

## Влияние частиц $\gamma'$ -фазы на механическое поведение и механизм деформации монокристаллов высокоэнтروпийного сплава $(\text{CoCrFeNi})_{94}\text{Ti}_2\text{Al}_4$

© 2021

*Сараева Анастасия Александровна*, аспирант кафедры физики металлов,  
инженер-исследователь лаборатории физики высокопрочных кристаллов  
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск (Россия)

E-mail: Anastasia16-05@yandex.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0812-2323>

**Аннотация:** В последнее время интерес исследователей сфокусирован на новом классе гранцентрированных кубических решеток (ГЦК) высокоэнтропийных сплавов (ВЭС), благодаря их уникальным свойствам – высоким значениям коэффициента деформационного упрочнения, хорошей пластичности и вязкому разрушению при низких температурах испытания. Такое сочетание свойств в ГЦК ВЭС достигается в результате смешивания пяти и более элементов в равных атомных пропорциях. Из-за сильной температурной зависимости напряжений на пределе текучести  $\sigma_{0,1}(T)$ , эти сплавы характеризуются низкими значениями  $\sigma_{0,1}$  при температуре выше комнатной, что сдерживает их практическое применение. Дисперсионное упрочнение является эффективным способом достижения высокой прочности и успешно применяется для упрочнения ГЦК ВЭС. В работе проведены исследования влияния старения при 923 К в течение 4 ч и при 1073 К в течение 18 и 30 ч на механическое поведение монокристаллов ГЦК  $(\text{CoCrFeNi})_{94}\text{Ti}_2\text{Al}_4$  (ат. %) ВЭС, ориентированных вдоль [001] направления, при растяжении. Старение при 923 К в течение 4 ч и при 1073 К в течение 18 и 30 ч приводит к выделению частиц  $\gamma'$ -фазы, размер и объемная доля которых зависят от температуры и времени старения. Выделение частиц  $\gamma'$ -фазы приводит к росту напряжений на пределе текучести от 47 МПа (старение 923 К, 4 ч) до 226 МПа (старение 1073 К, 30 ч) относительно закаленных кристаллов при 296 К. Установлена зависимость коэффициента деформационного упрочнения, пластичности и максимального уровня напряжений до разрушения от термической обработки. Обсуждаются причины роста напряжений на пределе текучести и коэффициента деформационного упрочнения при выделении частиц  $\gamma'$ -фазы.

**Ключевые слова:** монокристаллы; высокоэнтропийный сплав  $(\text{CoCrFeNi})_{94}\text{Ti}_2\text{Al}_4$ ; частицы  $\gamma'$ -фазы; скольжение; растяжение.

**Благодарности:** Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 19-19-00217.

Автор выражает признательность за помощь в обсуждении результатов исследования И.В. Киреевой и Ю.И. Чумлякову.

Статья подготовлена по материалам докладов участников X Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2021), Тольятти, 13–17 сентября 2021 года.

**Для цитирования:** Сараева А.А. Влияние частиц  $\gamma'$ -фазы на механическое поведение и механизм деформации монокристаллов высокоэнтропийного сплава  $(\text{CoCrFeNi})_{94}\text{Ti}_2\text{Al}_4$  // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2021. № 3. С. 84–90. DOI: 10.18323/2073-5073-2021-3-84-90.

### ВВЕДЕНИЕ

В последние годы широкую популярность приобрели высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) благодаря своей высокой прочности и коррозионной стойкости по сравнению с чистыми металлами, сталями и традиционными сплавами. Высокоэнтропийные сплавы – это сплавы, которые состоят из пяти и более элементов, при этом атомная концентрация каждого из них варьируется в пределах от 5 до 35 % [1]. По сравнению с традиционными сплавами, где есть атомы одного основного элемента в качестве матрицы, в высокоэнтропийных сплавах в качестве матрицы используют несколько элементов в эквивалентных пропорциях. Главной особенностью ВЭС является высокое значение энтропии смешения [2], которая обеспечивает формирование однофазного неупорядоченного твердого раствора замещения с гранцентрированной кубической (ГЦК), объемно-центрированной кубической (ОЦК) или гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решеткой, которая

искажена из-за различия атомных радиусов и большой концентрации составляющих элементов. Кроме этого ВЭС характеризуются замедленной диффузией и эффектом перемешивания [3; 4].

ВЭС с ГЦК решеткой обладают уникальными свойствами по сравнению с чистыми металлами и аустенитными сталями. При температурах ниже 296 К ГЦК ВЭС являются близкими к высокопрочным сплавам, поскольку предел текучести  $\sigma_{0,1} \sim G/200$ . В состоянии, близком к высокопрочному, они обладают высокой скоростью деформационного упрочнения в сочетании с высокой пластичностью до 60–70 % и отсутствием вязко-хрупкого перехода, который присутствует у аустенитных сталей [5]. Первым и на данный момент одним из самых исследованных ГЦК ВЭС является сплав Кантора  $\text{FeNiCoCrMn}$  [6]. Применение этого сплава ограничивается низкими прочностными свойствами на пределе текучести  $\sigma_{0,1}$  при температурах выше комнатной из-за сильной температурной зависимости напряжений  $\sigma_{0,1}(T)$ . Для увеличения предела текучести

используют несколько подходов: (1) твердорастворный эффект упрочнения за счет легирования атомами замещения большего атомного радиуса, чем атомы основы, и атомами внедрения [7–9]; (2) дислокационный эффект за счет введения в материал дислокаций и двойников при предварительной низкотемпературной пластической деформации [10]; (3) дисперсионный эффект за счет выделения частиц второй фазы [11; 12]; (4) зернограничный эффект в поликристаллах за счет уменьшения размера зерна [13].

Одним из перспективных ГЦК ВЭС в плане достижения высокого уровня напряжений на пределе текучести  $\sigma_{0,1}$  является ГЦК ВЭС  $(\text{CoCrFeNi})_{94}\text{Ti}_2\text{Al}_4$  (ат. %). Данный сплав характеризуется высокой энтропией смешения  $\Delta S=13,19$  Дж/(моль·К) и средней величиной энергии дефекта упаковки  $0,035\text{--}0,04$  Дж/м<sup>2</sup>, при которой эффект деформационного упрочнения может определяться двумя механизмами деформации: скольжением и двойникованием. Легирование атомами Al и Ti большего атомного радиуса, чем атомы основы  $\text{CoCrFeNi}$ , может способствовать значительному твердорастворному эффекту упрочнения по сравнению с хорошо изученным сплавом Кантора [11; 14]. ГЦК ВЭС  $(\text{CoCrFeNi})_{94}\text{Ti}_2\text{Al}_4$  является неэквивалентным, и в нем могут выделяться частицы трех фаз: В2-фаза на основе ОЦК с химическим составом  $\text{NiAl}$ ,  $L_{1,2}$ -фаза ( $\gamma'$ -фаза) на основе ГЦК решетки с химическим составом  $\text{Ni}_3\text{Al}$  и  $L_{2,1}$ -фаза (фаза Гейслера) на основе ОЦК решетки с химическим составом  $\text{Ni}_2\text{AlTi}$  [11]. Выделение частиц указанных выше фаз приводит к дополнительному эффекту упрочнения, который определяется их размером и объемной долей [10]. Основные работы по влиянию частиц второй фазы на свойства данного сплава были выполнены на поликристаллах ВЭС  $(\text{CoCrFeNi})_{94}\text{Ti}_2\text{Al}_4$ , показано, что частицы  $\gamma'$ -фазы выделяются в температурном интервале от 923 до 1123 К и их размер слабо увеличивается [15]. Так, при старении при 1073 К в течение 500 ч размер частиц достигает лишь 70 нм [15]. В этом ВЭС частицы  $\gamma'$ -фазы из-за замедленной диффузии очень слабо увеличиваются в размере. Благодаря этому ГЦК ВЭС  $(\text{CoCrFeNi})_{94}\text{Ti}_2\text{Al}_4$  характеризуются хорошей термической стабильностью в области высоких температур [15]. Однако систематические исследования механических свойств и физической причины высокого деформационного упрочнения ГЦК ВЭС  $(\text{CoCrFeNi})_{94}\text{Ti}_2\text{Al}_4$  и влияния на них частиц второй фазы в литературе на данный момент отсутствуют.

Для исследования эффекта дисперсионного упрочнения использовали старение в течение 4 ч при 923 К и в течение 18 и 30 ч при температуре 1073 К, при которых происходит выделение частиц только  $\gamma'$ -фазы [16]. В ориентации [001] фактор Шмида для скольжения  $m_{sk}=0,41$  при деформации растяжением больше, чем для двойникования  $m_{\delta\delta}=0,23$  [17; 18], таким образом, это позволяет выяснить роль скольжения в деформационном упрочнении ГЦК ВЭС.

Цель работы – исследование механического поведения монокристаллов ГЦК ВЭС  $(\text{CoCrFeNi})_{94}\text{Ti}_2\text{Al}_4$ , ориентированных вдоль [001] направления, при деформации растяжением при температуре испытания 296 К в однофазном состоянии после закалки и с частицами  $\gamma'$ -фазы.

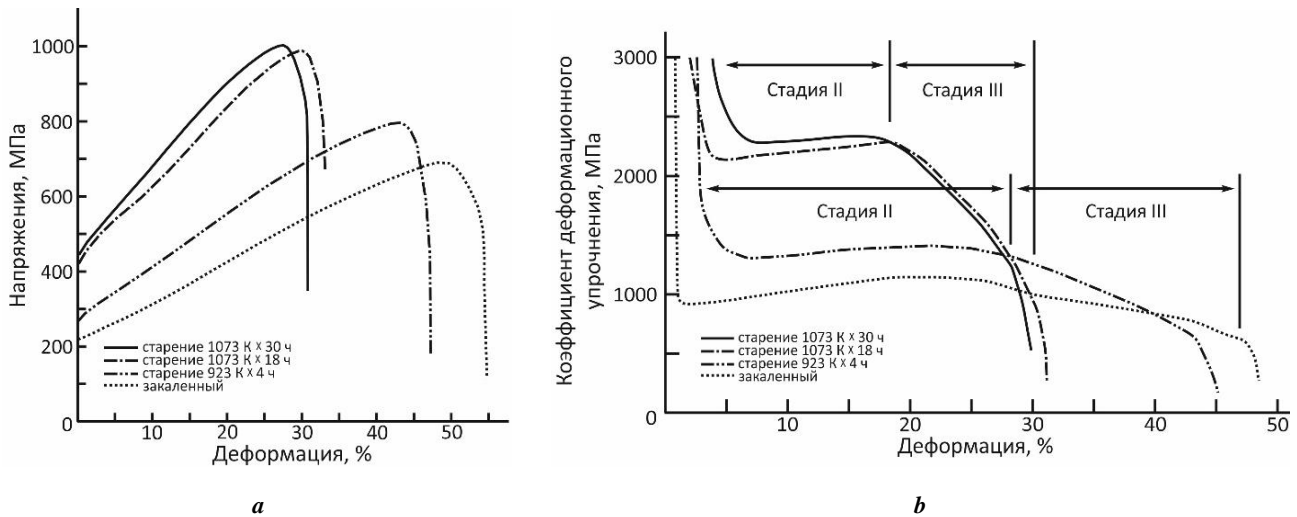
## ОБРАЗЦЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Монокристаллы ГЦК ВЭС  $(\text{CoCrFeNi})_{94}\text{Ti}_2\text{Al}_4$  (ат. %) были получены методом Бриджмена в атмосфере инертного газа гелия. Гомогенизацию образцов проводили в атмосфере инертного газа гелия при температуре 1473 К в течение 24 ч с последующей закалкой в воду. Химический состав монокристаллов был определен после закалки рентгенофлуоресцентным методом с помощью рентгенофлуоресцентного спектрометра XRF-1800 с волновой дисперсией, который позволил определить атомные проценты  $\text{Co}=23,63\%$ ,  $\text{Cr}=24,52\%$ ,  $\text{Fe}=24,95\%$ ,  $\text{Ni}=22,6\%$ ,  $\text{Al}=2,51\%$  и  $\text{Ti}=1,79\%$  (ат. %). Ориентацию определяли на дифрактометре ДРОН-3М с использованием  $\text{Fe}_{K\alpha}$  излучения. Образцы на растяжение в форме двойной лопатки размером  $12 \times 2 \times 1,5$  мм<sup>3</sup> вырезали на электроискровом станке АРТА 153. Поврежденный поверхностный слой после резки удаляли механической шлифовкой и последующей химической полировкой в электролите 200 мл  $\text{H}_3\text{PO}_4$  + 50 г  $\text{CrO}_3$  в течение 90 с. Для выделения наноразмерных частиц  $\gamma'$ -фазы кристаллы старили при температуре 923 К в течение 4 ч и при 1073 К в течение 18 и 30 ч в атмосфере инертного газа гелия с последующей закалкой в воду. После старения при 923 К в течение 4 ч частицы  $\gamma'$ -фазы имели размер 3–5 нм и объемную долю 3%, а при старении при 1073 К в течение 18 и 30 ч их размер увеличился до 18–25 нм, а объемная доля – до 9–11% [18]. Механические испытания на растяжение при 296 К проводили на установке Instron со скоростью деформации  $4 \cdot 10^{-4}$  с<sup>-1</sup>. Поверхность деформированных образцов исследовали на оптическом микроскопе KEYENCE VHX-2000. Тонкие фольги получали методом двухструйной электрополировки на приборе TenuPol-5 при комнатной температуре и приложенном напряжении 12,5 В в электролите, содержащем 20% серной кислоты в этиловом спирте. Электронно-микроскопические исследования проводили на электронном микроскопе JEOL 2010 при ускоряющем напряжении 200 кВ.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

На рис. 1 представлены  $\sigma(\epsilon)$ -кривые течения и соответствующие им изменения коэффициента деформационного упрочнения  $\theta=d\sigma/d\epsilon$  от степени деформации для четырех структурных состояний [001]-монокристаллов ГЦК ВЭС  $(\text{CoCrFeNi})_{94}\text{Ti}_2\text{Al}_4$  (ат. %) при деформации растяжением при температуре испытания 296 К.

Вид  $\sigma(\epsilon)$ -кривых течения и поведение коэффициента деформационного упрочнения  $\theta=d\sigma/d\epsilon$  от степени деформации показывают, что в [001]-монокристаллах пластическое течение начинается со стадии II линейного упрочнения, как в ГЦК металлах и сплавах замещения и внедрения, ориентированных для множественного сдвига при деформации скольжением [5]. После завершения стадии II наблюдается падение  $\theta$  и происходит переход к стадии III динамического возврата. Анализ поведения зависимости  $\theta(\epsilon)$  (рис. 1 б) показал, что переход к стадии III динамического возврата зависит от способа термообработки. При увеличении размера частиц  $\gamma'$ -фазы переход к стадии III происходит после меньшей степени деформации. Так, переход к стадии III происходит после 18% пластической деформации при



**Рис. 1.** Зависимости  $\sigma(\epsilon)$ -кривых течения (а) и  $\theta(\epsilon)$ -кривых (б) для монокристаллов высокоэнтропийного сплава  $(\text{CoCrFeNi})_{94}\text{Ti}_2\text{Al}_4$  при деформации растяжением при температуре испытания 296 К  
**Fig. 1.** The dependencies of  $\sigma(\epsilon)$ -flow curves (a) and  $\theta(\epsilon)$ -curves (b) for single crystals of high-entropy alloy  $(\text{CoCrFeNi})_{94}\text{Ti}_2\text{Al}_4$  during tensile deformation at the test temperature of 296 K

размере частиц  $\gamma'$ -фазы 18–25 нм (старение при 1073 К в течение 18 и 30 ч) и после 28 % в закаленных монокристаллах и монокристаллах с частицами  $\gamma'$ -фазы размером 3–5 нм (старение при 923 К в течение 4 ч).

Анализ  $\sigma(\epsilon)$ -кривых течения показывает, что выделение частиц  $\gamma'$ -фазы приводит к росту напряжений на пределе текучести  $\sigma_{0,1}$ . При выделении частиц  $\gamma'$ -фазы размером 3–5 нм прирост напряжений  $\sigma_{0,1}$  составляет  $\Delta\sigma_{0,1} = \sigma_{0,1}^{4ч} - \sigma_{0,1}^{зак} = 47$  МПа, а при выделении частиц размером 18–25 нм напряжения увеличиваются на  $\Delta\sigma_{0,1} = \sigma_{0,1}^{18ч} - \sigma_{0,1}^{зак} = 202$  МПа и  $\Delta\sigma_{0,1} = \sigma_{0,1}^{30ч} - \sigma_{0,1}^{зак} = 226$  МПа относительно закаленных монокристаллов. Следует отметить, что близкие значения  $\Delta\sigma_{0,1}$ , наблюдаемые при старении при 1073 К в течение 18 и 30 ч, обусловлены близким размером частиц  $\gamma'$ -фазы 18–25 нм, которые медленно растут с увеличением времени старения при одной температуре в результате замедленной диффузии [15].

### ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Известно, что при выделении когерентных частиц вклад в упрочнение на пределе текучести  $\sigma_{0,1}$  определяется упругими полями напряжений, возникающими из-за несоответствия параметров кристаллических решеток частицы и матрицы, и описывается известным соотношением Герольда – Хаберкорна [19; 20]:

$$\sigma_{0,1} = 3MG|E|^{3/2} \left( \frac{fr}{b} \right)^{1/2}, \quad (1)$$

где  $M=3$  – фактор Тейлора;  
 $G=81000$  МПа при 296 К – модуль сдвига исходной фазы;  
 $E=\Delta a/a_m=26 \cdot 10^{-4}$  – параметр несоответствия матрицы  $a_m$  и частицы  $\gamma'$ -фазы  $a_p$  ( $\Delta a = a_m - a_p$ );

$f$  – объемная доля частиц, оцененная с помощью просвечивающей электронной микроскопии;  
 $r$  – радиус частицы в плоскости скольжения;  
 $b=0,25$  нм – модуль вектора Бюргера полной скользящей дислокации  $a/2\langle 110 \rangle$ .

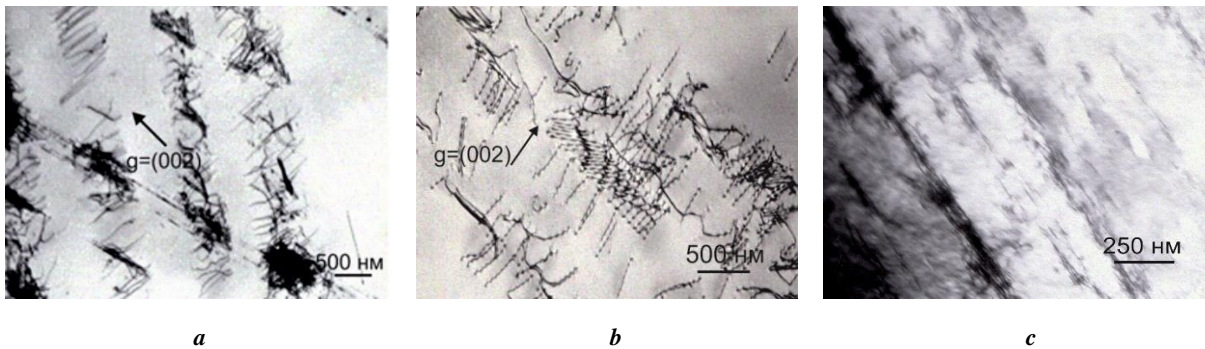
Оценка вклада по соотношению (1) показала, что при размере частиц  $\gamma'$ -фазы 3–5 нм и объемной доле 3 % вклад в упрочнение на пределе текучести  $\sigma_{0,1}$  составляет 53 МПа, он увеличивается до 205 и 227 МПа при размере частиц 18–25 нм и объемной доле 9–11 %. Оцененные по соотношению (1) значения хорошо согласуются с экспериментальными значениями  $\Delta\sigma_{0,1}$  (таблица 1).

В таблице 1 представлены значения коэффициента деформационного упрочнения на линейной стадии  $\theta_{II} = d\sigma/d\epsilon$ , максимального уровня напряжений до разрушения  $\sigma_{max}$  и пластичности  $\delta$ , которые, как и напряжения на пределе текучести  $\sigma_{0,1}$ , зависят от термической обработки. Видно, что  $\theta_{II} = d\sigma/d\epsilon$  и  $\sigma_{max}$  увеличиваются с увеличением размера частиц, а пластичность, напротив, уменьшается относительно закаленных кристаллов. Максимальные значения  $\theta_{II} = d\sigma/d\epsilon$  и  $\sigma_{max}$  и минимальная пластичность наблюдаются после старения при 1073 К в течение 30 ч. Для всех термических обработок различие  $\Delta\sigma_{max}$  превышает прирост напряжений на пределе текучести  $\Delta\sigma_{0,1}$  в 1,3–2,3 раза.

Исследования дислокационной структуры показали, что после закалки и выделения частиц  $\gamma'$ -фазы в [001]-монокристаллах при 296 К развивается планарная структура с плоскими скоплениями дислокаций (рис. 2). В закаленных [001]-монокристаллах ВЭС  $(\text{CoCrFeNi})_{94}\text{Ti}_2\text{Al}_4$  с величиной энергии дефекта упаковки  $\gamma_0=0,035-0,040$  Дж/м<sup>2</sup> планарная структура развивается в результате подавления поперечного скольжения винтовых дислокаций за счет твердорастворного эффекта упрочнения от атомов Al и Ti большего атомного радиуса, чем размер атомов основы ВЭС и ближнего

**Таблица 1.** Механические свойства монокристаллов высокоэнтропийного сплава  $(\text{CoCrFeNi})_{94}\text{Ti}_2\text{Al}_4$  при деформации растяжением при 296 К в зависимости от термической обработки  
**Table 1.** Mechanical properties of single crystals of high-entropy alloy  $(\text{CoCrFeNi})_{94}\text{Ti}_2\text{Al}_4$  during tensile deformation at 296 K depending on thermal treatment

| Обработка     | $\sigma_{0,1}$ , МПа | $\Delta\sigma_{0,1}$ , МПа | $\theta_{II}=d\sigma/d\varepsilon$ , МПа | $\sigma_{\max}$ , МПа | $\Delta\sigma_{\max}$ , МПа | $\delta$ , % |
|---------------|----------------------|----------------------------|--|-----------------------|-----------------------------|--------------|
| Закаленный    | 219                  | –                          | 1100                                     | 690                   | –                           | 50           |
| 923 К × 4 ч   | 266                  | 47                         | 1500                                     | 798                   | 108                         | 43           |
| 1073 К × 18 ч | 421                  | 202                        | 2200                                     | 990                   | 300                         | 30           |
| 1073 К × 30 ч | 445                  | 226                        | 2300                                     | 1004                  | 314                         | 28           |



**Рис. 2.** Дислокационная структура закаленных и состаренных  $[001]$ -монокристаллов высокоэнтропийного сплава  $(\text{CoCrFeNi})_{94}\text{Ti}_2\text{Al}_4$  при деформации растяжением 5 % при 296 К:  
**a** – закаленный; **b** – старение 923 К × 4 ч; **c** – старение 1073 К × 30 ч

**Fig. 2.** Dislocation structure of quenched and aged  $[001]$ -single crystals of a high-entropy alloy  $(\text{CoCrFeNi})_{94}\text{Ti}_2\text{Al}_4$  during tensile deformation of 5 % at 296 K: **a** – quenched; **b** – aging 923 K × 4 h; **c** – aging 1073 K × 30 h

порядка [21], а при выделении частиц  $\gamma'$ -фазы – с дополнительным фактором, связанным с разупрочнением действующей системы при срезании наноразмерных частиц  $\gamma'$ -фазы скользящими дислокациями [12].

При развитии планарной структуры в закаленных и с частицами  $\gamma'$ -фазы  $[001]$ -монокристаллах с увеличением степени деформации происходит образование мультиполей. В монокристаллах с частицами  $\gamma'$ -фазы размером 18–25 нм мультиполи образуются после меньшей степени деформации, чем в закаленных кристаллах. Мультиполи, подобно двойникам, являются препятствиями для движения скользящих дислокаций и приводят к дополнительным эффектам упрочнения по сравнению с дислокационными барьерами. Следовательно, увеличение коэффициента деформационного упрочнения  $\theta_{II}=d\sigma/d\varepsilon$  на линейной стадии в  $[001]$ -монокристаллах связано с зависимостью образования мультиполей от размера частиц или термической обработки.

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. При старении при 923 К в течение 4 ч и при 1073 К в течение 18 и 30 ч монокристаллов высокоэнтропийного сплава  $(\text{CoCrFeNi})_{94}\text{Ti}_2\text{Al}_4$  происходит выделение когерентных наноразмерных частиц  $\gamma'$ -фазы, упорядоченных по типу  $L1_2$ , размером 3–5 и 18–25 нм и объемной долей 3 и 9–11 % соответственно. Частицы  $\gamma'$ -фазы

приводят к росту напряжений на пределе текучести относительно закаленных кристаллов при 296 К на 47 МПа и 202 и 226 МПа после старения при 923 К в течение 4 ч и при 1073 К в течение 18 и 30 ч соответственно.

2. Коэффициент деформационного упрочнения, пластичность и напряжения перед разрушением при растяжении зависят от термической обработки и размера частиц при старении. Максимальные значения  $\theta_{II}=d\sigma/d\varepsilon=2300$  МПа и  $\sigma_{\max}=1004$  МПа и минимальная пластичность 28 % наблюдаются после старения при 1073 К в течение 30 ч.

3. Высокий коэффициент деформационного упрочнения  $\theta_{II}=d\sigma/d\varepsilon=2300$  МПа в  $[001]$ -монокристаллах с размером частиц 18–25 нм после старения при 1073 К в течение 30 ч связан с образованием мультиполей на ранней степени деформации по сравнению с закаленными кристаллами и с кристаллами, содержащими частицы  $\gamma'$ -фазы меньшего размера.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Yeh J.-W., Chen Y.-L., Lin S.-J., Chen S.-K. High-entropy alloys – a new era of exploration // Materials science forum. 2007. Vol. 560. P. 1–9.
2. Древаль Л.А., Агравал П.Г., Турчанин М.А. Высокоэнтропийные сплавы как материалы, имеющие

- в основе множество базовых элементов // Научный Вестник Донбасской государственной машиностроительной академии. 2014. Т. 32. № 1. С. 58–64.
3. Pickering E.J., Jones N.G. High-entropy alloys: a critical assessment of their founding principles and future prospects // *International Materials Reviews*. 2016. Vol. 61. № 3. P. 183–202.
  4. Zhang Y., Zuo T.T., Tang Z., Gao M.C., Dahmen K.A., Liaw P.K., Lu Z.P. Microstructures and properties of high-entropy alloys // *Progress in Materials Science*. 2014. Vol. 61. P. 1–93.
  5. Киреева И.В., Чумляков Ю.И. Пластическая деформация монокристаллов аустенитных нержавеющей сталей и ГЦК-высокоэнтропийных сплавов. Томск: НТЛ, 2018. 200 с.
  6. Gali A., George E.P. Tensile Properties of high- and medium-entropy alloys // *Intermetallics*. 2013. Vol. 39. P. 74–78.
  7. Astafurova E.G., Reunova K.A., Melnikov E.V., Panchenko M.Yu., Astafurov S.V., Maier G.G., Moskvina V.A. On the difference in carbon- and nitrogen-alloying of equiatomic FeMnCrNiCo high-entropy alloy // *Materials Letters*. 2020. Vol. 276. Article number 128183.
  8. Klimova M., Shaysultanov D.G., Semeniuk A., Zhe-rebtsov S., Salishchev G., Stepanov N. Effect of nitrogen on mechanical properties of CoCrFeMnNi high entropy alloy at room and cryogenic temperatures // *Journal of alloys and compounds*. 2020. Vol. 849. Article number 156633.
  9. Zhou Y.J., Zhang Y., Wang Y.L., Chen G.L. Solid solution alloys of AlCoCrFeNiTix with excellent room-temperature mechanical properties // *Applied Physics Letters*. 2007. Vol. 90. № 18. Article number 181904.
  10. Kireeva I.V., Chumlyakov Y.I., Pobedennaya Z.V., Vyrodova A.V., Saraeva A.A. High-strength behavior of the Al<sub>0.3</sub>CoCrFeNi high-entropy alloy single crystals // *Metals*. 2020. Vol. 10. № 9. P. 1–11.
  11. He J.Y., Wang H., Huang H.L., Xu X.D., Chen M.W., Wu Y., Liu X.J., Nieh T.G., An K., Lu Z.P. A precipitation-hardened high-entropy alloy with outstanding tensile properties // *Acta Materialia*. 2016. Vol. 102. P. 187–196.
  12. Kireeva I.V., Chumlyakov Yu.I., Pobedennaya Z.V., Vyrodova A.V. Effect of  $\gamma'$ -phase particles on the orientation and temperature dependence of the mechanical behaviour of Al<sub>0.3</sub>CoCrFeNi high entropy alloy single crystals // *Materials Science and Engineering: A*. 2020. Vol. 772. Article number 138772.
  13. Otto F., Dlouhy A., Somsen Ch., Bei H., Eggeler G., George E.P. The influences of temperature and microstructure on the tensile properties of a CoCrFeMnNi high-entropy alloy // *Acta Materialia*. 2013. Vol. 61. № 15. P. 5743–5755.
  14. Okamoto N.L., Fujimoto S., Kambara Y., Kawamura M., Chen Z.M.T., Matsunoshita H., Tanaka K., Inui H., George E.P. Size effect, critical resolved shear stress, stacking fault energy, and solid solution strengthening in the CrMnFeCoNi high-entropy alloy // *Scientific Reports*. 2016. Vol. 6. Article number 35863.
  15. Zhao Y.Y., Chen H.W., Lu Z.P., Nieh T.G. Thermal stability and coarsening of coherent particles in a precipitation-hardened (NiCoFeCr)<sub>94</sub>Ti<sub>2</sub>Al<sub>4</sub> high-entropy alloy // *Acta Materialia*. 2018. Vol. 147. P. 184–194.
  16. He J.Y., Wang H., Wu Y., Liu X.J., Mao H.H., Nieh T.G., Lu Z.P. Precipitation behavior and its effects on tensile properties of FeCoNiCr high-entropy alloys // *Intermetallics*. 2016. Vol. 79. P. 41–52.
  17. Bönisch M., Wu Y., Sehitoglu H. Hardening by slip-twin and twin-twin interactions in FeMnNiCoCr // *Acta Materialia*. 2018. Vol. 153. P. 391–403.
  18. Abuzaid W., Sehitoglu H. Critical resolved shear stress for slip and twin nucleation in single crystalline FeNiCoCrMn high entropy alloy // *Materials Characterization*. 2017. Vol. 129. P. 288–299.
  19. Gwalani B., Soni V., Lee M., Mantri S.A., Ren Y., Banerjee R. Optimizing the coupled effects of Hall-Petch and precipitation strengthening in a Al<sub>0.3</sub>CoCrFeNi high entropy alloy // *Materials & Design*. 2017. Vol. 121. P. 254–260.
  20. Nembach E. Particle Strengthening of Metals and Alloys. New York: Wiley, 1997. 285 p.
  21. Kireeva I.V., Chumlyakov Y.I., Pobedennaya Z.V., Vyrodova A.V., Kuksgauzen I.V., Kuksgauzen D.A. Orientation and temperature dependence of a planar slip and twinning in single crystals of Al<sub>0.3</sub>CoCrFeNi high-entropy alloy // *Materials Science and Engineering: A*. 2018. Vol. 737. P. 47–60.

## REFERENCES

1. Yeh J.-W., Chen Y.-L., Lin S.-J., Chen S.-K. High-entropy alloys – a new era of exploration. *Materials science forum*, 2007, vol. 560, pp. 1–9.
2. Dreval L.A., Agraval P.G., Turchanin M.A. High entropy alloys as the materials based on variety basic elements. *Nauchnyy Vestnik Donbasskoy gosudarstvennoy mashinostroitelnoy akademii*, 2014, vol. 32, no. 1, pp. 58–64.
3. Pickering E.J., Jones N.G. High-entropy alloys: a critical assessment of their founding principles and future prospects. *International Materials Reviews*, 2016, vol. 61, no. 3, pp. 183–202.
4. Zhang Y., Zuo T.T., Tang Z., Gao M.C., Dahmen K.A., Liaw P.K., Lu Z.P. Microstructures and properties of high-entropy alloys. *Progress in Materials Science*, 2014, vol. 61, pp. 1–93.
5. Kireeva I.V., Chumlyakov Yu.I. *Plasticheskaya deformatsiya monokristallov austenitnykh nerzhavayushchikh staley i GTsK-vysokoentropiynykh splavov* [Plastic deformation of single crystals of austenitic stainless steels and FCC-high entropy alloys]. Tomsk, NTL Publ., 2018. 200 p.
6. Gali A., George E.P. Tensile Properties of high- and medium-entropy alloys. *Intermetallics*, 2013, vol. 39, pp. 74–78.
7. Astafurova E.G., Reunova K.A., Melnikov E.V., Panchenko M.Yu., Astafurov S.V., Maier G.G., Moskvina V.A. On the difference in carbon- and nitrogen-alloying of equiatomic FeMnCrNiCo high-entropy alloy. *Materials Letters*, 2020, vol. 276, article number 128183.
8. Klimova M., Shaysultanov D.G., Semeniuk A., Zhe-rebtsov S., Salishchev G., Stepanov N. Effect of nitrogen on mechanical properties of CoCrFeMnNi high



- entropy alloy at room and cryogenic temperatures. *Journal of alloys and compounds*, 2020, vol. 849, article number 156633.
9. Zhou Y.J., Zhang Y., Wang Y.L., Chen G.L. Solid solution alloys of AlCoCrFeNiTi<sub>x</sub> with excellent room-temperature mechanical properties. *Applied Physics Letters*, 2007, vol. 90, no. 18, article number 181904.
  10. Kireeva I.V., Chumlyakov Y.I., Pobedennaya Z.V., Vyrodova A.V., Saraeva A.A. High-strength behavior of the Al<sub>0.3</sub>CoCrFeNi high-entropy alloy single crystals. *Metals*, 2020, vol. 10, no. 9, pp. 1–11.
  11. He J.Y., Wang H., Huang H.L., Xu X.D., Chen M.W., Wu Y., Liu X.J., Nieh T.G., An K., Lu Z.P. A precipitation-hardened high-entropy alloy with outstanding tensile properties. *Acta Materialia*, 2016, vol. 102, pp. 187–196.
  12. Kireeva I.V., Chumlyakov Yu.I., Pobedennaya Z.V., Vyrodova A.V. Effect of  $\gamma'$ -phase particles on the orientation and temperature dependence of the mechanical behaviour of Al<sub>0.3</sub>CoCrFeNi high entropy alloy single crystals. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, vol. 772, article number 138772.
  13. Otto F., Dlouhy A., Somsen Ch., Bei H., Eggeler G., George E.P. The influences of temperature and microstructure on the tensile properties of a CoCrFeMnNi high-entropy alloy. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61, no. 15, pp. 5743–5755.
  14. Okamoto N.L., Fujimoto S., Kambara Y., Kawamura M., Chen Z.M.T., Matsunoshita H., Tanaka K., Inui H., George E.P. Size effect, critical resolved shear stress, stacking fault energy, and solid solution strengthening in the CrMnFeCoNi high-entropy alloy. *Scientific Reports*, 2016, vol. 6, article number 35863.
  15. Zhao Y.Y., Chen H.W., Lu Z.P., Nieh T.G. Thermal stability and coarsening of coherent particles in a precipitation-hardened (NiCoFeCr)<sub>94</sub>Ti<sub>2</sub>Al<sub>4</sub> high-entropy alloy. *Acta Materialia*, 2018, vol. 147, pp. 184–194.
  16. He J.Y., Wang H., Wu Y., Liu X.J., Mao H.H., Nieh T.G., Lu Z.P. Precipitation behavior and its effects on tensile properties of FeCoNiCr high-entropy alloys. *Intermetallics*, 2016, vol. 79, pp. 41–52.
  17. Bönisch M., Wu Y., Sehitoglu H. Hardening by slip-twin and twin-twin interactions in FeMnNiCoCr. *Acta Materialia*, 2018, vol. 153, pp. 391–403.
  18. Abuzaid W., Sehitoglu H. Critical resolved shear stress for slip and twin nucleation in single crystalline FeNiCoCrMn high entropy alloy. *Materials Characterization*, 2017, vol. 129, pp. 288–299.
  19. Gwalani B., Soni V., Lee M., Mantri S.A., Ren Y., Banerjee R. Optimizing the coupled effects of Hall-Petch and precipitation strengthening in a Al<sub>0.3</sub>CoCrFeNi high entropy alloy. *Materials & Design*, 2017, vol. 121, pp. 254–260.
  20. Nembach E. *Particle Strengthening of Metals and Alloys*. New York, Wiley Publ., 1997. 285 p.
  21. Kireeva I.V., Chumlyakov Y.I., Pobedennaya Z.V., Vyrodova A.V., Kuksgauzen I.V., Kuksgauzen D.A. Orientation and temperature dependence of a planar slip and twinning in single crystals of Al<sub>0.3</sub>CoCrFeNi high-entropy alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 737, pp. 47–60.

## Effect of $\gamma'$ -phase particles on the mechanical behavior and deformation mechanism of (CoCrFeNi)<sub>94</sub>Ti<sub>2</sub>Al<sub>4</sub> high entropy alloy single crystals

© 2021

Anastasia A. Saraeva, postgraduate student of Chair of Metal Physics,  
research engineer of the Laboratory of High-Strength Crystals

National Research Tomsk State University, Tomsk (Russia)

E-mail: Anastasia16-05@yandex.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0812-2323>

**Abstract:** Recently, the interest of researchers has focused on a new FCC class (FCC – face-centered cubic lattice) high-entropy alloys (HEA), due to their unique properties – high values of the strain hardening coefficient, good plasticity, and ductile fracture at low test temperatures. Such a combination of properties in an FCC of HEA is achieved by mixing five or more elements in equal atomic proportions. Due to the strong temperature dependence of stresses at the  $\sigma_{0.1}(T)$  yield point, these alloys have low  $\sigma_{0.1}$  values at temperatures above room temperature, which hinders their practical application. A precipitation hardening is an effective way to achieve high strength and is successfully used for hardening HEA FCC. The paper studied the influence of ageing at 923 K for 4 hours and at 1073 K for 18 and 30 hours on the mechanical behavior of single crystals of (CoCrFeNi)<sub>94</sub>Ti<sub>2</sub>Al<sub>4</sub> (at.%) HEA FCC oriented along the [001] direction under tension. Ageing at 923 K for 4 hours and at 1073 K for 18 and 30 hours leads to the precipitation of  $\gamma'$ -phase particles, the size and volume fraction of which depend on the ageing temperature and time. The  $\gamma'$ -phase particles precipitation leads to an increase in stresses at the yield point from 47 MPa (ageing at 923 K, 4 hours) to 226 MPa (ageing at 1073 K, 30 hours) relative to quenched crystals at 296 K. The study identified the dependence of the strain hardening coefficient, plasticity, and the maximum stress level before fracture on heat treatment. The author discussed the reasons for the growth of stresses at the yield point and the strain hardening coefficient upon precipitation of  $\gamma'$ -phase particles.

**Keywords:** single crystals; high-entropy alloy (CoCrFeNi)<sub>94</sub>Ti<sub>2</sub>Al<sub>4</sub>;  $\gamma'$ -phase particles; slip; tensile deformation.

**Acknowledgments:** The work is financially supported by the RSF grant No. 19-19-00217.

The author expresses gratitude to I.V. Kireeva and Yu.I. Chumlyakov for their assistance in the study results discussion.

The paper was written on the reports of the participants of the X International School of Physical Materials Science (SPM-2021), Togliatti, September 13–17, 2021.

**For citation:** Saraeva A.A. Effect of  $\gamma'$ -phase particles on the mechanical behavior and deformation mechanism of  $(\text{CoCrFeNi})_{94}\text{Ti}_2\text{Al}_4$  high entropy alloy single crystals. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2021, no. 3, pp. 84–90. DOI: 10.18323/2073-5073-2021-3-84-90.