

УДК 669.017.53: [539.411](#)

Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Даниленко Н.И., Копылов В.И
Институт проблем материаловедения НАН Украины

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ

Исследована деформируемость твердых растворов високентропийных сплавов $Fe_{25}Cr_{20}Ni_{20}Co_{10}Mn_{15}Al_{10}$ с ГЦК и $Ti_{25}Zr_{25}Hf_{25}Nb_{12}Ta_{12,5}$ с ОЦК структурой. Показано, что несмотря на высокие прочностные свойства в литом состоянии для данных сплавов присуща технологическая пластичность.

В процессе деформации в високентропийных сплавах происходит формирование наноструктуры, которая существенно повышает прочностные свойства материала. Характер разрушения в исследованных сплавах носит вязкий излом, и они обладают высокими прочностными характеристиками и пластичности в исследованном интервале температур.

Фірстов С.О., Горбань В.Ф., Крапивка Н.О., Даниленко Н.І., Копилов В.І
Институт проблем матеріалознавства НАН України

ВПЛИВ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ

Досліджена деформувальність твердих розчинів високентропійних сплавів $Fe_{25}Cr_{20}Ni_{20}Co_{10}Mn_{15}Al_{10}$ з ГЦК та $Ti_{25}Zr_{25}Hf_{25}Nb_{12}Ta_{12,5}$ з ОЦК структурою. Показано, що не дивлячись на високі характеристики міцності у литому стані для даних сплавів притаманна технологічна пластичність.

В процесі деформації в високентропійних сплавах відбувається формування наноструктури, яка суттєво підвищує характеристики міцності матеріалу. Характер руйнування в досліджених сплавах носить в'язкий злам, і вони володіють високими характеристиками міцності і пластичності в дослідженому інтервалі температур.

Firstov S.A., Gorban V.F., Krapivka N.A., Danilenko N.I., Kopylov V.I.
**THE INFLUENCE OF PLASTIC DEFORMATION ON THE STRUCTURE AND
 PROPERTIES OF HIGH-ENTROPY ALLOYS**

Deformability studied solid solutions high-entropy alloys $Fe_{25}Cr_{20}Ni_{20}Co_{10}Mn_{15}Al_{10}$ FCC alloys and $Ti_{25}Zr_{25}Hf_{25}Nb_{12}Ta_{12,5}$ BCC structure. It is shown that despite the high strength characteristics as cast these alloys have high technological plasticity.

During the deformation occurs in alloys vysokoentropiynyh nanostructure formation which substantially improves the strength characteristics of the material. Fracture behavior in these alloys is tough fracture, and they have high strength and ductility in the temperature range studied.

1. ВВЕДЕНИЕ

Разработка новых конструкционных и функциональных материала с высокими прочностными характеристиками является достаточно важной задачей материаловедения. К таким материалам относятся и новый класс сплавов - высокоэнтропийные сплавы (ВЭС), отличающиеся термодинамической стабильностью механических свойств [1–9]. К данному классу материалов относятся сплавы содержащие 5 и более элементов, при этом атомная концентрация каждого элемента должна находиться в пределах от 5 до 35%. Важно отметить, что при правильном подборе компонентов возникает возможность получать твердые растворы. Такие сплавы имеют высокую энтропию смешения, что приводит к минимизации свободной энергии Гиббса. Пониженная свободная энергия сплава обеспечивает устойчивость твердого раствора при последующей термической обработке. [6-7].

Однако, как показали результаты предварительных исследований [2, 3, 7, 8], большинство высокоэнтропийных сплавов при деформации в интервале температур 20–800 °С разрушаются. Наибольшую способность к деформированию обладают твердые растворы с ГЦК-решеткой и ОЦК-решеткой с электронной концентрацией менее 5,5 эл/ат [10].

Согласно [10, 11] устойчивость различных кристаллических модификаций ВЭСов определяется концентрацией валентных ($s+d$) электронов на атом (C_{sd}). В частности, ОЦК-решетка устойчива в диапазоне $C_{sd} = 4,25-7,2$. Выше электронной концентрации 7,4 эл/ат устойчивой является фаза с ГЦК-структурой. Решетка, содержащая атомы с разным радиусом существенно искажает решетку. К особенностям ВЭСов можно также отнести необычно высокое упрочнение а отношении твердости к контактному модулю Юнга (H/E_r) находится на уровне соответствующему наноструктурному состоянию для обычных сплавов.

Целью данной работы являлось исследование влияния деформирования на фазовый состав, механические свойства и характер разрушения многокомпонентных ВЭСов в широком интервале температур.

Материалы и методы испытаний и исследований

Сплавы изготавливались в вакуумно-дуговой печи МИФИ-9 переплавом шихты массой 100 г в атмосфере очищенного аргона нерасходуемым вольфрамовым электродом на медной водоохлаждаемой подине. Слитки переплавлялись 6-7 раз для гомогенизации состава, и расплав охлаждался со скоростью 80-100 К/с.

При выборе состава ВЭСа на основе ОЦК решетки мы исходили из того, что склонностью к деформированию обладают твердые растворы с электронной концентрацией от 4,25 до 6 эл/ат.

Для сплавов ВЕС на основе ГЦК решетки которые обладают пластичностью нами были выбраны сплавы в диапазоне C_{sd} от 8 до 8,7 эл/ат.

Также нами исследована склонность к деформации сплава ВЕС содержащего два твердых раствора на основе ГЦК и ОЦК решеток ($Fe_{25}Cr_{20}Ni_{20}Co_{10}Mn_{15}Al_{10}$) с $C_{sd}=7,2$.

В табл. 1 представлены характеристики исследованных сплавов в исходном литом состоянии.

Таблица 1.

Характеристики исследованных сплавов в исходном литом состоянии.

Состав	Содержание фаз, %	H, ГПа	E_r , ГПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	H/ E_r	C_{sd}
$Ti_{25}Zr_{25}Hf_{25}Nb_{12,5}Ta_{12,5}$	ОЦК	4,1	85	1180	32,0	0,048	4,3
$TiVZrNbHfTaCrW$	ОЦК	5,6	120	970	8,6	0,046	4,8
VWCrMoTa	ОЦК	6,6	157	1750	2,4	0,042	5,6
CrMnFeCoNi ₂ Cu	ГЦК	2,6	125	820	31,4	0,021	8,7
CrMnFeCoNi	ГЦК	1,9	114.	320	36,2	0.016	8,0
$Fe_{25}Cr_{20}Ni_{20}Co_{10}Mn_{15}Al_{10}$	ОЦК-35,6 ГЦК-64,4	4,5	135	1250	21,0	0,033	7,2

В работе использованы следующие методы исследования и испытания: рентгенофазовый анализ (дифрактометр ДРОН-УМ1 в монохроматическом Cu K α излучении); растровая электронная микроскопия в сочетании с рентгеновским микроанализатором INCA (Superprobe-733; диаметр электронного пучка 0,7 нм); Структуру сплавов исследовали с помощью электронного микроскопа JEM-2100F с раздельной способностью 0,1 нм. Микроанализатор INCA позволяет проводить точечный количественный и качественный микроанализ от 5-го до 92-го элемента, а также строить карты распределения элементов соответственно с программным обеспечением Oxford Instrument; низкотемпературное (T=20 °C). Автоматическое микроиндентирование проводилось на приборе «Микрон-гамма» пирамидой Берковича при нагрузке до 0,3 Н. Определение твердости (H_{IT}) и приведенного модуля упругости (E_r) проводили в соответствии с ISO 14577-2002. E – расчетный модуль упругости с учетом того, что коэффициент Пуассона высокоэнтропийного сплава равен 0,25; H/ E_r – характеристика нормированной твердости, показатель структурного состояния материала; ϵ_{es} – характеристика упругой деформации материала при индентировании со степенью деформации задаваемой углом заточки индентора (в нашем случае 9,8 %); $\sigma_{es}=\epsilon_{es} E$ – величина предела текучести выше которой при индентировании начинается пластическое течение материала [16, 17].

Высокотемпературное (T=20-900 °C) индентирование пирамидой Виккерса осуществлялось при нагрузке 1 Н; одноосное растяжение в интервале температур от – 193 до 800 °C со скоростью деформации 1 10⁻⁴ мм/мин.

Прокатку литого металла осуществляли на стане ДУО-500 при комнатной температуре со степенью деформации за один проход порядка 15-20 %.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Как видно из табл. 1 ВЕС с ОЦК решеткой в литом состоянии обладали достаточно высокими характеристиками прочности. Так для элементов входящих в состав сплава $Ti_{25}Zr_{25}Hf_{25}Nb_{12,5}Ta_{12,5}$ характеристики прочности на уровне 1100 МПа могут быть достигнуты только в наноструктурном состоянии. Это подтверждает и отношение H/E_r , которое составляет 0,048. Такие отношения H/E_r характерны для чистых металлов и сплавов в наноструктурном состоянии [16, 17].

Выбранные высокоэнтропийные сплавы на основе твердых растворов с ГЦК и ОЦК-решеток обладали высокой деформационной способностью и легко выдерживал многократную деформацию на воздухе с разовой степенью 15-20 %. Сплав ВЕС содержащий два твердых раствора на основе ГЦК и ОЦК решеток оказался менее пластичным и после суммарной деформации более 80 % на боковых поверхностях прокатанного металла появлялись трещины.

Благодаря высоким характеристикам пластичности сплав $Ti_{25}Zr_{25}Hf_{25}Nb_{12,5}Ta_{12,5}$ был продеформирован на суммарную степень 90 % без промежуточных отжигов. Как показали структурные исследования, деформированный материал обладал ячеистой структурой с высокой плотностью дислокаций, однако существенного увеличения характеристик прочности не наблюдается (табл. 1). Подобная зависимость наблюдалась в работе [18]. Отжиг деформированного материала при температуре $0,65 T_{пл}$ несколько снизил характеристики прочности материала до 1020 МПа при 273 К.

Таблица. 2.

Влияние структурного состояния и температуры испытаний на предел текучести (МПа) высокоэнтропийного сплава $Ti_{25}Zr_{25}Hf_{25}Nb_{12,5}Ta_{12,5}$.

Состояние	$T_{исп.}, K$					
	77	240	273	373	673	873
Литой			1180	1100	950	450
Прокат 90 % деф.	1825	1340	1220	1186	1090	470
Прокат + отжиг 1100 С-2 часа.			1050	1020	1000	500

В высокоэнтропийных сплавах, как и в других материалах при снижении температуры испытаний наблюдается повышение предела текучести и при температуре испытаний 77 К в исследуемом сплаве $Ti_{25}Zr_{25}Hf_{25}Nb_{12,5}Ta_{12,5}$ он достигает значений 1825 МПа (табл. 2). При этом пластичность материала наблюдалась во всем исследованном интервале температур от 77 до 873 К (рис. 1). Характерный излом сплава $Ti_{25}Zr_{25}Hf_{25}Nb_{12,5}Ta_{12,5}$ после испытаний литого материала на разрыв при 273 К представлен на рис. 2а.

Следует также обратить внимание на высокий уровень упругой деформации присущий высокоэнтропийным сплавам. Так при пределе текучести в 1825 МПа и модуле упругости 78 ГПа характеристики упругой деформации достигают значений более 2 % при наличии следов пластичности. Подобные характеристики упругости наблюдаются только в аморфных материалах.

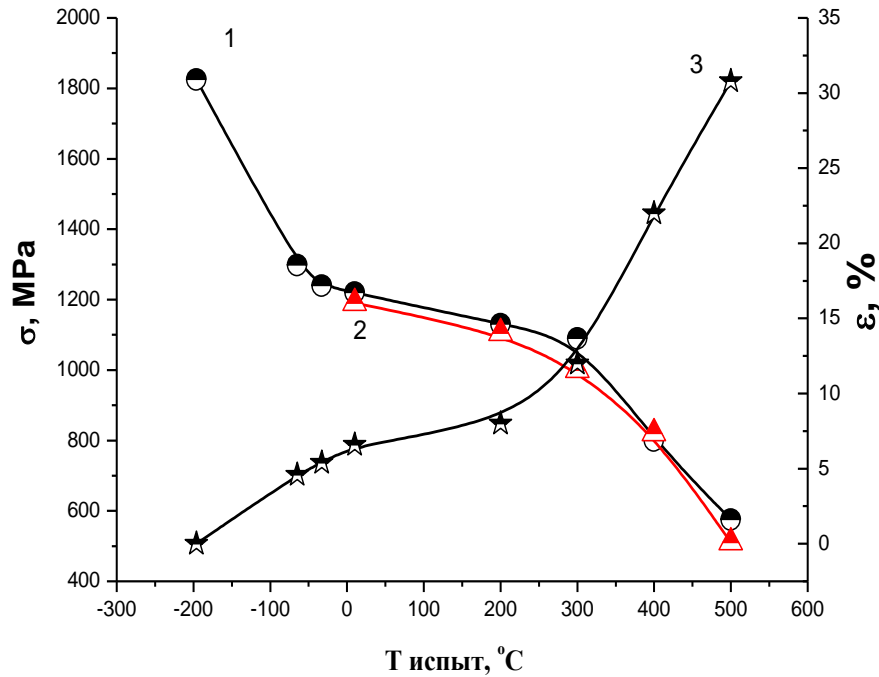


Рис. 1. Влияние температуры и структурного состояния на механические свойства сплава $Ti_{25}Zr_{25}Hf_{25}Nb_{12}Ta_{12}$. 1- $\sigma_{0,2}$ при 90 % деформации; 2- $\sigma_{0,2}$ литой; 3- ϵ при 90 % деформации.

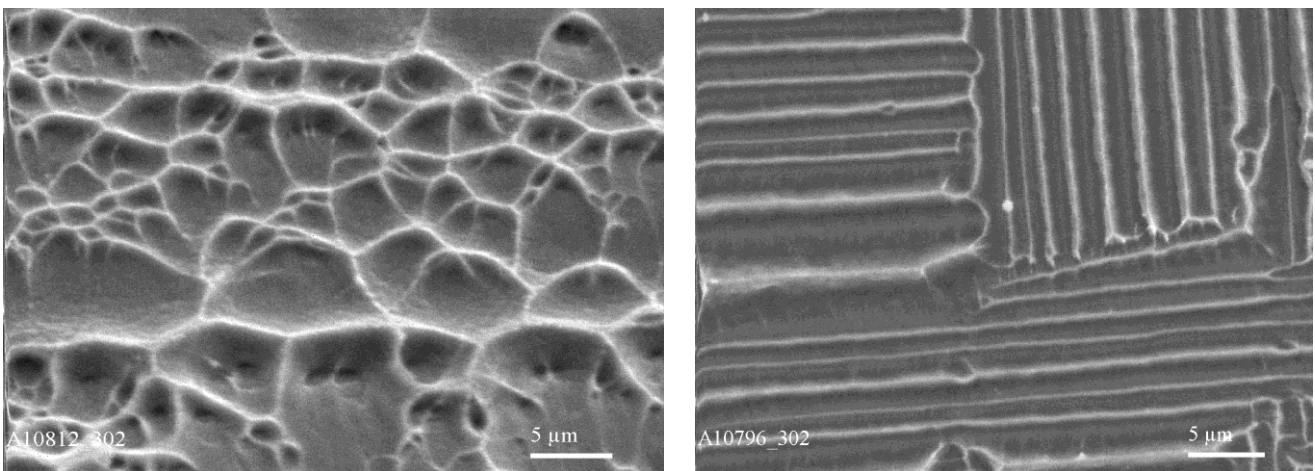


Рис. 2. Структура поверхности разрушения сплава $Ti_{25}Zr_{25}Hf_{25}Nb_{12}Ta_{12,5}$: а- при температуре 273 К; б- при температур 77 К

Как видно из рис. 1 исследованный сплав начинает существенно снижать характеристики прочности выше температур 300 °С. Добавление в ВЕС ОЦК тугоплавких элементов (сплав $TiVZrNbHfTaCrW$) существенно повышает температуру снижения прочностных свойств, что связано с задержкой перехода к диффузионным механизмам перемещения дислокаций (рис. 3).

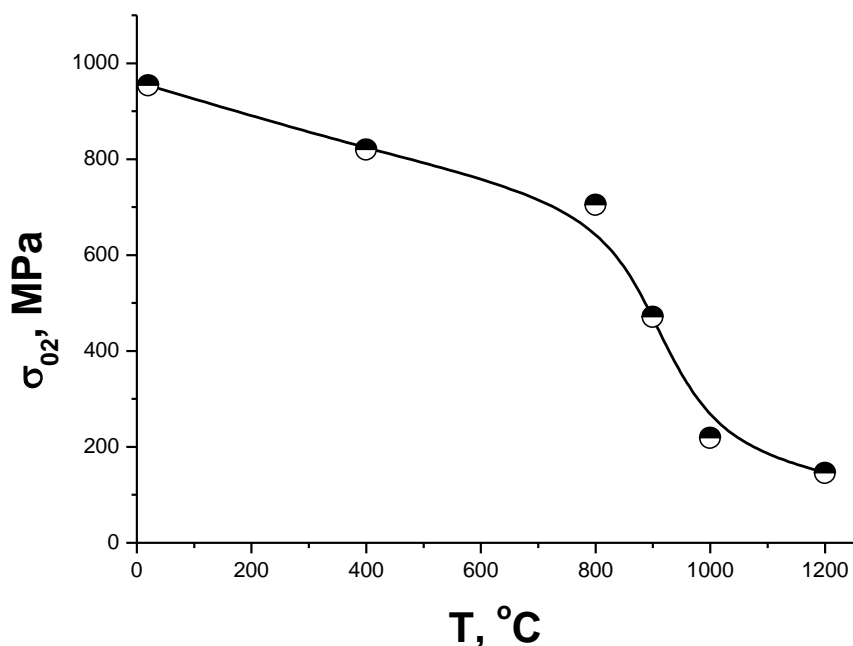


Рис. 3. Влияние температуры на предел текучести сплава TiVZrNbHfTaCrW

Достаточно высокие характеристики прочности и термостабильности демонстрирует сплав VWCrMoTa в деформированном состоянии на 40 % (рис. 4). Характеристики твердости при нагрузке 1 кг остаются стабильными на уровне 5,5-5,2 ГПа в температурном интервале 400-1000 °С. Выдержка под нагрузкой при 923 °С в течении 60 минут не повлияла на характеристики твердости. И только после выдержки 30 минут при температуре 973 °С наблюдается снижение характеристик твердости (рис. 4).

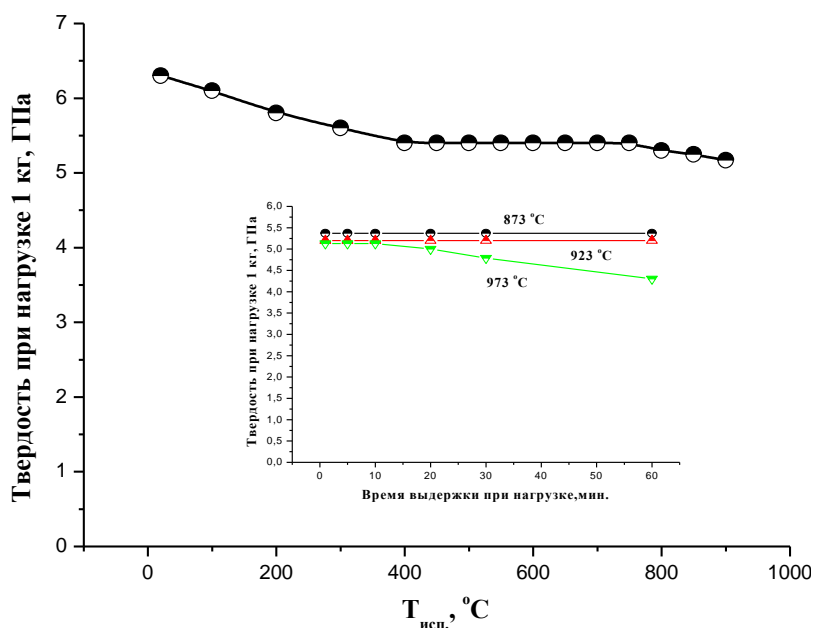


Рис. 4. Влияние температуры и времени выдержки на характеристики твердости сплава VWCrMoTa в деформированном состоянии.

Известно, что сплавы на основе ГЦК решетки обладают большей пластичностью, но менее прочны.

В табл. 3 приведены данные изменения физико-механических характеристик сплава CrMnFeCoNi₂Cu в зависимости от степени деформирования прокаткой при комнатной температуре.

Таблица 3.

Влияние степени деформации на физико-механических характеристик сплава CrMnFeCoNi₂Cu

Состояние	H _{ГТ} , ГПа	H/E _r	E _r , ГПа	ε _{es} , %	σ _{es} , ГПа
литое	2,6±0,2	0,021	122±3	0.70	0.934
деформация- 50%	4,5±0,2	0,033	135±5	0.91	1.331
деформация -70 %	4,6±0,2	0,033	138±5	1.01	1.511
деформация -80 %	5,5±0,3	0,039	138±5	1.17	1.588
деформация -90 %	6,0±0,3	0,042	137±5	1.19	1.611
деформация -99,9%	6,1±0,3	0.044	138±5	1.25	1.672
деформация -90 %+ отжиг 1173 К-2 часа	5,2±0,3	0,040	128±4	1,21	1,543

Из приведенных данных в табл. 3 видно, высокоэнтропийный сплав CrMnFeCoNi₂Cu на основе ГЦК решетки в отличии от ОЦК высокоэнтропийного сплава склонен к существенному упрочнению при деформации прокаткой, что выражается в значительном росте характеристик прочности. Если для литого материала характерны значения твердости на уровне 2,6 ГПа, то с ростом уровня деформация твердость увеличивается и при деформации выше 90 % становится больше 6,0 ГПа. Модуль упругости изменяется незначительно.

Структура сплава при деформации претерпевает существенные изменения и становится близкий к наноструктурному состоянию (рис. 5) что объясняет столь высокие характеристики прочности (табл. 3).

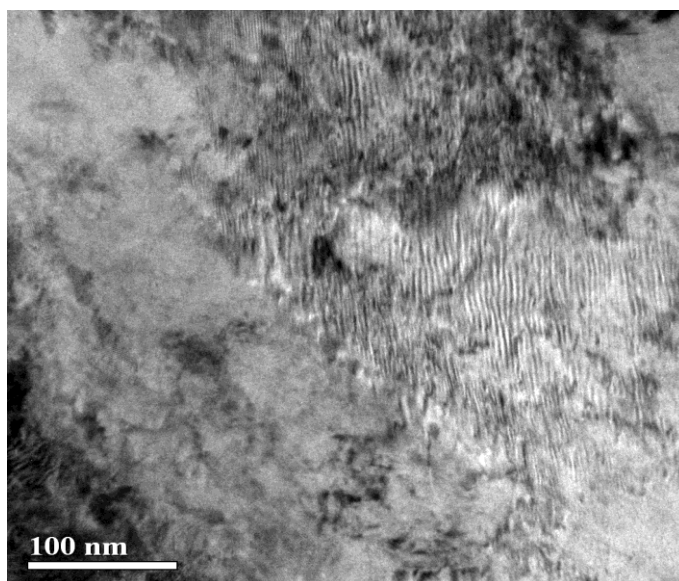


Рис. 5. Структура высокоэнтропийного сплава CrMnFeCoNi₂Cu после деформации на 99 %.

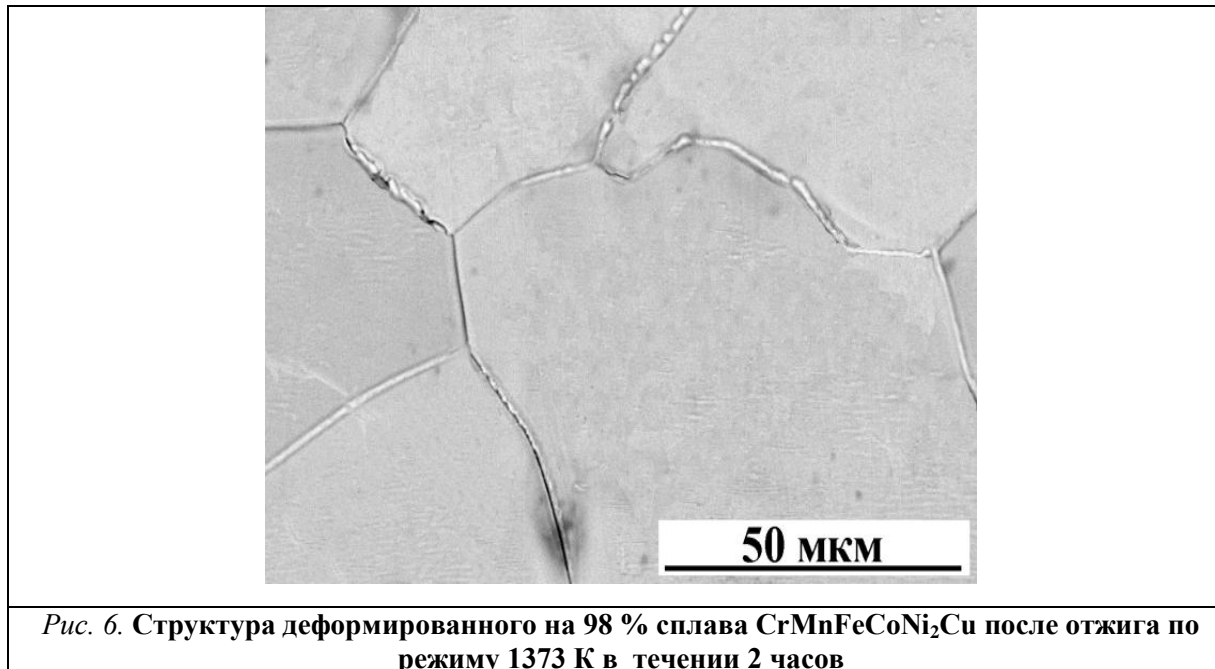
Как показал рентгенофазовый анализ, при деформации сплава CrMnFeCoNi₂Cu происходит перераспределение фаз, что хорошо видно из табл. 4.

Таблица 4. Влияние деформации на фазовый состав, периоды решетки и коэффициент текстуры фаз сплава CrMnFeCoNi₂Cu.

Состояние	ГЦК1			ГЦК2			a _{уср.} , нм	a _{теор.} , нм
	%	a _{эксп.} , нм	τ*	%	a _{эксп.} , нм	τ*		
литой	36,5	0,3633	(0,50) ₂₀₀	63,5	0,3597	(0,58) ₂₀₀	0,3610	0,3557
50 % деф	12,6	0,3635	(0,39) ₂₀₀	87,4	0,3589	(0,54) ₂₀₀	0,3594	
70% деф	12,4	0,3641	(0,47) ₂₀₀	87,6	0,3598	(0,61) ₂₀₀	0,3592	
80% деф	11,6	0,3635	(0,35) ₂₂₀	88,4	0,3586	(0,46) ₂₂₀	0,3591	
90% деф	11,4	0,3634	(0,30) ₂₂₀	88,6	0,3595	(0,37) ₂₂₀	0,3593	
98% деф	4,0	0,3628	(<0,1) ₂₂₀	96,0	0,3590	(<0,1) ₂₂₀	0,3591	
90% деф+отжиг 1373 К 2ч	35,0	0,3630		65,0	0,3591		0,3604	

* коэффициент и ось текстуры

С увеличением степени деформации количество фазы ГЦК1 уменьшается с 36,5 до 4,0 % а содержание фазы ГЦК2 увеличивается соответственно. При деформации сплава происходит некоторое уменьшение периода решетки, что сопровождается увеличением модуля упругости. Так если для литого состояния усредненный период решетки равен 0,3610 нм, то для деформированного на 98 % усредненный период решетки снизился до 0,3591 нм. Отжиг деформированного металла при температуре 1373 К в течении 2 часов привел сплав в состояние близкое к литому (рис. 6).



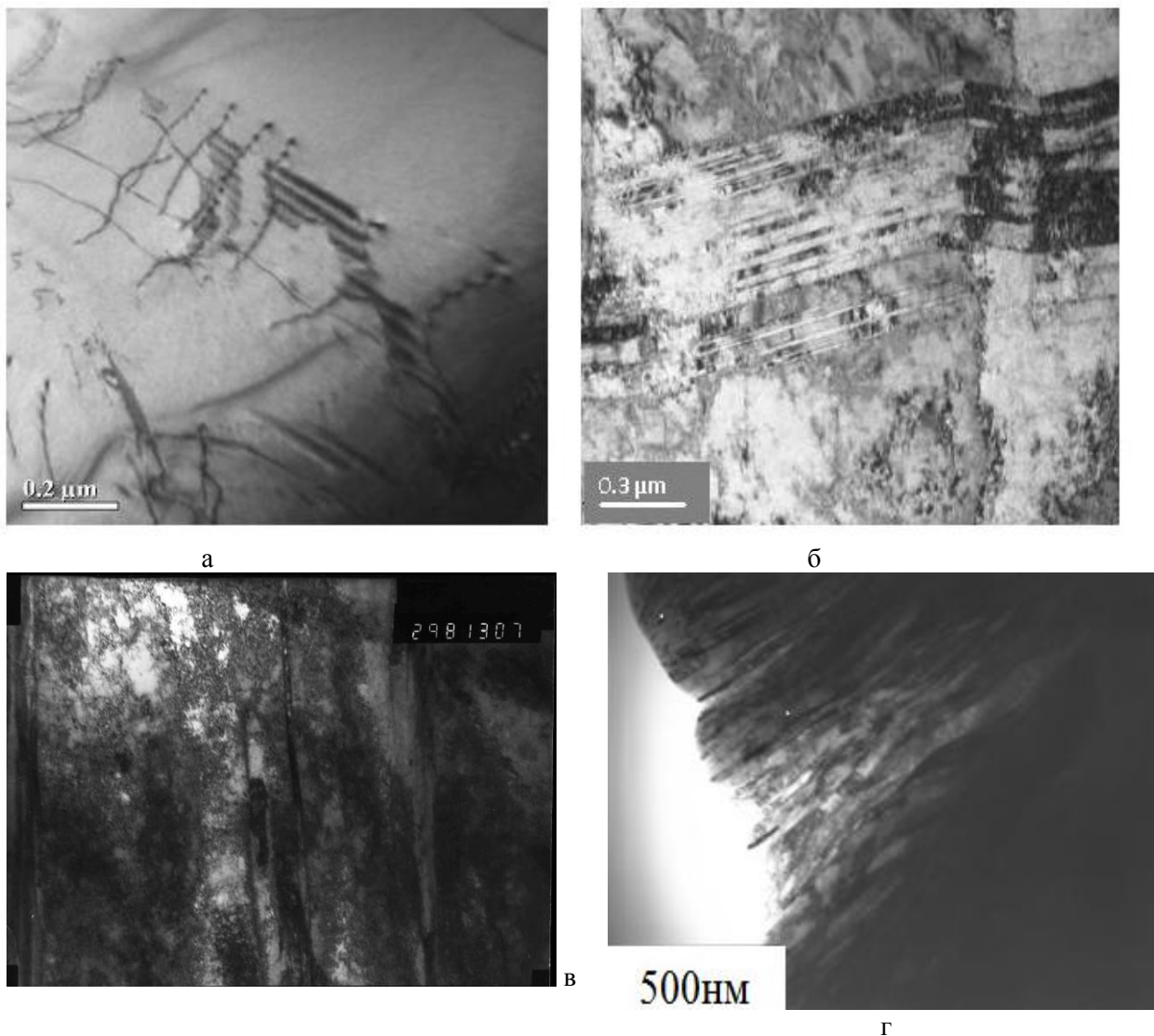
Еще более высокий уровень упрочнения наблюдается при деформации сплава на основе твердого раствора с ГЦК решеткой CrMnFeCoNi. Данный сплав достаточно пластичный и выдержал деформацию прокаткой на степень 99,9 % без промежуточных отжигов. При этом твердость сплава увеличилась с 1,9 ГПа в литом состоянии до 5,9 ГПа после деформации 99,9 % (табл. 5).

Таблиця 5.

**Влияние степени деформации на физико-механические характеристики ВЕС
CrMnFeCoNi на основе твердого раствора з ГЦК решеткой**

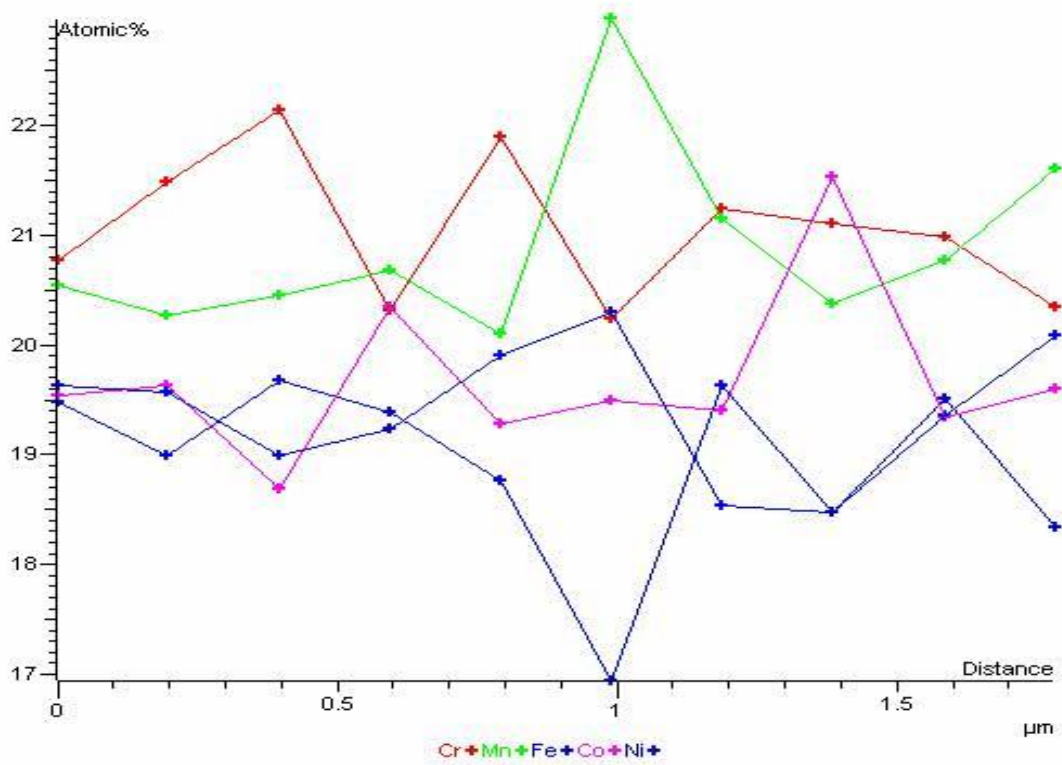
Состояние	H_{IT} ГПа	H/E_f	E_f , ГПа	E , ГПа	ε_{es} %	σ_{es} ГПа
Исходное литое	1.9	0.016	114.	122.	0.50	0.610
Деформация 50%	3.1	0.024	125.	135.	0.75	0.989
Деформация 98 %	5.1	0.048	125.	135.	1.17	1.550
Деформация 99 %	5.5	0.051	125.	135.	1.21	1.630
Деформация 99,9 %	5.9	0.053	127.	140.	1.24	1.734
Отжиг 1000-2ч	2.1	0.018	115.	123.	0.55	0,672

На рис. 7 представлена структура ВЕС CrMnFeCoNi в зависимости от степени деформации

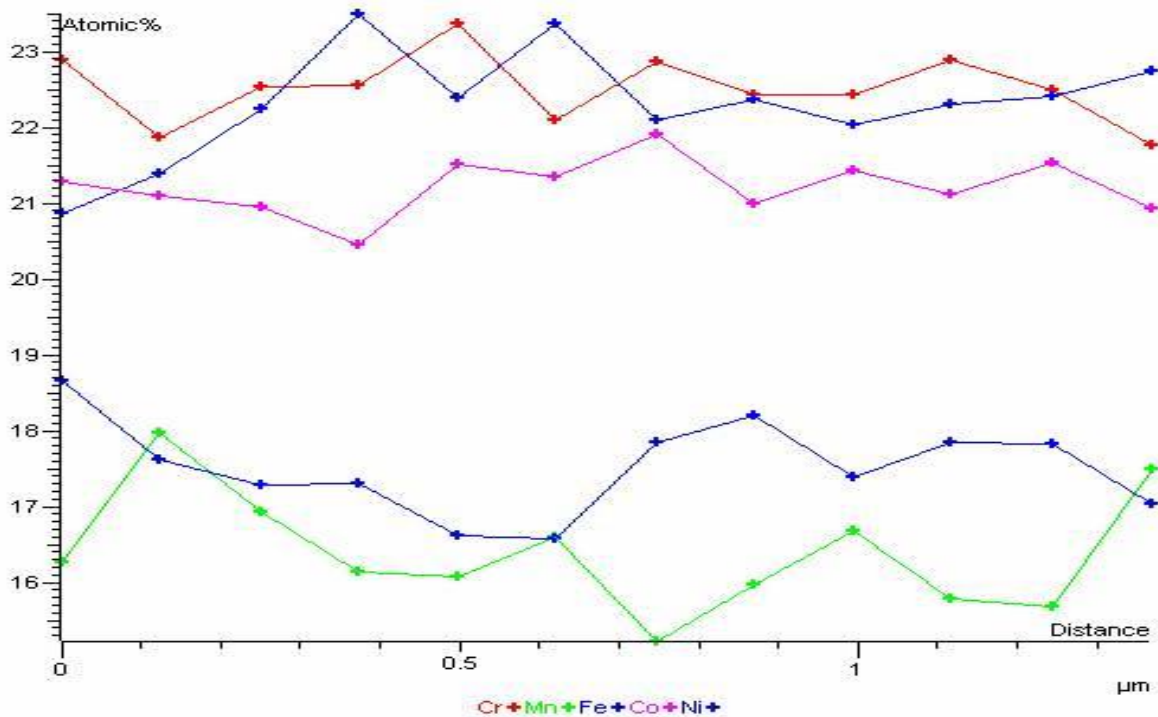


**Рис. 7 Структура ВЕС CrMnFeCoNi в зависимости от степени деформации.
а-5%; б-20%; в-50%; г-99,9%.**

Из представленных на рис. 7 структур видно, что с увеличением степени деформации увеличивается плотность дислокаций, и формируются ячеистая структура, которая при степенях деформации выше 90 % имеет размер менее 100 нм. Высокие степени деформации способствуют и выравниванию химического состава в ВЕС, что хорошо видно на рис. 8.



a



б

Рис. 8. Распределение химического состава в сплаве CrMnFeCoNi в зависимости от степени деформации. а-40%; б-99,9 %.

Проведенные испытания на растяжение сплава CrMnFeCoNi в зависимости от степени деформации подтвердили высокий уровень упрочнения данного сплава в зависимости от степени деформации (рис. 9).

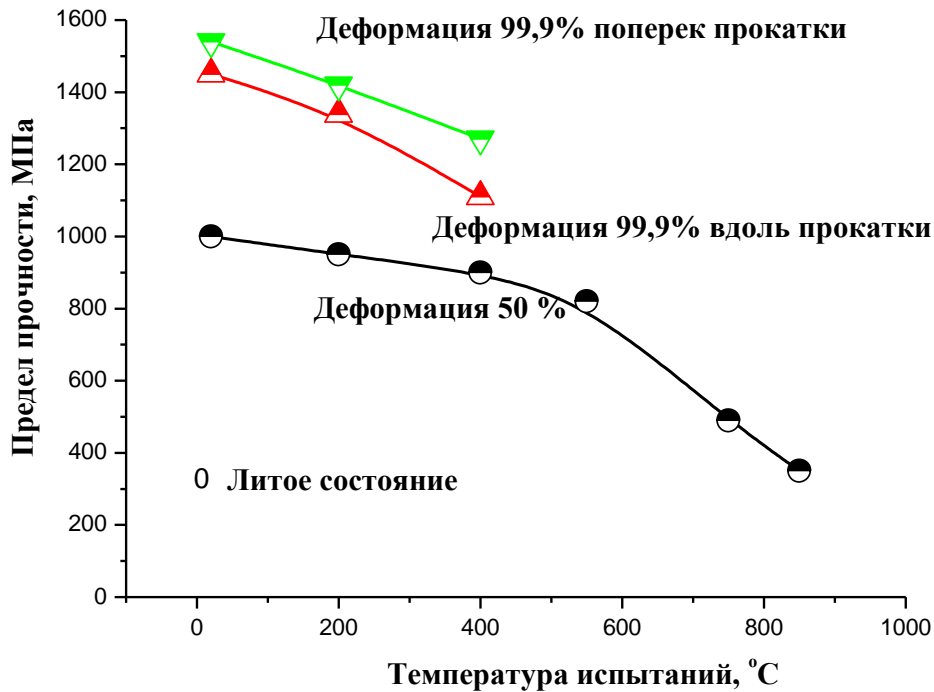


Рис. 9. Влияние температуры испытаний и степени деформации на предел прочности сплава CrMnFeCoNi.

Для твердых растворов на основе ГЦК решетки предела прочности на уровне 1500-1600 МПа является достаточно высоким. Деформация позволила повысить предел прочности почти в 5 раз.

Как показали эксперименты уже при небольших степенях деформации высокоэнтропийного сплава $Fe_{25}Cr_{20}Ni_{20}Co_{10}Mn_{15}Al_{10}$ отмечается изменением характеристик твердости и фазового состава (табл. 6).

Данные табл. 6 показывают, что уже деформация на 40% существенно повысила твердость с 4,5 до 5,7 ГПа, при этом повышается содержание ГЦК фазы, наблюдается переход δ -ОЦК в обычную ОЦК фазу и несколько снизилось ее содержание в сплаве с 35,64 до 24,52 ат.%. Дальнейшая деформация материала до 75% сопровождается увеличением твердости материала до 7,0 ГПа и снижения содержания ОЦК фазы до 21,35 ат.%. Как отмечается в работе [10] для высокоэнтропийных сплавов, с электронной концентрацией в пределах 7,2-7,7 большая вероятность существования ОЦК и ГЦК твердых растворов за счет незначительного перераспределения химического состава.

Таблица 6.

Фазовый состав и физико-механические характеристики сплава $Fe_{25}Cr_{20}Ni_{20}Co_{10}Mn_{15}Al_{10}$ в зависимости от степени деформации

Фазовый состав и соотношения фаз	Литое состояние		Деформация 40%		Деформация 75%		Деформация +отжиг 1100 С-3 ч	
	ГЦК, ат.%	δ -ОЦК, ат.%,	ГЦК, ат.%	ОЦК, ат.%	ГЦК, ат.%	ОЦК, ат.%	ГЦК, ат.%	ОЦК, ат.%
	64,36	35,64	75,48	24,52	78,65	21,35	53,39	46,61
a, нм	0,3621	0,2881	0,3623	0,2890	0,3633	0,2890	0,3592	0,2881
H, ГПа	4,5		5,7		7,0		3,4	
E _r , ГПа	137		136		137		136	
H/E _r	0,032		0,042		0,051		0,025	

В исследованном сплаве C_{cd} равна 7,45 ел / ат. Наличие двух фаз в данном сплаве хорошо иллюстрируется распределением элементов в структуре деформованого на 75% и отожженного по режиму 1100 °С 2 час сплава $Fe_{25}Cr_{20}Ni_{20}Co_{10}Mn_{15}Al_{10}$ (рис. 10, табл. 7). Химический состав, и расчетное C_{cd} в точках анализа (рис. 10) представлена в табл. 7.

Многочисленными исследованиями [1,2,9,10] показано, что для ВЕС с C_{cd} выше 7,3 ел / ат. отмечается формирование твердого раствора на основе ГЦК решетки. А твердые растворы на основе ОЦК решетки формируются в диапазоне C_{cd} равном 4,4-6,8 эл/ат. Таким образом, можно утверждать, что на рис. 10 представлены зерна состоящие из твердых растворов на основе ОЦК и ГЦК решеток

Таблиця 7.

Распределение элементов в точках анализа сплава $Fe_{25}Cr_{20}Ni_{20}Co_{10}Mn_{15}Al_{10}$ деформованого на 75% и отожженного по режиму 1100 °С 2 час (метки спектров на рис 7).

Спектр	Al	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	C_{cd}	Тип фазы
1	31.65	6.49	13.80	9.08	7.83	31.15	6,8	ОЦК
2	2.03	45.89	9.42	31.38	7.66	2.65	6,7	ОЦК
3	6.51	21.43	14.75	28.88	11.40	16.41	7,4	ГЦК
4	7.07	21.54	15.63	28.53	11.11	16.13	7,4	ГЦК

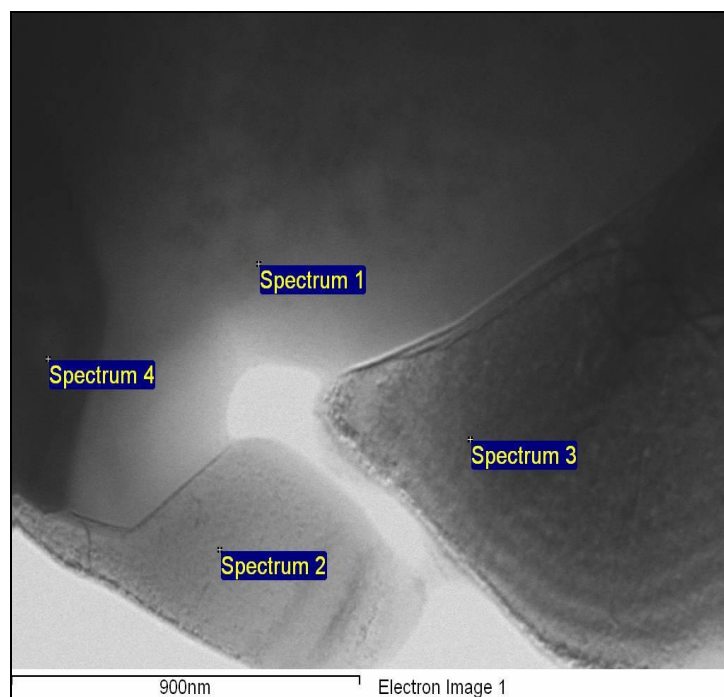


Рис. 10. Структура сплава $Fe_{25}Cr_{20}Ni_{20}Co_{10}Mn_{15}Al_{10}$ деформованого на 75% и отожженного по режиму 1100 °С 2 час.

Для данного сплав деформация также приводит к существенному повышению характеристик прочности. На рис. 11 представлены данные высокотемпературной твердости сплава $Fe_{25}Cr_{20}Ni_{20}Co_{10}Mn_{15}Al_{10}$ в литом и деформированном состоянии.

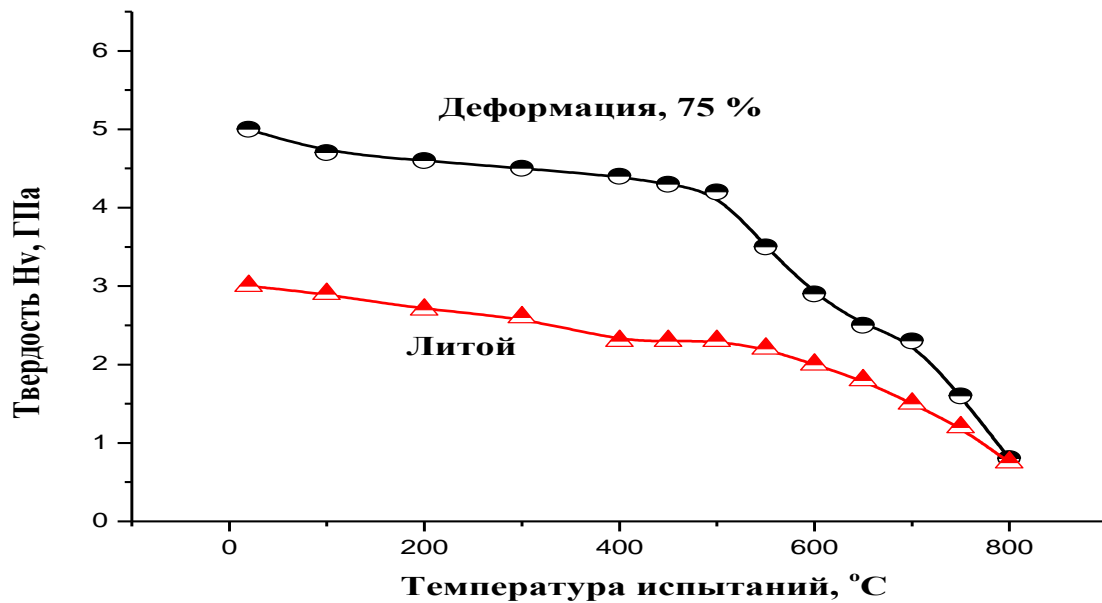


Рис. 11. Залежність характеристик твердості при нарузці в 10 Н від температури випробувань сплаву $\text{Fe}_{25}\text{Cr}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{10}\text{Mn}_{15}\text{Al}_{10}$ в литом і деформованому на 75% стані.

Представлені дані показують, що даний сплав зберігає високі значення твердості в деформованому стані на рівні 4,2 ГПа до 500 °С, що становить порядку 0,45 $T_{пл}$. Пластична деформація дозволила в 1,5 рази підвищити характеристики твердості даного сплаву.

ВИВОДИ.

Показано, що досліджані високоентропійні сплави, незважаючи на високі характеристики міцності в литому стані, схильні до деформації прокаткою при кімнатній температурі на 90 % і вище.

Установлено, що високоентропійні сплави на основі ГЦК решітки схильні до суттєвого упрочнення при деформації, що виражається в значному зростанні характеристик міцності. Деформація дозволила підвищити межу міцності сплаву CrMnFeCoNi з 350 до 1600 МПа.

Сплав $\text{CrMnFeCoNi}_2\text{Cu}$ підвищив твердість з 2,6 до 6,1 ГПа без суттєвого змінення контактної модуля пружності. Даний сплав має характеристики міцності на рівні 320 МПа при 1123 К і 1050 МПа при 273 К.

Для високоентропійного сплаву з електронною концентрацією 4,25 ел/ат не відзначено впливу змінення структурного стану при деформації на характеристики міцності, однак характеристики міцності на розтягнення при кімнатній температурі знаходяться на рівні порядку 1200 МПа.

Виявлено, що для досліджаних сплавів на основі ОЦК і ГЦК решіток характерно в'язке руйнування в інтервалі кімнатних температур і вище.

Двох компонентний сплав $\text{Fe}_{25}\text{Cr}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{10}\text{Mn}_{15}\text{Al}_{10}$ уже деформація на 40% суттєво підвищила твердість з 4,5 до 5,7 ГПа, при цьому підвищується вміст ГЦК фази, спостерігається перехід δ -ОЦК в звичайну ОЦК фазу і незначно знизилась її вміст в сплаві з 35,64 до 24,52 ат.%. Далі деформація матеріалу до 75% супроводжується збільшенням твердості матеріалу до 7,0 ГПа і зменшення вмісту ОЦК фази до 21,35 ат.%

ЛИТЕРАТУРА

1. W.-Y. Tang et al., "Microstructure and Mechanical Performance of Brand-New $\text{Al}_{0.3}\text{CrFe}_{1.5}\text{MnNi}_{0.5}$ High-Entropy Alloys" // *Advanced Engineering Materials*, 2009, No. 10, p.788-794,

- 2.С. А. Фирстов, Т. Г. Рогуль, Н. А. Крапивка, С. С. Пономарев и др. Твердорастворное упрочнение высокоэнтропийного сплава AlTiVCrNbMo // *Деформация и разрушение материалов*. 2013, № 2, с.9-16.
- 3.О. N. Senkov, G. B. Wilks., D. B. Miracle, et al. Refractory high-entropy alloys // *Intermetallics*. 2010, V 18, P. 1758—1765.
- 4.Chen Min-Rui, LIN Su-Jien, YEN Jien-Wei, and et. al. Microstructure and properties of Al_{0.5}CoCrCuFeNiTi_x(x = 0-2.0) high-entropy alloys// *Materials transactions* 2006, vol. 47, pp. 1395-1401
- 5.Yang X, Zhang Y, Liaw P.Y Microstructure and Compressive Properties of TiZrNbMoV_x High-entropy Alloys//*Procedia Engineering* 2012, P.292-298
- 6.С.А Фирстов., В.Ф Горбань., Н.А Крапивка., Э.П. Печковский Упрочнение и механические свойства литых высокоэнтропийных сплавов//*Композиты и Наноматериалы*, 2011, №2, С. 5-20.
- 7.С.А Фирстов., В.Ф Горбань., Н.А Крапивка., Э.П. Печковский. и др. . Механические свойства литых многокомпонентных сплавов при высоких температурах // *Современные проблемы физического материаловедения*.. 2009, Вып. 18, с.140-147.
- 8.С.А Фирстов., В.Ф Горбань., Н.А Крапивка., Э.П. Печковский Распределение элементов в литых многокомпонентных высокоэнтропийных однофазных сплавах с ОЦК кристаллической решеткой // *Композиты и Наноматериалы*. 2012, №3, с. 48-65
- 9.В.Ф Горбань., В.А Назаренко., М.І Даниленко., М.В Карпец., и др. Влияние деформирования на фазовый состав и физико-механические свойства высокоэнтропийных сплавов// *Деформация и разрушение материалов*. 2013, № 9, с.2-6.
10. Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Карпец М.В., Печковский С.П. Влияние электронной концентрации на фазовый состав высокоэнтропийных эквивалентных сплавов// *Порошковая металлургия* 2015, №9/10, с.126-133
11. Zhang Y. Solid solution formation criteria for high entropy alloys / Y. Zhang, Y. J. Zhou // *Mater. Sci. Forum*. – 2007. – No. 561–565. – P. 1337–1339.
12. Senkov O. N. Microstructure and room temperature properties of a high-entropy TaNbHfZrTi alloy / O. N. Senkov, J. M. Scott, S. V. Senkova, D. B. Miracle // *J. All. Comp.* – 2011. – Vol. 509, No. 20. – P. 6043–6048.
13. Фирстов С. А. Упрочнение и механические свойства литых высокоэнтропийных сплавов / С. А. Фирстов, В. Ф. Горбань, Н. А. Крапивка, Э. П. Печковский// *Композиты и наноструктуры*. – 2011. – № 2. – С. 5–20.
14. Y Zhang, X. Yang, P.K. Liaw. Alloy Design and Properties Optimization of Highentropy Alloys//. *JOM*. 2012; V. 64.; P. 830-838.
15. A.A. Andreyev., Lysan Regularities In The Effect Of Model Ion Irradiation On The Structure And Properties Of Vacuum-Arc NitrideCoatings./ A.A. Andreyev, V.N. Voyevodin, O.V. Sobol', V.F. Gorban', G.N. Kartmazov, V.A. Stolbovoy, V.V. Levenets, D.V // *Вопросы атомной науки и техники*, Серия « 2013, вып.87-№5 с.142-146.
16. С.А Фирстов., В.Ф Горбань., Э.П. Печковский. *Новая методология обработки и анализа результатов автоматического индентирования материалов*. Киев. Изд-во «Логос», 2009. – 82 с
17. Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Печковский Э. П., Мамека Н. А. Связь прочностных характеристик материалов с показателями автоматического индентирования // *Материаловедение*. М: Изд-во «Наука и Технологии». 2007, №11, С. 26-31
18. O.N. Senkov , S.L. Semiatin Microstructure and properties of a refractory high-entropy alloy after cold working//*Journal of Alloys and Compounds* -2015-№ 649-P. 1110-1123

Стаття надійшла до редакції 25.04.2016.