ ОТЧЕТЕ

Последний готовый отчет (ред.)
Начало проверки: 07.06.2018 18:12:18
Длительность проверки: 00:00:02
Комментарии: не указано
Модули поиска:

ЗАИМСТВОВАНИЯ	ЦИТИРОВАНИЯ	ОРИГИНАЛЬНОСТЬ
17,42% 	0% 	82,58% 



Заимствования — доля всех найденных текстовых пересечений, за исключением тех, которые система отнесла к цитированиям, по отношению к общему объему документа.
Цитирования — доля текстовых пересечений, которые не являются авторскими, но система посчитала их использование корректным, по отношению к общему объему документа. Сюда относятся оформленные по ГОСТу цитаты; общепотребительные выражения; фрагменты текста, найденные в источниках из коллекций нормативно-правовой документации.

Текстовое пересечение — фрагмент текста проверяемого документа, совпадающий или почти совпадающий с фрагментом текста источника.

Источник — документ, проиндексированный в системе и содержащийся в модуле поиска, по которому проводится проверка.

Оригинальность — доля фрагментов текста проверяемого документа, не обнаруженных ни в одном источнике, по которым шла проверка, по отношению к общему объему документа.

Заимствования, цитирования и оригинальность являются отдельными показателями и в сумме дают 100%, что соответствует всему тексту проверяемого документа.

Обращаем Ваше внимание, что система находит текстовые пересечения проверяемого документа с проиндексированными в системе текстовыми источниками. При этом система является вспомогательным инструментом, определение корректности и правомерности заимствований или цитирований, а также авторства текстовых фрагментов проверяемого документа остается в компетенции проверяющего.

№	Доля в отчете	Доля в тексте	Источник	Ссылка	Актуален на	Модуль поиска	Блоков в отчете	Блоков в тексте
[01]	3,27%	5,33%	242.Сдвиговые механизмы ...	http://docme.ru	29 Июнь 2017	Модуль поиска Интернет	9	28
[02]	1,17%	4,66%	Министерство образования ...	http://netess.ru	28 Ноя 2016	Модуль поиска Интернет	6	40
[03]	2,3%	2,3%	Пластическая деформация ...	http://booksshare.net	28 Ноя 2016	Модуль поиска Интернет	17	17

Еще источников: 17
Еще заимствований: 10,67%