

**ОРИЕНТАЦИОННАЯ И ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОЙ
ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА FeNiCoCrAl_{0,3}**

А.В. Выродова, В.В. Поклонов, З.В. Победенная

Научный руководитель: гл.н.с., д.ф.-м.н. И.В. Киреева, профессор, д.ф.-м.н. Ю.И. Чумляков

Национальный исследовательский Томский государственный университет,

Россия, г. Томск, пр. Ленина 36, 634050

E-mail: wirodowa@mail.ru

**THE ORIENTATION AND TEMPERATURE DEPENDENCE OF THE PLASTIC DEFORMATION
IN SINGLE CRYSTALS OF HIGH ENTROPY ALLOY FeNiCoCrAl_{0,3}**

A.V. Vyrodova, V.V. Poklonov, Z.V. Pobedennaya

Scientific Supervisor: chief researcher, Dr. I.V. Kireeva, Prof., Dr. Yu.I. Chumlaykov

National Research Tomsk State University, Russia, Tomsk, Lenina Str.36, 634050

E-mail: wirodowa@mail.ru

Abstract. *The temperature dependence of flow curves $\sigma(\epsilon)$, plasticity and strain hardening coefficient investigated in [001]- and $[\bar{1} 11]$ -oriented single crystals of FCC HEA FeNiCoCrAl_{0,3} in tension deformation. It is shown that the strain hardening coefficient $\Theta_{II} = d\sigma/d\epsilon$ depends on the crystal orientation, and the value of Θ_{II}/G is less than the value of $\Theta_{II}/G = 4 \times 10^{-3}$ for FCC pure metals and their substitutional alloy in the slip deformation.*

Введение. Традиционное создание новых материалов заключается в легировании одного основного элемента для получения желаемых механических и технологических свойств. В последние годы особый интерес представляет новый класс металлических соединений, в основе которых лежит не менее пяти основных элементов в равных атомных пропорциях. Такие многокомпонентные сплавы получили название высокоэнтропийные из-за наличия в них высокой энтропии смешения [1]. Главной особенностью высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) является образование неупорядоченных твердых растворов преимущественно с гранцентрированной кубической (ГЦК) или объемно-центрированной кубической (ОЦК) решеткой, стабилизация которых обеспечивается высокой энтропией смешения. Основными свойствами этих сплавов является: высокотемпературная прочность, коррозионная стойкость, хорошая низкотемпературная пластичность. 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 [1, 2] и асимметрия механических свойств при растяжении/сжатии [3]. Целью данной работы является исследование ориентационной зависимости пластической деформации на монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0,3} [001] и $[\bar{1} 11]$ ориентаций.

Материалы и методы исследования. 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. Образцы в форме двойной лопатки вырезали на электроискровом станке. Поврежденный поверхностный слой удаляли механической шлифовкой и затем полировали в

электролите 200 мл H_3PO_4 + 50 г CrO_3 . Ориентацию определяли на дифрактометре ДРОН-3М. Поверхность образцов после деформации 5 % исследовали на оптическом микроскопе Keyence. Механические испытания в интервале температур от 77 до 573 К проводили на испытательной машине Instron 5969. Критические скалывающие напряжения вычисляли, используя выражение $\tau_{кр}^{СК} = \sigma_{0,1} \times m_{СК}$ ($\sigma_{0,1}$ – осевые напряжения на пределе текучести, $m_{СК}$ – фактор Шмида для скольжения), $m_{СК} = 0,41$ для [001]-кристаллов, $m_{СК} = 0,27$ для $[\bar{1}11]$ -кристаллов [4].

Результаты эксперимента и их обсуждение. На рис. 1 приведены кривые течения $\sigma(\epsilon)$ для [001]- и $[\bar{1}11]$ -монокристаллов ВЭС $FeNiCoCrAl_{0,3}$ в интервале температур от 203 К до 296 К. Видно, что при

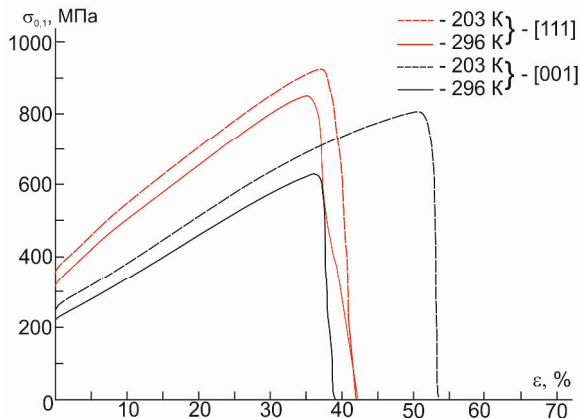


Рис. 1. Кривые течения [001]- и $[\bar{1}11]$ -монокристаллов высокоэнтропийного сплава $FeNiCoCrAl_{0,3}$ (ат. %) при деформации растяжением

всех температурах испытания деформация ϵ развивается в одну линейную стадию. Анализ данных, представленных на рис. 1 и в таблице, показывает, во-первых, с понижением температуры испытания напряжения $\sigma_{0,1}$ и, соответственно, $\tau_{кр}^{СК}$ увеличиваются. При одной температуре испытания $\tau_{кр}^{СК}$ не зависят от ориентации кристалла. Следовательно, в монокристаллах ВЭС $FeNiCoCrAl_{0,3}$ выполняется закон Боаса-Шмида, что является типичным поведением для ГЦК чистых металлов и их сплавов замещения [5].

Таблица

Сравнение механических свойств монокристаллов высокоэнтропийного сплава $FeNiCoCrAl_{0,3}$

Ориентация	$m_{СК}$	$\sigma_{0,1}$, МПа		$\tau_{кр}$, МПа		ϵ , %		σ_{max} , МПа		$\Theta_{II} = d\sigma/d\epsilon$, МПа		$(d\tau/d\epsilon)/G \times 10^{-3}$	
		296 К	203 К	296 К	203 К	296 К	203 К	296 К	203 К	296 К	203 К	296 К	203 К
[001]	0,41	220	250	90	102	37	50	620	800	1200	1300	2,52	2,73
$[\bar{1}11]$	0,27	310	355	84	96	35	37	850	920	1500	1650	1,36	1,5

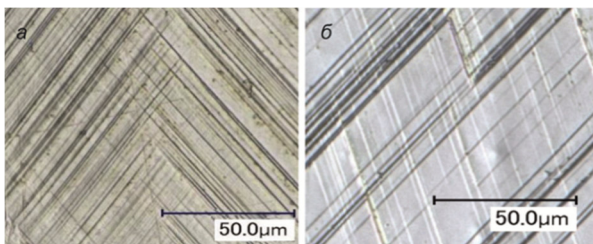


Рис. 2. Металлографическая картина следов скольжения на поверхности монокристаллов высокоэнтропийного сплава $FeNiCoCrAl_{0,3}$ при растяжении: $T_{исп} = 296$ К, $\epsilon = 5$ %, а – [001], б – $[\bar{1}11]$

Во-вторых, пластическое течение в [001]- и $[\bar{1}11]$ -кристаллах с самого начала развивается с высоким $\Theta_{II} = d\sigma/d\epsilon$ в нескольких системах скольжения (рис. 2), поскольку кристаллы ориентированы для множественного сдвига.

Как правило, величина Θ_{II}/G ($G = 80$ ГПа – модуль сдвига 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 4×10^{-3} [5]. Для того чтобы сравнить Θ_{II} монокристаллов ВЭС $FeNiCoCrAl_{0,3}$ с

величиной $\Theta_{II}/G = 4 \times 10^{-3}$ для ГЦК чистых металлов и их сплавов замещения Θ_{II} представили как $(d\tau/d\gamma)/G$ ($\tau = \sigma \times m_{ск} -$ критические скалывающие напряжения при соответствующей сдвиговой деформации $\gamma = \varepsilon/m_{ск}$). Значения $(d\tau/d\gamma)/G$ представлены в таблице, из которой видно, что в монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0,3} $\Theta_{II}/G = (d\tau/d\gamma)/G$ зависит от ориентации кристалла и для одной ориентации слабо зависит от температуры испытания, а по величине оказывается меньше, чем $\Theta_{II}/G = 4 \times 10^{-3}$ для ГЦК чистых металлов и их сплавов замещения. В-третьих, пластичность в [001]- и $[\bar{1}11]$ -кристаллах при $T = 296$ К не зависит от ориентации кристалла и с понижением температуры испытания до 203 К возрастает. В ходе пластической деформации достигаются напряжения разрушения σ_{max} , которые зависят от ориентации кристалла и наибольшие σ_{max} достигаются в кристаллах, ориентированных вдоль $[\bar{1}11]$ направления (рис. 1, таблица). Электронномикроскопические исследования деформированных до 5 % при $T = 296$ К [001]- и $[\bar{1}11]$ -кристаллов ВЭС FeNiCoCrAl_{0,3} показывают, что в них развивается планарная дислокационная структура, состоящая из плоских скоплений дислокаций (рис. 3).

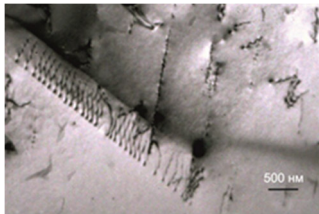


Рис. 3. Дислокационная структура деформированных до 5 % [001]-монокристаллов высокоэнтропийного сплава FeNiCoCrAl_{0,3} при растяжении при $T = 296$ К

Развитие планарной структуры в монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0,3} объясняет развитие пластического течения в этих кристаллах с меньшим Θ_{II}/G , чем $\Theta_{II}/G = 4 \times 10^{-3}$ для ГЦК чистых металлов и их сплавов замещения и увеличение пластичности с понижением температуры испытания.

Заключение. Экспериментальные исследования на монокристаллах [001] и $[\bar{1}11]$ ВЭС FeNiCoCrAl_{0,3} (ат. %) показывают, что пластическое течение при растяжении в них развивается с коэффициентом деформационного упрочнения Θ_{II} , который зависит от ориентации оси кристалла и слабо зависит от температуры испытания в кристаллах одной ориентации. Θ_{II}/G оказывается меньше, чем $\Theta_{II}/G = 4 \times 10^{-3}$ для ГЦК чистых металлов и их сплавов замещения. Физическая причина уменьшения Θ_{II}/G в монокристаллах ВЭС FeNiCoCrAl_{0,3} связана с развитием планарной дислокационной структуры.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ: № 16-19-10193.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ma S.G, Zhang S.F, Qiao J.W., et. al. Superior high tensile elongation of a single-crystal CoCrFeNiAl_{0,3} high-entropy alloy by Bridgman solidification // Intermetallics. – 2014. – V. 54. – P. 104–109.
2. Yasuda H.Y., Shigeno K., Nagase T. Dynamic strain aging of Al_{0,3}CoCrFeNi high entropy alloy single crystals // Scripta Mater. – 2015. – V. 108. – P. 80-83.
3. J. Joseph, N. Stanford, P. Hodgson, et. al. Tension/compression asymmetry in additive manufactured face centered cubic high entropy alloy // Scripta Mater. – 2017. – V. 129. – P. 30-34.
4. Вишняков Я.Д., Бабарэко А.А. Владимиров С.А. и др. Теория образования текстур в металлах и сплавах. – Москва: Из-во Наука, 1979. – 342 с.
5. Бернер Р., Кронмюллер Г. Пластическая деформация монокристаллов. – Москва: Из-во Мир, 1969. – 272 с.