

Международная конференция и Школа молодых ученых
«Получение, структура и свойства высокоэнтропийных материалов»
14-16 октября 2020 г.

Стендовые доклады



e-bobruk@yandex.ru, m.murashkin.70@gmail.com

A new method of combined SPD to improve mechanical properties & electrical conductivity of long-sized UFG billets

BOBRUK E.V., BOTKIN A.V. MURASHKIN M.YU., RAAB G.I.

Saint Petersburg State University, Saint Petersburg, Russia Ufa State Aviation Technical University, Ufa, Russia

As a result of computer modeling carried out using the DEFORM 3D software package, the influence of the shape of an extrusion die, combined with equal channel angular pressing in parallel channels (ECAP-PC), on the stress-strain state of cylindrical billets of aluminum alloy was established. The obtained data made it possible to manufacture an experimental set for extrusion combined with ECAP-PC, and to process a cylindrical long-sized UFG billet of 6063 alloy in it. It has been established that one cycle of direct extrusion combined with ECAP-PC in the matrix with a non-axisymmetric deforming section for direct extrusion leads to significant microstructure refinement and improvement of mechanical properties of the alloy.

To study the strained state changing in a billet during deformation, the channel for direct extrusion was designed as axisymmetric and non-axisymmetric.

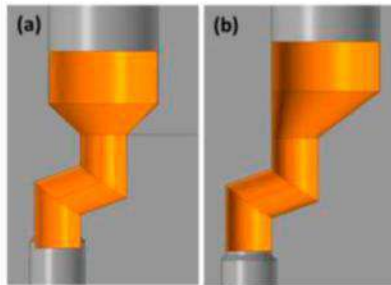


Figure 1. A scheme of the direct extrusion combined with ECAP-PC: die with axisymmetric deforming section (a); die with non-axisymmetric deforming section (b)

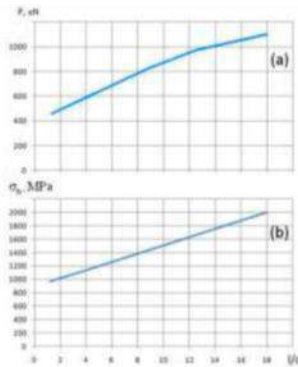


Figure 2. Dependences of the maximum values of the deformation force (a) and normal shear stress (b) on the relative length of the billet (die with non-axisymmetric deforming section)

Figure 2 shows the graphical dependence of the maximum extrusion force combined with ECAP-PC in the die with a non-axisymmetric deforming section for direct extrusion on the relative length of the original cylindrical billet. It can be seen that the dependences of a force and stress on a relative length of the initial cylindrical sample are close to linear dependences. With a relative length $L/d = 18$, the force reaches $P=1100$ kN, the maximum contact stress is 2000 MPa, which is close to the initial flow stress of tool steels in the hardened state at room temperature (2500...3000 MPa).

Experimental pressing of 6063 alloy billets with a diameter of 30 mm and a length of 40 mm was carried out on the basis of computer simulation results. As a result of deformation processing, defect free workpieces were obtained that did not contain surface defects and cracks. The maximum force value obtained by experimental measurement during experimental pressing in the die with a deforming section for direct extrusion was 421.8 kN and differs by 3.4% from the force value obtained by numerical simulation.

Table 2. Mechanical properties and electrical conductivity of 6063 alloy

Treatment	$\sigma_{0.2}$, MPa	σ_B , MPa	δ_p , %	δ , %	μ , MS/m
Direct pressing in the die with axisymmetric deforming section + ECAP-PC at 100 °C	203±5	224±3	3,0±0,3	12,0±0,3	29,98±0,3
Direct pressing in the die with non-axisymmetric deforming section + ECAP-PC at 100 °C	210±6	230±3	6,0±0,3	11,0±0,3	30,01±0,2
ECAP - PC, 4 cycles at 100 °C [3]	256±2	264±2	-	12,5±0,3	30,04±0,2
T6	145±5	195±3	-	8,0±0,2	30,16±0,2



Figure 3. Microstructure of the 6063 alloy after the direct extrusion combined with ECAP-PC

The studies of the microstructure of the billet showed that after direct pressing combined with ECAP-PC the initial coarse-grained structure transformed into a lamellar-type structure, which had a pronounced orientation relative to the shear direction.

Conclusion

1. The deformation of metal in a new process - extrusion, combined with ECAP-PC - was studied by means of computer modeling and full-scale experiment.
2. It was shown that deformation of a cylindrical billet of 6063 alloy by direct pressing in the die combined with equal-channel angular pressing in parallel channels provided a noticeable increase in strength and ductility in comparison with standard hardening heat treatment T6. This indicates that the new process is promising for processing of aluminum alloys.

Acknowledgments

E.V. Bobruk and M.Yu. Murashkin would like to thank the Russian Science Foundation for financial support of this research by project No. 17-19-01311

dudova@bsu.edu.ru (+79202024002)

Evolution of strengthening factors during long-term aging at 650°C in advanced 10% Cr heat-resistant steel

Nadezhda Dudova, Roman Mishnev, Rustam Kaibyshev

Belgorod State National Research University, Pobeda, 85, Belgorod, 308015, Russia

Advanced 10%Cr steel

C	Cr	Co	Mo	W	V	Nb	B	N	Si	Mn	Ti	Ni	Al
0.1	10	3.1	0.7	2.0	0.2	0.05	0.008	0.003	0.06	0.1	<0.002	0.17	0.01

$$\sigma_y = M(\tau_A^2 + \tau_B^2)^{1/2}$$

dislocations

obstacles

- Particles (M₂₃C₆, Laves, MX)
- Boundaries (LABs of laths)
- Solutes (W, Mo, Cr, Co)
- Intrinsic strength

[Barrett R A, O'Donoghue PE, Leen S B 2018 Mater. Sci. Eng. A730 410]

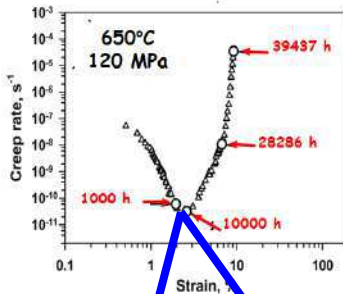
Precipitation of fine V-rich MX during long-term aging can contribute to the strengthening of steel

Creep-tested specimen

Grip - aged portion



120 MPa

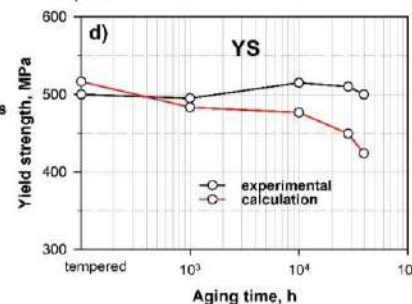
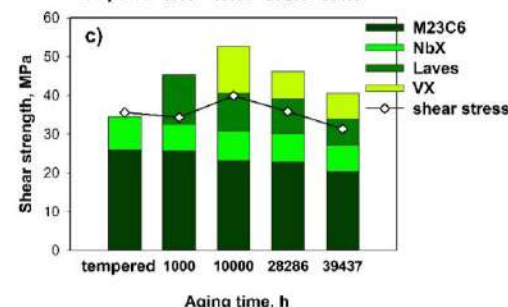
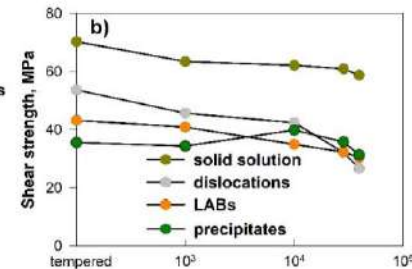
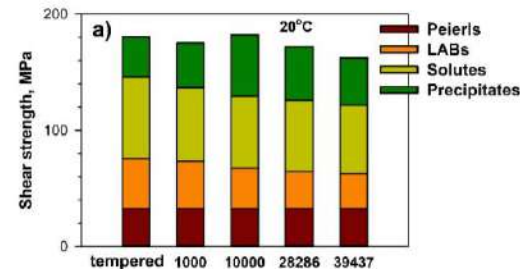
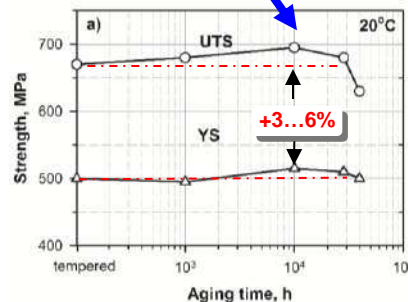
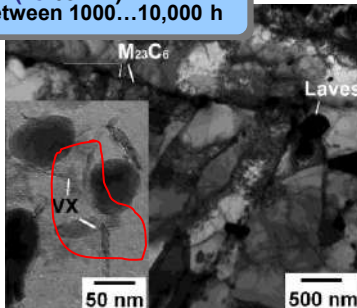


What is the reason for this decrease in the strain rate?

Small specimens for tension



- V-rich MX (25-68 nm)
Appear between 1000...10,000 h



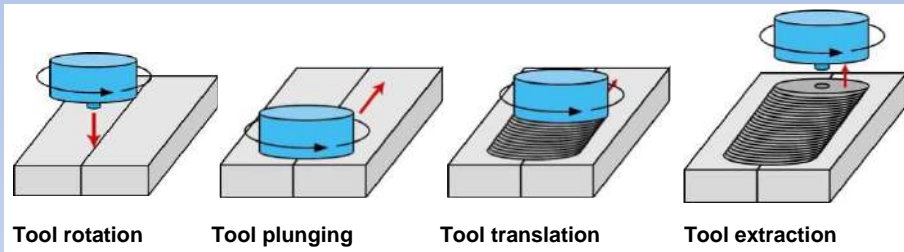
mironov@bsu.edu.ru

MICROSTRUCTURAL ASPECTS OF FRICTION-STIR WELDING

S. Mironov

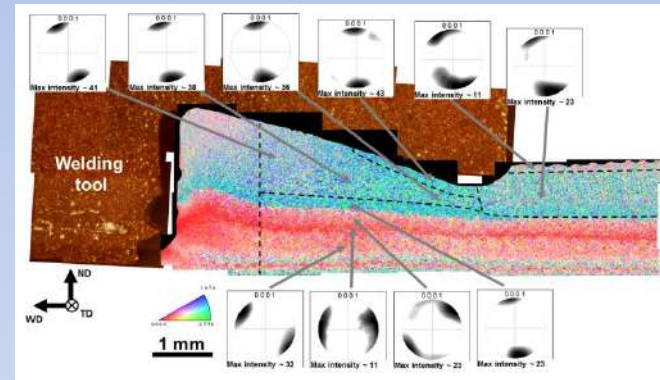
Belgorod National Research University, Belgorod, 308015, Russia

Basic principle



Unique combination of very large strain at high temperature and relatively high strain rate

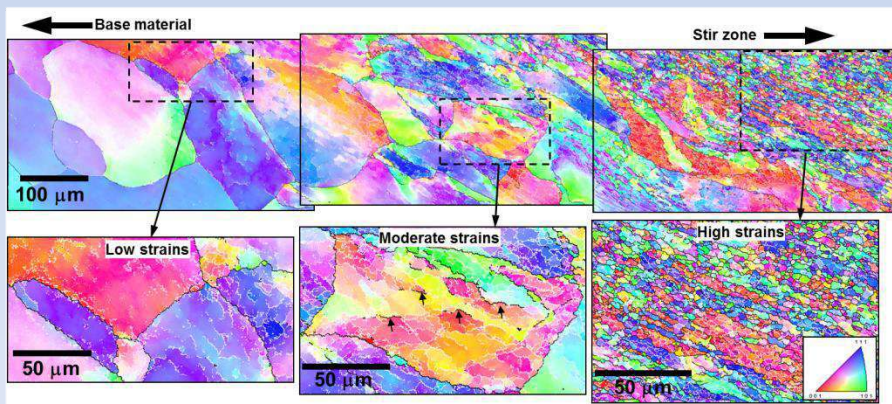
Material flow



Complex character of material flow

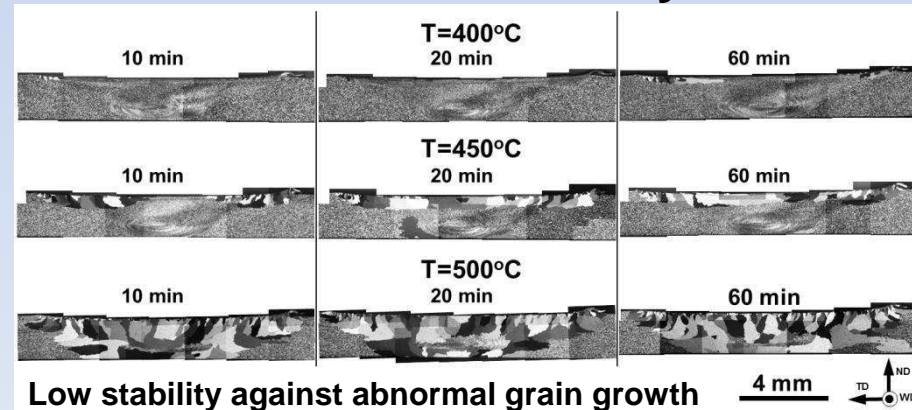
Heterogeneous texture distribution

Microstructural evolution



Superposition of geometrical effect of strain, grain subdivision, and discontinuous recrystallization

Thermal stability



Low stability against abnormal grain growth

E-mail: danybary@mail.ru

ПОЛУЧЕНИЕ, ИЗУЧЕНИЕ ХИМИЧЕСКОГО И ФАЗОВОГО СОСТАВОВ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Ti-Zr-Nb С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ Zr

Барилук Данил Валерьевич
 НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

Новый сверхупругий сплав Ti-44Zr-10Nb (ат.%) был получен методом вакуумно-дугового переплава и подвергнут гомогенизации (950 ° C, 60 мин) и термомеханической обработке (ТМО), которая заключалась в холодной прокатке с уменьшением толщины на 25% и последующем пост-деформационном отжиге (ПДО) при 550 ° C в течение 30 мин. Из рисунка 1 следует, что после гомогенизации не наблюдается типичных дефектов литой структуры в виде дендритов. Анализ химического состава проводился методом ЭДС. Показано, что действительный химический состав сплава хорошо соответствует номинальному химическому составу (Рис. 2). После проведения ТМО фазовый состав сплавов был изучен методом рентгенофазового анализа (РФА). На рисунке 3 представлены результаты рентгенофазового анализа. Используя данные РФА был рассчитан кристаллографический ресурс обратимой деформации для разных направлений (Таблица 1). Максимальная деформация трансформации 7,3% была получена в направлении [011] β . Таким образом, из полученных результатов видно, что исследуемый сплав обладает подходящим фазовым составом и является перспективным для дальнейшего исследования особенностей микроструктуры и функциональных свойств.

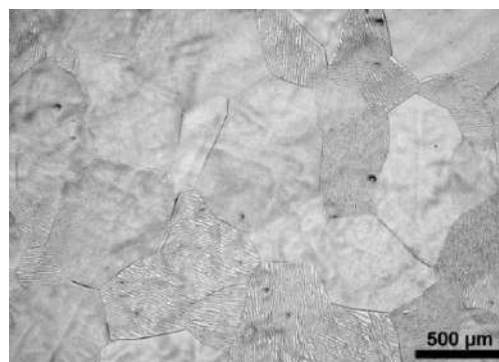


Рисунок 1. Микроструктура сплава

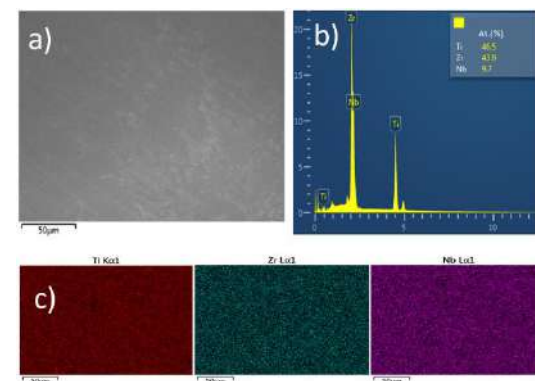


Рисунок 2. Химический состав сплава

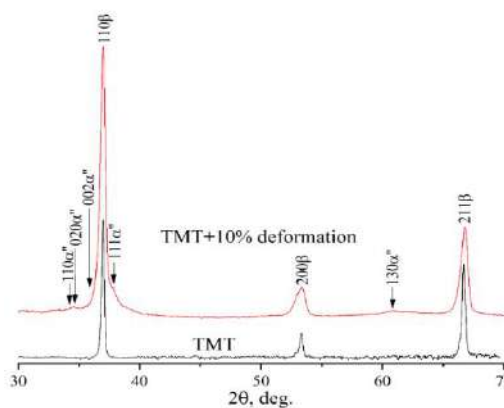


Рисунок 3. XRD спектр сплава

Таблица 1. Кристаллографический ресурс сплава в трех направлениях

	$\epsilon^{[001]}$	$\epsilon^{[011]}$	$\epsilon^{[-111]}$
CV1	0.0501	0.0729	0.0228
CV2	0.0501	0.0338	-0.0045
CV3	0.0501	-0.0136	-0.0045
CV4	0.0501	-0.0136	0.0228
CV5	-0.0857	-0.0136	-0.0045
CV6	-0.0857	-0.0136	0.0228

borisov.sg99@gmail.com

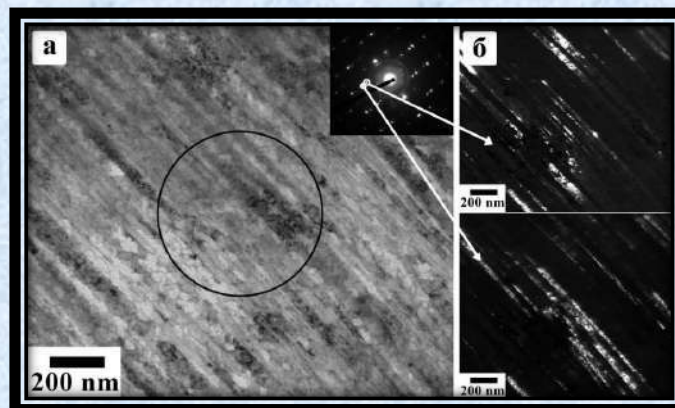
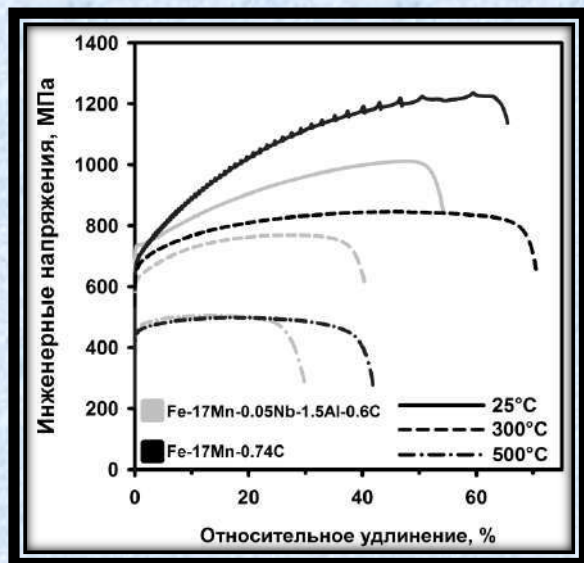
МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ TWIP СТАЛЕЙ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР

Борисов С.И., Долженко П.Д., Тихонова М.С., Беляков А.Н., Кайбышев Р.О.
НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия

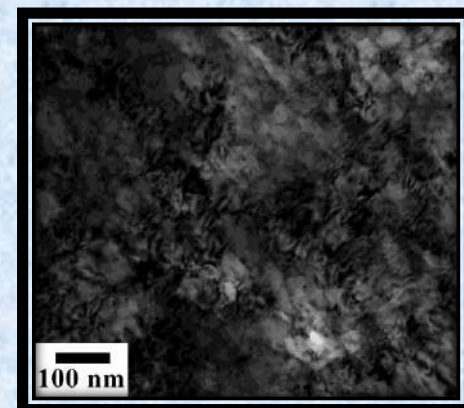
Высокомарганцевые стали с эффектом TWIP демонстрируют превосходные свойства при растяжении в основном за счет деформационного двойникования. Двойникование является преобладающим механизмом деформации в интервале ЭДУ от 20 до 60 мДж/м². А в сталях класса TWIP температура оказывает существенное влияние на ЭДУ.

В качестве объекта исследования были выбраны две высокомарганцевые TWIP стали: Fe-0,6%C-17%Mn-0,05%Nb-1,5%Al и Fe-0,74%C-17%Mn. После выплавки стали подвергались отжигу и прокатке в лист при температуре 1150°C. Затем проводилась прокатка в лист при температуре 1100°C с последующей прокаткой при 800°C. Результаты механических испытаний высокомарганцевых TWIP- сталей испытанных при различных температурах: 25°C, 300°C и 500°C приведены на графике ниже:

При повышенных температурах стали демонстрируют схожие показатели прочностных характеристик. Однако следует отметить, что в стали Fe-17Mn-0.74C наблюдается наибольшее значение относительно удлинения при всех температурах испытания. А при температуре 300°C пластичность стали и вовсе выше чем при комнатной температуре, что особенно интересно. Повышение температуры до 300°C и 500°C приводит к резкому падению механических свойств в исследуемых сталях и одновременно с этим сведению эффекта деформационного упрочнения до минимума. Это связано с повышением ЭДУ при повышении температуры и как следствии переходом металла из зоны двойникования в более приоритетную зону скольжения. Данное суждение так же подтверждается и ПЭМ-исследованиями. По результатам ПЭМ видно, что при температуре 500°C после испытаний на растяжение сталь имеет дислокационную структуру, а по обнаруженным лесам дислокаций можно сделать вывод о том что плотность дислокаций превышает 10¹⁵ м⁻². В то время как при комнатной температуре преобладает двойниковая структура.



Микроструктура стали Fe-17Mn-0.74C после испытания на растяжение при комнатной температуре: (а) светлопольное и (б) темнопольное изображение



Микроструктура стали Fe-17Mn-0.74C после испытания на растяжение при температуре 500°C

borisovayuliya94@mail.ru

Эффект Портевена-Ле Шателье в аустенитной стали Fe18%Cr-8%Ni

Борисова Ю.И., Юзбекова Д.Ю., Могучева А.А.

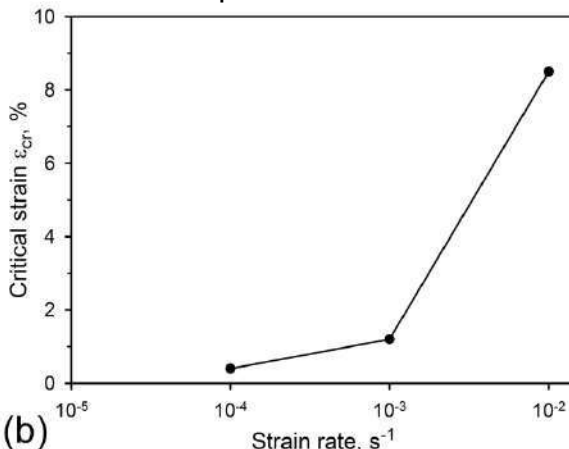
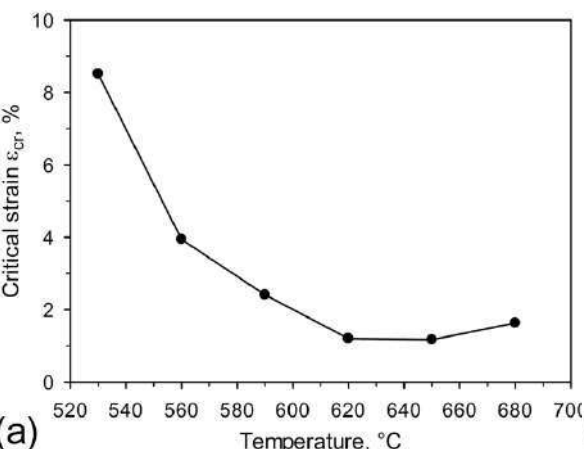
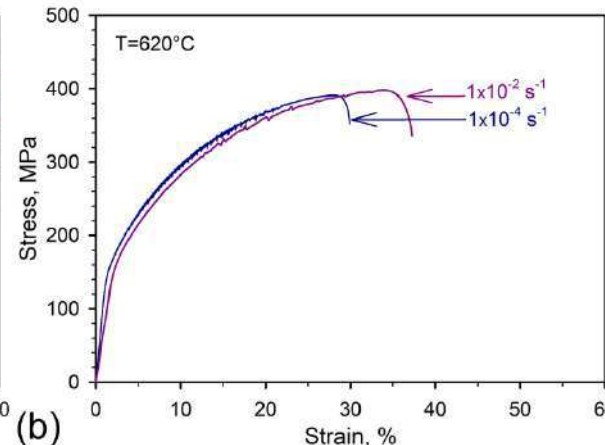
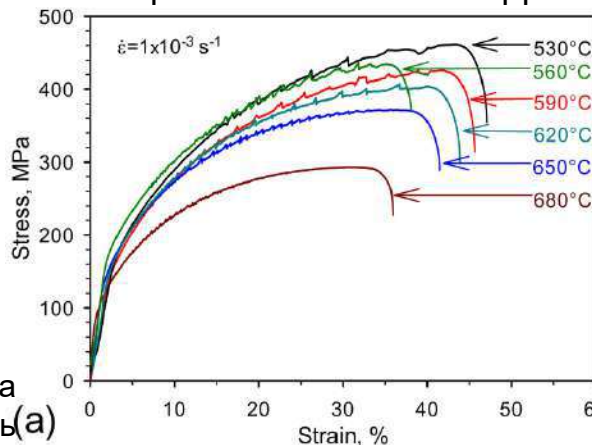
Белгородский государственный национальный исследовательский университет

Нержавеющая теплотехническая аустенитная сталь Fe-18%Cr-8%Ni, на сегодняшний день является лидером по практическому применению в конструкциях котлов.

Слитки стали Fe-18%Cr-8%Ni были прокованы при температуре 1180°C. Далее была проведена закалка при температуре 1150°C с выдержкой в течение 1 ч. и с дальнейшим охлаждением в воде.

Для стали Fe-18%Cr-8%Ni была установлена температурно-скоростная область

существования эффекта Портевена-Ле Шателье (ПЛШ). При скорости деформации 10^{-3} c^{-1} температурный интервал возникновения эффекта ПЛШ был определен как 530-680°C.



В данном интервале на деформационных кривых наблюдаются скачки напряжения типа А, которые характеризуются резким увеличением напряжения с последующим падением до или ниже общего уровня напряжения течения.

При температуре эксплуатации данного типа сталей (620°C) скоростной интервал существования эффекта ПЛШ был $10^{-2} - 10^{-4} \text{ c}^{-1}$. Зубчатость типа А наблюдалась при более высоких скоростях деформации, а зубчатость типа В - при низкой. Следует отметить, что повышение температуры и уменьшение скорости деформации приводит к увеличению частоты зубцов и уменьшению их амплитуды. А критическая деформация необходимая для возникновения эффекта ПЛШ постепенно уменьшается с уменьшением скорости деформации или повышением температуры.

1216318@bsu.edu.ru

Ударная вязкость и хрупко-вязкий переход в 9%Cr

Бражников И.С, Ткачев Е.С.

НИУ «БелГУ», Белгород, Россия

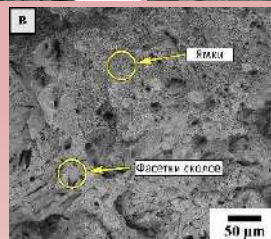
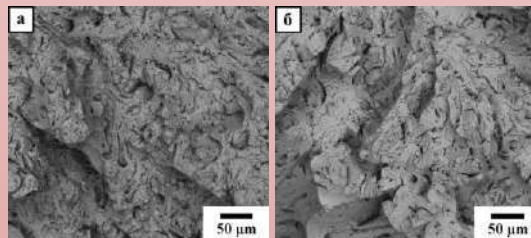
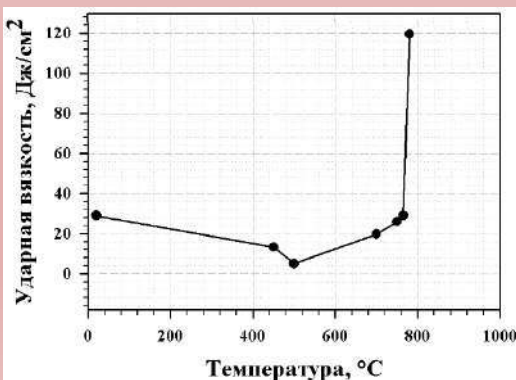
Изделия из теплотехнических сталей относятся к ответственным конструкциям, и ударная вязкость является важной механической характеристикой мартенситных сталей, так как она позволяет оценить стойкость структуры стали противостоять образованию и распространению трещин при динамическом нагружении.

В качестве материала исследования, была использована жаропрочная 9%Cr сталь мартенситного класса. Термообработка: гомогенизационный отжиг при 1200°C, нормализация при 1050°C и отпуск при температурах от до 780°C.

Химический состав исследуемой стали

Элемент	Fe	Cr	Co	Mo	W	V	C	Nb	B	N	Ta
Масс.%	осн.	8,92	3,01	0,6	1,8	0,2	0,1	0,06	0,013	0,007	0,085

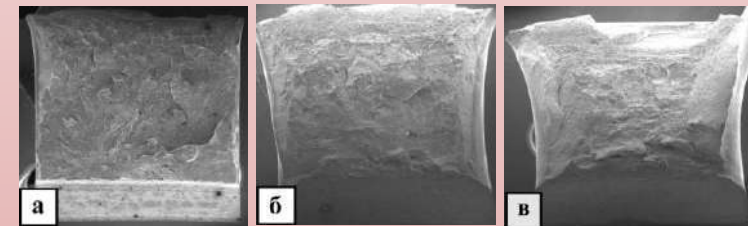
Рассматриваемая сталь демонстрирует самую низкую ударную вязкость 5,1 Дж/см² после отпуска при температуре 500°C, что, предположительно связано с явлением обратимой отпускной хрупкости. Образцы стали после отпуска при температурах 750 и 765°C, разрушаются по хрупкому механизму. Поверхность образца, отпущенного при 780°C характеризуется наличием вязких участков с ямочным изломом наряду с плоскими фасетками скола. Это указывает на смешанный механизм разрушения.



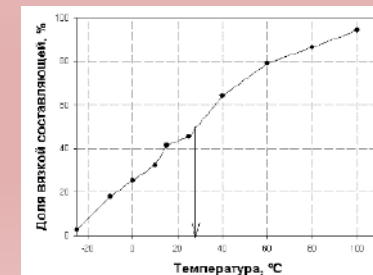
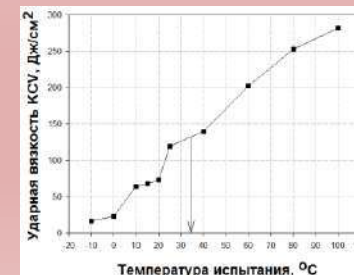
Фрактография в зоне стабильного распространения трещины исследуемой стали после отпуска при а) 750°C; б) 765°C; в) 780°C.

Для определения температуры хрупко-вязкого перехода ($T_{ХВП}$) сталь была испытана на ударную вязкость при температурах от -25 до 100 °C. $T_{ХВП}$ составила 34°C.

$T_{ХВП}$, определенная как температура, соответствующая 50% вязкого излома, составила 29°C.



Поверхность образцов после испытаний на ударную вязкость, разрушенных при: а) -10°C; б) 40°C; в) 80°C



Таким образом, значение $T_{ХВП}$ рассчитанной по ударной вязкости (34°C) и по доли вязкой составляющей на поверхности образцов (29°C) демонстрируют хорошее соответствие.

SmolyakovaMarina@bsu.edu.ru

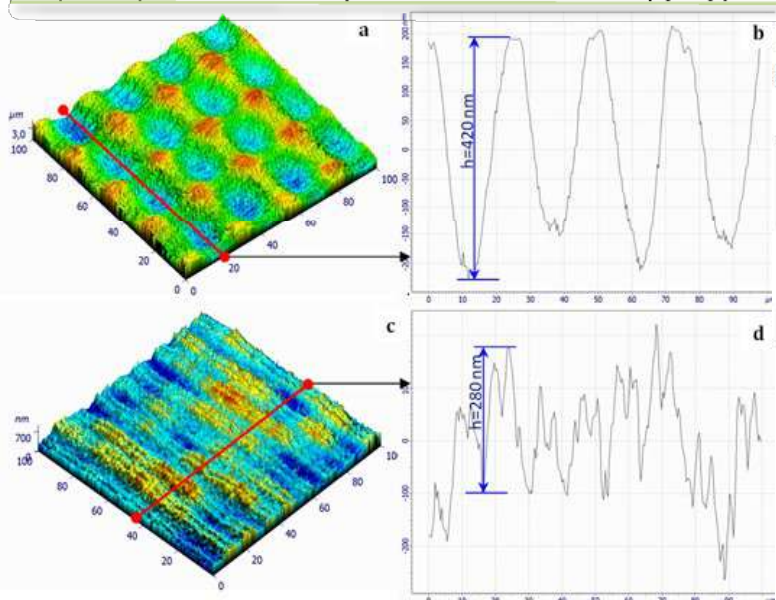
ОЦЕНКА ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ LIPSS СТРУКТУР С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ 3D ПАРАМЕТРОВ ШЕРОХОВАТОСТИ

Газизова М.Ю.

НИУ БелГУ

Структурирование поверхности посредством создания определенного многоуровневого рельефа, показало себя, как эффективный подход в управлении фрикционными свойствами поверхности. Однако при модификации поверхности износостойких, твердых материалов возникают проблемы. Так, широко используемое покрытие TiN, повышающее в разы износостойкость, относится к труднообрабатываемым материалам и его нанесение является финишным этапом. Снижение коэффициента трения при помощи структурирования поверхности для таких материалов и покрытий стало возможным с появлением лазеров ультракороткой длительности. При работе в направлении структурирования поверхности с целью контролирования трибологических свойств возникают дополнительные проблемы с точным описанием рельефа. Традиционно для описания шероховатости используют двумерную модель и параметры: R_a , R_z , R_{sk} , но они не всегда могут дать достоверное представление о поверхности, так две совершенно разные поверхности могут иметь одинаковые значения R_a и R_z . Более достоверную информацию о реальной топографии поверхности дают пространственные 3D параметры шероховатости.

Целью настоящих исследований являлось выявление зависимости между 3D параметрами шероховатости и трибологическими характеристиками покрытий TiN с LIPSS структурой в условиях трения со смазкой (моторное масло и масло для режущих инструментов).



Структура поверхности TiN после ФЛО:
 a, b – крестообразное направление сканирования;
 c, d – параллельное направление сканирования

Tribological test parameters for the TiN coating after fs-laser processing with different laser energies

	Energy for Laser Processing, mJ	Engine oil, l=450 m	Cutting oil, l=450 m	Cutting oil, l=2000 m
Parallel structures	1,5	0,55	0,09	0,04
	3,2	0,11	0,09	0,07
	6,2	0,12	0,06	0,05
Cross-like structures	1,5	0,09	0,13	0,06
	3,2	0,13	0,12	0,11
	6,2	0,13	0,13	0,05
Ti+TiN	-	0,14	0,14	0,14

Values of surface roughness parameters after fs-laser processing with different laser energies

	Energy, mJ	S_m , mkm	S_{ci}	S_{vi}	S_{bi}
Parallel structures	1,5	6,0	1,61	0,10	0,29
	3,2	9,3	1,45	0,11	0,71
	6,2	4,3	1,58	0,10	0,17
Cross-like structures	1,5	25,0	1,54	0,07	1,67
	3,2	41,7	1,30	0,12	1,92
	6,2	54,5	1,19	0,13	1,22

Выводы:

Выбранные 3D параметры шероховатости (S_{bi} , S_{vi} , S_{ci}) могут быть использованы для прогнозирования трибологических свойств (коэффициента трения) износостойких покрытий с LIPSS структурой в условиях трения со смазкой. При испытаниях в моторном масле основную роль из функциональных 3D параметров шероховатости играют коэффициенты, определяющие коэффициент заполнения жидкостью S_{vi} . В случае смазки для режущего инструмента лучше подходит индекс опорной поверхности S_{bi} , чем меньше S_{bi} (меньше реальная площадь контакта) тем ниже коэффициент трения.

dolzhenko_a@bsu.edu.ru

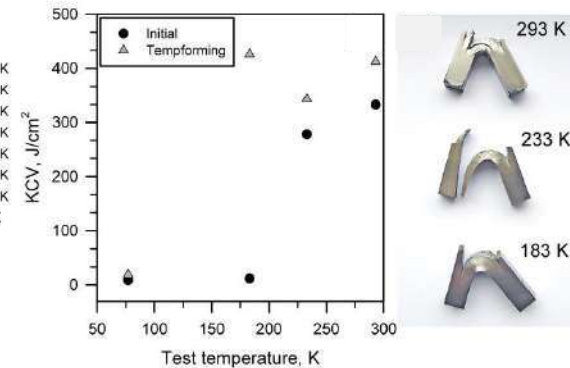
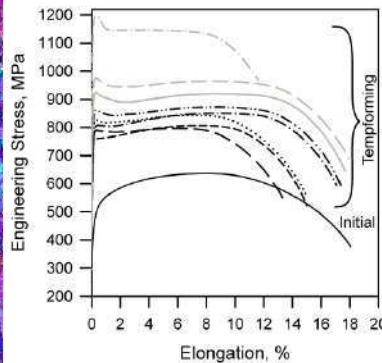
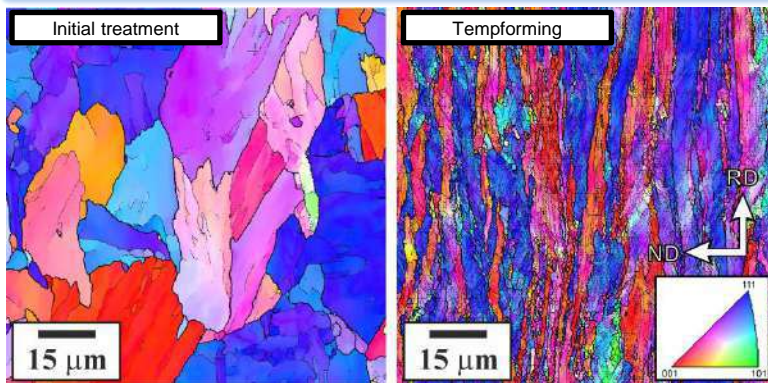
Effect of thermomechanical treatment on the microstructure and mechanical properties of a low-carbon low-alloy steel

A S Dolzhenko, A N Belyakov and R O Kaibyshev

Belgorod State National Research University, Pobeda, 85, Belgorod, 308015, Russia

Abstract. The effect of thermomechanical treatment on the microstructure, tensile strength and impact toughness of low-carbon low-alloy steel is considered. The developed microstructure is characterized by grain elongation along the rolling direction. Both the yield strength and the ultimate tensile strength increase with a decrease in test temperature. The ultimate strength at room temperature is 797 MPa, and at 77 K the ultimate strength increases to 1198 MPa. The steel samples subjected to tempforming exhibit impact toughness of KCV = 410 J/cm² at room temperature. A decrease in the test temperature to 233 K leads to a slight decrease in the KCV value to 340 J/cm². It should be noted that the impact specimens do not completely fractured even at a test temperature of 233 K, suggesting higher real values of impact toughness.

Material and methods. A low-carbon low-alloy steel with a chemical composition of Fe - 0.03C - 0.23Si - 0.19Cr - 1.54Mn - 0.04Nb - 0.016Al - 0.12Mo - 0.21V (all in mass%), was subjected to initial heat treatment (annealing at 1423 K for 1 hour followed by oil quenching) and, then, rolling at 923 K to a total strain of 1.5 (tempforming). The structural observation were performed on the RD-ND sections (RD is the rolling direction and ND is the normal direction), using a Quanta Nova Nanosem 450 scanning electron microscope. The tensile tests were carried out by using an Instron 5882 testing machine on specimens cut out with the tensile direction parallel to the rolling direction. Standard Charpy V-notch specimens were tested using an Instron 450 J impact machine with an Instron Dynatup Impulse data acquisition system at temperatures ranging from 77 K to 293 K. The specimens for impact tests were cut from the rolled plates so that the impact direction was parallel to the ND.



Conclusion

Effect of thermomechanical treatment on the microstructure and mechanical properties of a low-carbon low-alloy steel were studied. The main results can be summarized as follows:

1. Tempforming results in the formation of a fine grain microstructure with an average transverse grain size of 2.9 μm and strong $\langle 111 \rangle$ || ND and $\langle 001 \rangle$ || ND fiber textures.
2. Tempforming strengthens the steel remarkably. The ultimate tensile strength at room temperature is 797 MPa, and total elongation comprises 13.5%
3. Tempforming leads to significant increase in the values of impact toughness at room and at negative temperatures. The impact toughness of the tempformed steel reaches its maximum value at a temperature of 183 K (KCV = 430 J/cm²).

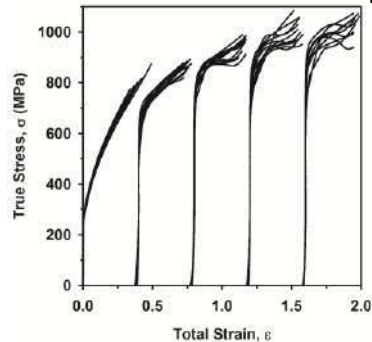
dolzhenko_p@bsu.edu.ru

Effect of multiple forging and annealing on microstructure and mechanical properties of a high-manganese steel

P D Dolzhenko¹, R Z Valiev², A N Belyakov¹, E V Bobruk² and M S Tikhonova¹

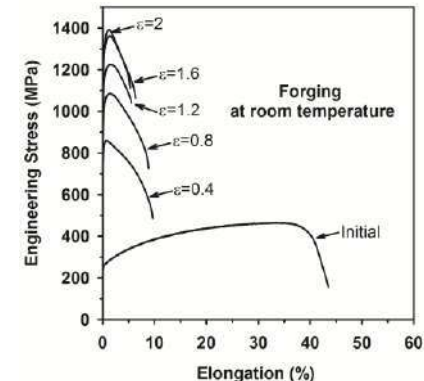
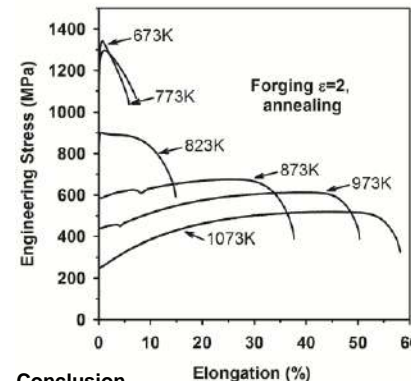
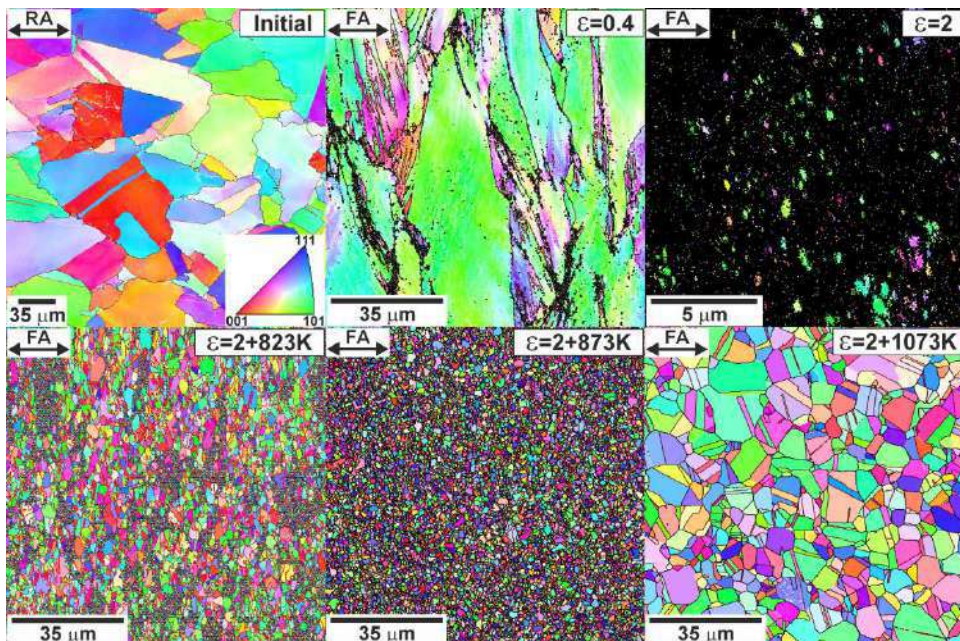
¹Belgorod State National Research University, Pobeda, 85, Belgorod, 308015, Russia

²Ufa State Aviation Technical University, K. Marxa, 12, Ufa, 450008, Russia



Abstract. The effect of multiple forging and annealing on the microstructure and mechanical properties of a high-manganese steel is considered. An austenitic high-manganese steel, Fe-0.03C-28Mn-1.5Al (all in wt.%), with an average grain size of about 37 μm was used as the initial material in this study. Multiple forging at room temperature was carried out up to a total true strain of 2. Multiple forging was accompanied by deformation twinning and resulted in significant strengthening. The steel samples subjected to multiple forging demonstrate an increase in the strength properties with an increase in the total strain, while elongation decreases. After multiple forging to a total strain of 2, the samples were annealed at temperatures from 673 to 1073 K for 30 minutes. An increase in the annealing temperature leads to a decrease in the strength and a significant increase in plasticity. Annealing at temperatures of $T \geq 873$ K leads to the formation of a recrystallized microstructure.

Experimental. High-manganese TWIP steel with a chemical composition of Fe-0.03C-28Mn-1.5Al (all in wt.%) was subjected to annealing at 1423 K for 1 hour followed by rolling at 1423 K with about a 60% reduction. Then, the prismatic steel samples with the initial dimensions of $10 \times 12 \times 15$ mm³ were subjected to multiple forging at room temperature to a total strain of 2. Multiple forging was carried out with a change in the deformation axis by 90 degrees at a true strain of 0.4 per pass. After multiple forging, the samples were annealed at temperatures in the range from 673 to 1073 K for 30 minutes. Microstructure studies were carried out using a scanning electron microscope (SEM). The specimens for structural investigations were electropolished using an electrolyte containing 10% perchloric acid and 90% acetic acid at a voltage of 20 V at room temperature. The average grain size was estimated by the intercept line method. The tensile tests of the flat type specimens with a gauge length of 4 mm and a cross section of 1.0×0.5 mm were carried out at room temperature and at an initial strain rate of 10^{-3} s⁻¹.



Conclusion

1. Multiple forging of high-manganese steel is accompanied by a gradual increase in the flow stress as the total true strain increases. The flow stress reaches saturation of about 1000 MPa at total strains above 1.6.
2. Multiple forging is accompanied by the formation of deformation twins and a network of low-angle subboundaries. Ultrafine structural elements with a size below 50 nm evolve as the total strain increases to 2. These microstructures do not remarkably up on subsequent annealing for 30 min at temperatures of $T \leq 773$ K, whereas an increase in the annealing temperature to 823 K leads to the development of recrystallization process. A completely recrystallized microstructure develops during 30 min of annealing at $T \geq 873$ K.
3. The steel samples subjected to multiple forging demonstrate an increase in the strength properties with an increase in the total forging strain while elongation decreases. The yield stress reaches 1260 MPa at a total strain of 2. Annealing for 30 min at $T \leq 773$ K does not lead to significant changes in the mechanical properties, whereas annealing at higher temperatures decreases the yield stress and increases elongation.

The reported study was funded by RFBR according to the research project № 19-38 50113

zhidkov@bsu.edu.ru +7 905 676 43 22

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ МОЩНОГО ИОННОГО ПУЧКА

Жидков Михаил Владимирович
 НИУ БелГУ

Поверхность стали 12X18H10T обрабатывали мощным импульсным ионным пучком (МИИП) на ускорителе ТЕМП-4М при следующих параметрах: ускоряющее напряжение (E)~250 кВ, длительность импульса ~ 100 нс, плотность энергии одиночного импульса (F)~1 и 3 Дж/см².

Было обнаружено, что в результате одноимпульсного воздействия МИИП происходит изменение структуры приповерхностного слоя с образованием более однородной и равноосной УМЗ (D_{Ср}~450 нм) структуры с высокой долей большеугловых границ зерен (~90%). С увеличением плотности энергии импульса средний размер зерна увеличивается (D_{Ср}~600 нм) (рисунок 1).

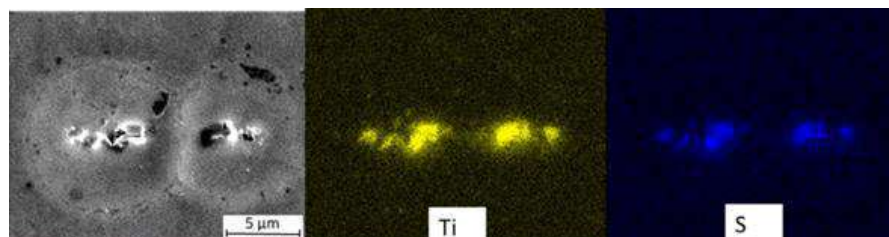


Рисунок 2. Картирование кратера по элементам

Обработка МИИП приводит также к образованию поверхностных дефектов типа кратеров (рисунок 2). Местами для предпочтительного формирования кратеров, по всей видимости, являются неметаллические включения (соединения на основе сульфида титана).

Стойкость стали к межкристаллитной коррозии (МКК) до и после МИИП исследовали в растворе 0.01 моль/л KSCN + 0.5 моль/л H₂SO₄. Рассчитывали коэффициент реактивации (R_i). Выявлено, что обработка МИИП с F=1 Дж/см² снижает коэффициент реактивации с 0.06 до 0.009. После обработки с F= 3 Дж/см² стойкость стали к МКК улучшается до показателя, характерного для крупнозернистого аустенитного состояния (рисунок 3).

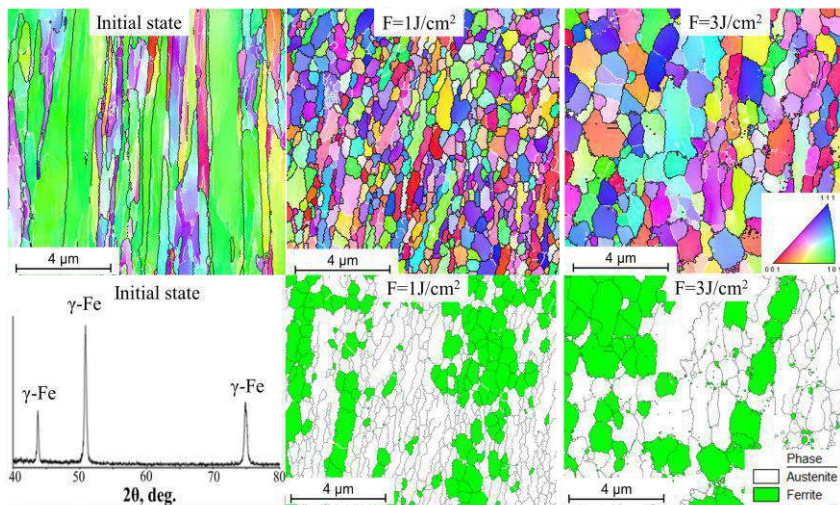


Рисунок 1. Структура и фазовый состав стали 12X18H10T до и после обработки МИИП

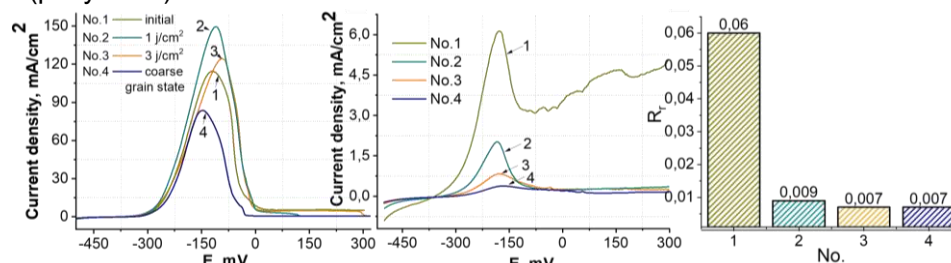


Рисунок 3. Потенциодинамические кривые и коэффициенты реактивации стали 12X18H10T до и после обработки МИИП

kalinenko@bsu.edu.ru

ЭВОЛЮЦИЯ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ В ХОДЕ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С

ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 6061-T6

Калиненко А.А., Высоцкий И.В., Малофеев С.С., Миронов С.Ю., Кайбышев Р.О.

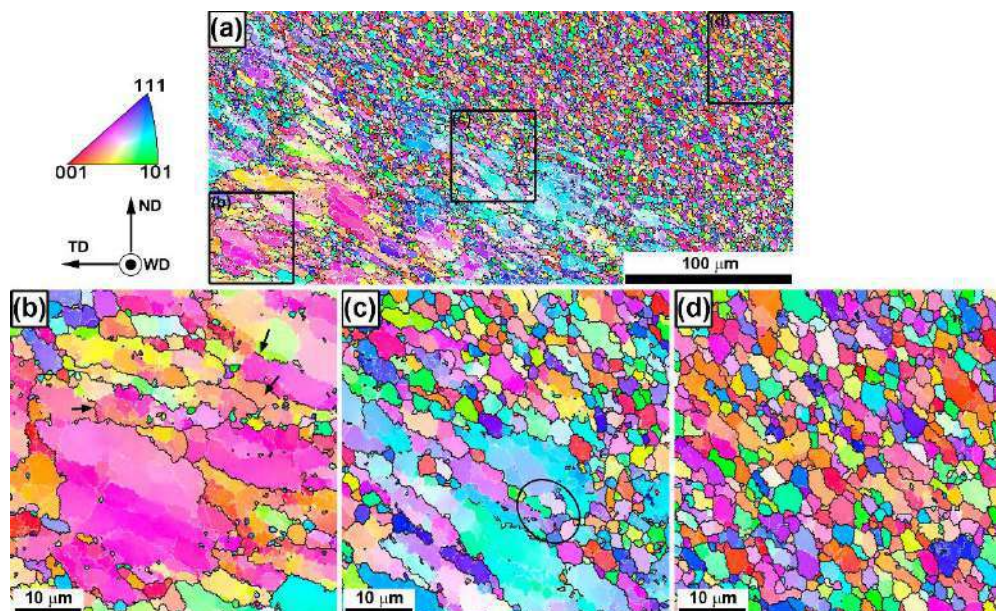
Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
г. Белгород

Сварка трением с перемешиванием (СТП) представляет собой инновационную технологию соединения металлических материалов в твердом виде, т.е. без перевода их в расплав. Это позволяет избежать образования нежелательной литой структуры в зоне сварного шва и, как следствие СТП обеспечивает получение высококачественных сварных соединений даже в материалах, которые ранее считались непригодными для сваривания.

Важно отметить, что материал в ходе СТП подвергается очень большим деформациям при высокой температуре и относительно высокой скорости. Поскольку поведение материалов при столь экстремальных деформационных условиях изучено не очень хорошо, микроструктурные исследования СТП-швов также представляют и существенный академический интерес. В данной работе анализировались особенности процесса формирования зеренной структуры в ходе СТП на примере алюминиевого сплава 6061-T6. Аттестация микроструктуры осуществлялась посредством методики ориентационной микроскопии (EBSD).

На периферии деформационной зоны, в условиях относительно низких температур и небольших величин деформаций, было выявлено интенсивное формирование малоугловых границ (МУГ), образующих развитую субзеренную структуру в интерьере исходных зерен. По мере приближения к зоне перемешивания (и сопутствующего повышения температуры и увеличения накопленной деформации) имел место относительно быстрый рост разориентировки на границах деформационного происхождения и локальное превращение МУГ в большеугловые границы (БУГ). Наряду с этим было также отмечено существенное вытягивание исходных зерен в направлении макроскопического пластического течения, обусловленное геометрическим эффектом деформации. На границах исходных зерен было обнаружено появление специфических «язычков», свидетельствующих о начале рекристаллизационных процессов. В непосредственной близости от зоны перемешивания, процесс формирования границ деформационного происхождения резко интенсифицировался. Массовое превращение МУГ в БУГ привело к исчезновению исходных зерен и образованию вместо них новой, относительно мелкозернистой микроструктуры.

Исходя из совокупности микроструктурных признаков, был сделан вывод, что основным механизмом эволюции зеренной структуры являлась непрерывная рекристаллизация.



Благодарность: Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда, проект № 19-49-02001

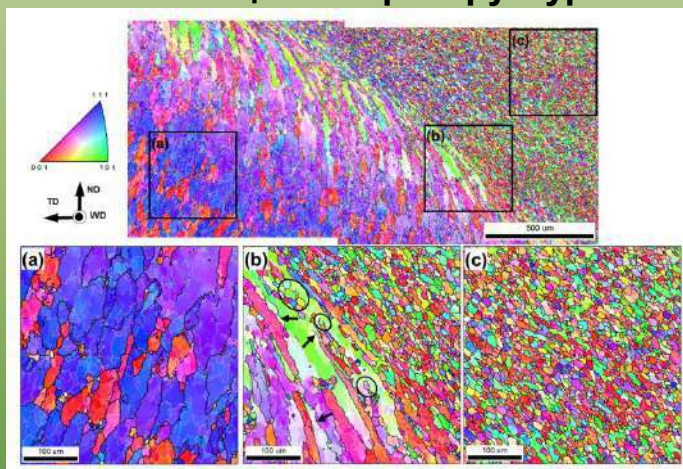
kostya-kim95@mail.ru

ВЛИЯНИЕ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ НА ЗЕРЕННУЮ СТРУКТУРУ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 6061

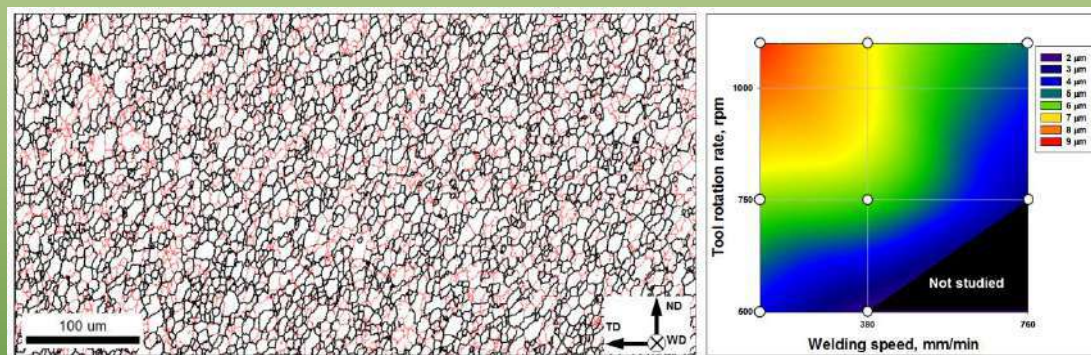
К. Ким, А. Калинин, И. Высоцкий, И. Зуйко, С. Малофеев, С. Миронов, Р. Кайбышев

Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород 308015, Россия

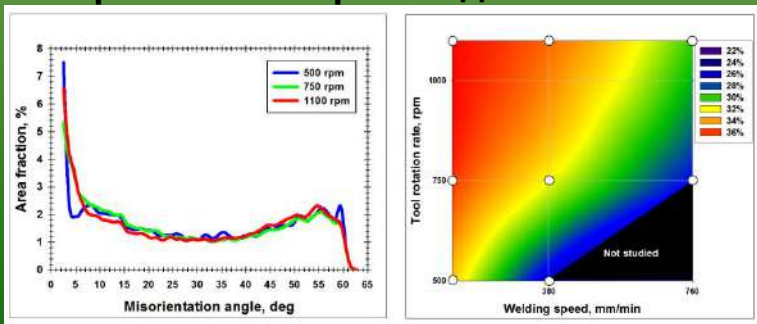
Эволюция микроструктуры



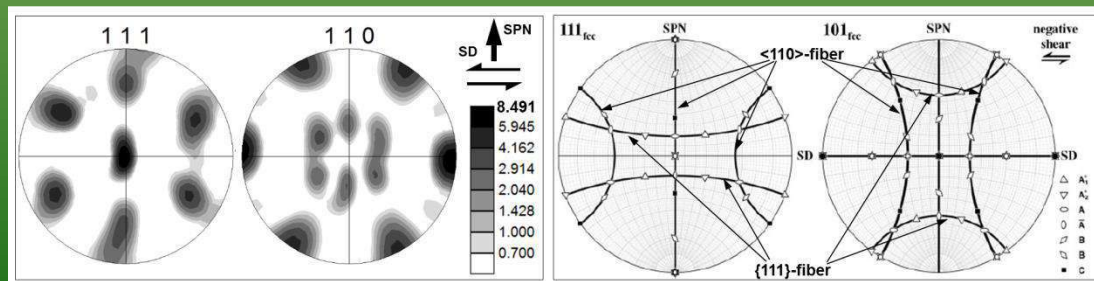
Морфология микроструктуры и влияние режимов сварки на средний размер зерен



Спектр разориентировок и влияние режимов сварки на долю МУГ



Кристаллографическая текстура в сравнении с идеальной текстурой простого сдвига



vickomarov@gmail.com

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ MAXSTRAIN НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЗАЭВИАТОМНОГО ПО НИКЕЛЮ СПЛАВА С ПАМЯТЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ Ti-Ni

Комаров В.С.^{1,2,3}, Карелин Р.^{1,2}, Юсупов В.С.¹, Кавалла Р.³, Прокошкин С.Д.¹

¹Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН

²Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

³Технический университет «Фрайбергская горная академия»

Сплавы с памятью формы (СПФ) на основе Ti-Ni в настоящее время входят в число перспективных, активно развивающихся функциональных материалов. Благодаря своим уникальным свойствам (эффект памяти формы, сверхупругость, способность генерации реактивных напряжений) они находят широкое применение в различных отраслях техники и медицины. Усложнение конструкций и интеллектуальных устройств, действующих на основе эффекта памяти формы (ЭПФ), влечет за собой повышение требований к комплексу свойств. Термомеханическая и термическая обработка СПФ на основе Ti-Ni эффективно управляют комплексом механических и функциональных свойств за счёт формирования широкого спектра структур (ультрамелкозернистой, полигонизованной, рекристаллизованной).

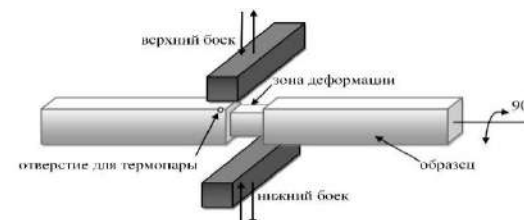
Интенсивная пластическая деформация (ИПД) является одним из наиболее эффективных способов измельчения структуры и соответствующего повышения механических и функциональных свойств СПФ на основе Ti-Ni. С её помощью в данных сплавах можно сформировать ультрамелкозернистую структуру, обеспечивающую существенное повышение функциональных свойств.

Деформацию СПФ Ti-50,7 ат.% Ni проводили в изотермических условиях по схеме MaxStrain, которая заключается в чередовании сжатия образца по двум взаимно перпендикулярным осям. Температурные интервалы мартенситных превращений оценивали методом дифференциальной сканирующей калориметрии. Структуру исследовали рентгенографически и электронномикроскопически. Обратимую деформацию определяли термомеханическим методом при изгибе.

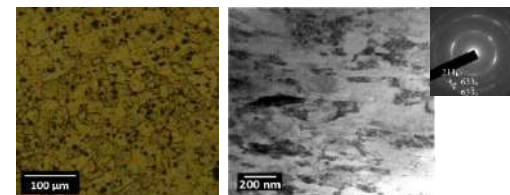
В данной работе было исследовано впервые проведена деформация по схеме MaxStrain стареющего СПФ Ti-Ni при температурах 350 °С со степенью накопленной деформации $e = 6,6$. Полученная структура находится в нанометрическом диапазоне, со средним размером элементов структуры менее 100 нм. Нанокристаллическая структура, сформированная в результате MaxStrain деформации, обеспечивает значительное повышение значений полной обратимой деформации с 4 до 12 % по сравнению с контрольной обработкой.

В работе показана возможность применения деформации по схеме MaxStrain при деформационно-температурных условиях, характерных для формирования структуры, близкой к нанокристаллической.

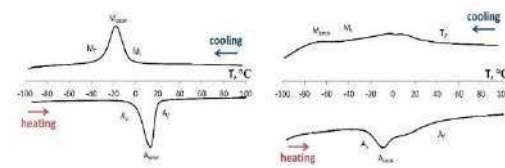
Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-33-60090.



Принцип действия модуля MaxStrain



Структура сплава до и после MaxStrain деформации



Калориметрические кривые сплава до и после MaxStrain деформации

morozova_ai@bsu.edu.ru

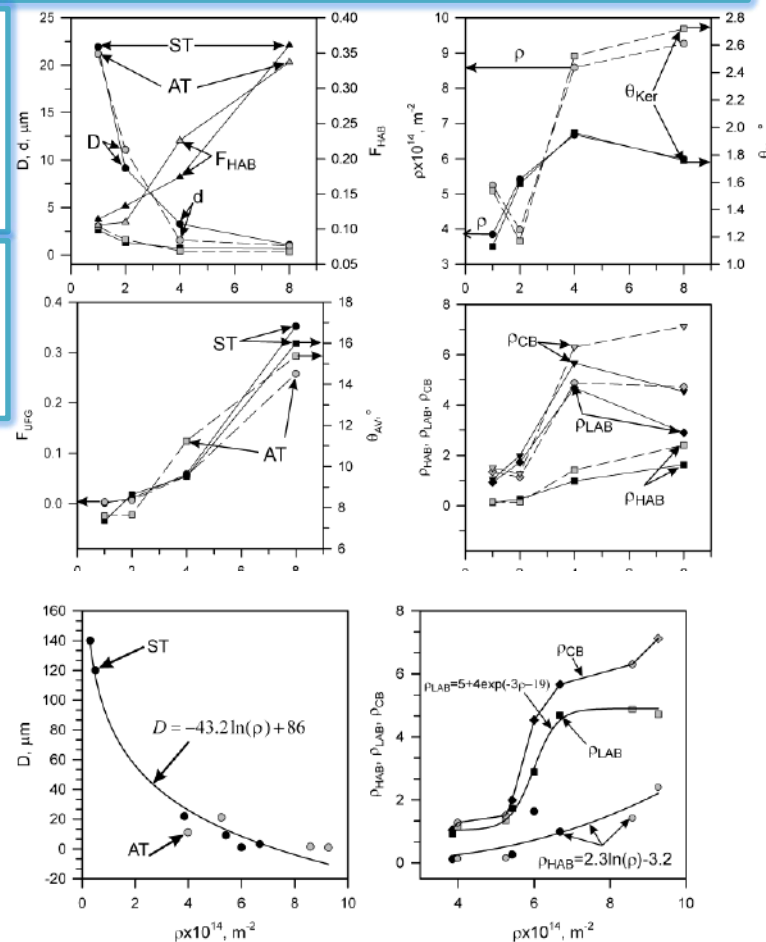
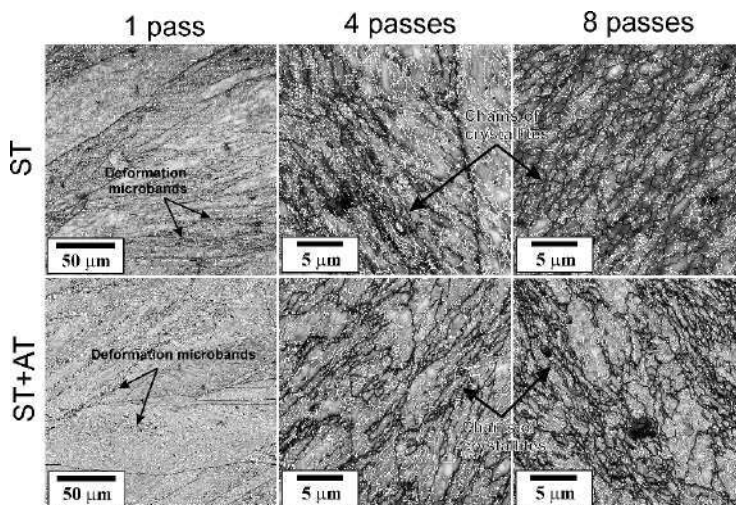
Микроструктура низколегированного сплава Cu-Cr-Zr после РКУП-Конформ

А. Луговская, М. Ткачев, А. Пилипенко, А. Морозова, Г.И. Рааб, А. Беляков, Р. Кайбышев
 Белгородский государственный национальный исследовательский университет, 308015, Белгород, улица Победы 85,
 Россия

Аннотация. Микроструктура сплава Cu-0.1%Cr-0.1%Zr была исследована после отжига или старения и равноканального углового прессования методом конформ (РКУП-К). РКУП-К привел к образованию малоугловых границ (МУГ), которые трансформировались в большеугловые границы (БУГ). После 1 прохода РКУП-К появились микрополосы деформации, что привело к образованию ультрамелких зерен в микрополосах при дальнейшей обработке. Средний размер зерна постепенно уменьшался, а плотность дислокаций увеличивалась.

Материалы и методики. В качестве материала исследования был взят сплав Cu-0,1%Cr-0,1%Zr. Сплав был подвергнут термической обработке при температуре 920 °С 1 ч с охлаждением в воде. Затем часть образцов была подвергнута отжигу при температуре 550 °С в течение 4 ч. Осуществляли 1, 2, 4, 8 проходов РКУП-К при комнатной температуре по маршруту В_C. Исследования микроструктуры проводили методом EBSD-анализа с помощью растрового электронного микроскопа Nova NanoSEM 450. Средний размер зерен и субзерен был определен методом секущих как среднее расстояние между БУГ в поперечном и продольном направлениях. Плотность дислокаций определяли с помощью анализа микронапряжений (функция Kernel Average Misorientation). Доля ультрамелких зерен (при размере менее 2 мкм), средний угол разориентировки, Средняя разориентировка по Кернелу (для шага сканирования 200 нм) оценивались с использованием программного обеспечения OIM Software. Образцы для исследования микроструктуры полировали электролитом 25% HNO₃ и 75% CH₃OH при температуре -20 °С и напряжении 10 В на аппарате Tenupol 5.

Выводы. После обработки: средний размер зерна 140 мкм, плотность дислокации 10¹³ м⁻². Старение привело к выпадению богатых хромом эллипсоидных частиц. Размер частиц 10-15 нм и 5-7 нм. Доли БУГ выше 0,98, а средние углы разориентировки 45-48°. РКУП-К сопровождался образованием деформационно-индуцированных МУГ и удлинением исходных зерен, разделенных деформационными микрополосками. Дальнейшая деформация приводила к увеличению разориентации МУГ с последующим преобразованием в БУГ. Новые ультрамелкие зерна образовывались преимущественно в деформационных микрополосках. Доля ультрамелких зерен значительно увеличилась после 4 проходов РКУП-К. 8 проходов РКУП-К привели к образованию равноосных кристаллитов размером около 0,5 мкм с высокой долей БУГ.



Международная конференция и Школа молодых ученых «Получение, структура и свойства высокоэнтропийных материалов» 14-16 октября 2020 г.

№
28

4lukash4@gmail.com

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb, ПОДВЕРГНУТОГО КОМБИНИРОВАННОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

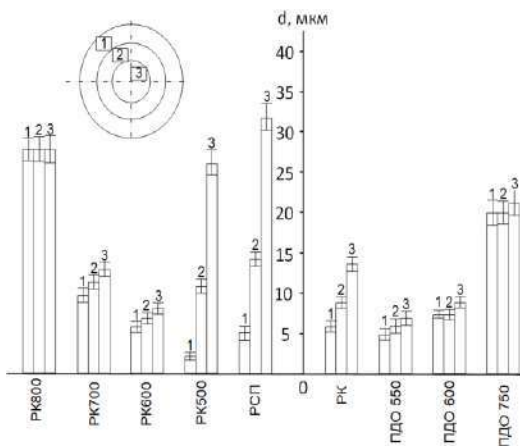
Лукашевич К.Е. ¹, Деркач М.А. ¹, Шереметьев В.А. ¹, Кудряшова А.А. ¹, Галкин С.П. ¹, Андреев В.А. ², Прокошкин С.Д. ¹, Браиловский В. ³

НИТУ «МИСиС»¹

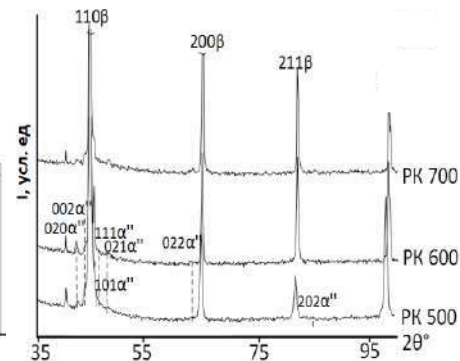
Институт металлургии и материаловедения им. Байкова²

Ecole de Technologie superieure³

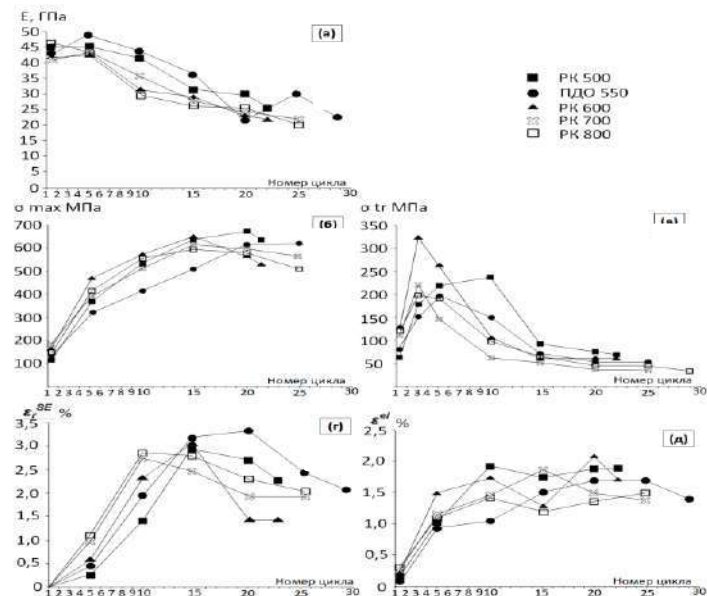
Слиток сплава Ti-28Zr-21Nb (в масс. %) был подвергнут ТМО по разным режимам, включающим РСП ($\epsilon = 2,73$) при температуре 900°C, высокотемпературную и низкотемпературную ТМО. ТМО, ВТМО была проведена методом РК ($\epsilon = 1,69$) при температурах 500-800 °C. НТМО включала в себя РК ($\epsilon = 1,42$) при температуре 600 °C, последующей РК ($\epsilon=0,3$) при 25 °C и ПДО при 500-750 °C.



Распределение среднего размера зерна сплава Ti-19Zr-14Nb в каждой зоне после различных ТМО



Рентгеновские дифрактограммы сплава



Изменение параметров диаграммы нагружения-разгрузки при различных вариантах ТМО

РСП приводит к формированию неоднородной структуры по всему сечению заготовки. ПДО при температуре 750 °C выравняет структуру по сечению всего прутка. ТМО с температурой РК 800 °C формирует динамически полигонизованную структуру β-фазы.

Оптимальными функциональными свойствами: низким модулем Юнга (около 40 ГПа), большой разницей между дислокационным и фазовым пределом текучести, наивысшим значением обратимой деформации (~5,2%) обладает образец после НТМО с температурой отжига 550 °C.

magmedva.dasha@mail.ru

Определение характера распределения напряжений при статическом растяжении цилиндрических образцов из крупно- и мелкозернистого Al 6101

Магомедова Дарья Курбановна

Санкт-Петербургский Государственный Университет

В работе приведены данные расчёта и показан характер распределения критических напряжений, которые определяют зарождение пор внутри материала при статическом нагружении.

- В качестве материала использовался Al-6101 в виде цилиндрических образцов с различными диаметрами поперечного сечения. Часть исходных заготовок (крупнозернистый КЗ сплав) была подвергнута отжигу при температуре 550°C в течение 2 часов и последующей закалке в воду комнатной температуры; после закалки они подвергались естественному старению (ЕС) в течение 6 суток. Другая часть также подвергалась отжигу при температуре 550°C в течение 2 часов и дальнейшему отжигу в течении 12 часов при температуре 170°C с последующей закалкой водой комнатной температуры – образцы с искусственным старением (ИС). Для получения ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры часть заготовок была обработана ИПД методом равноканального углового прессования по схеме Конформ (РКУП-К).
- Механические испытания образцов на одноосное растяжение проводили на испытательной машине ShimadzuAG-50kNX. Растяжение образцов проводили при комнатной температуре с постоянной скоростью деформации $1,4 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Растяжение проводилось до разрушения образцов. Поверхность образцов в долевом сечении исследовалась с помощью электронного микроскопа
- В пакете был произведён расчёт распределения трехосных (сумма эквивалентных и гидростатических) напряжений, полученные с помощью пакета ANSYS 19.0. Расчет проведен согласно данным с видеоэкстензометра и испытательной машины для каждой геометрии КЗ всех типов старения и УМЗ образцов.

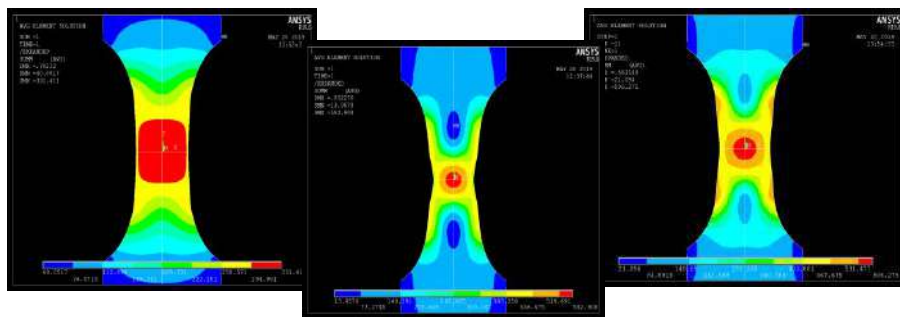


Рис.1. Распределение трехосных напряжений для образцов с диаметром поперечного сечения 5 мм: а) ЕС; б) ИС; в) УМЗ.

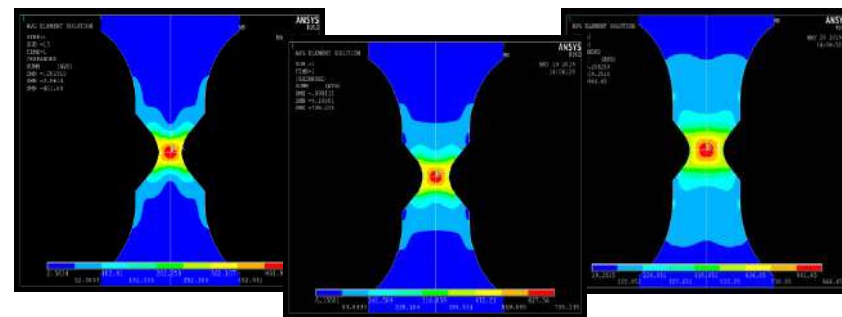


Рис.2. Распределение трехосных напряжений для образцов с диаметром поперечного сечения 2,8 мм: а) ЕС; б) ИС; в) УМЗ.

- Анализ распределения трехосных напряжений с учетом различия геометрий показывает, что выточка приводит к локализации значений напряжения в участке поперечного сечения, имеющего минимальный диаметр, при этом характер распределения трехосных напряжений зависит от геометрии выточки. На прочность и пластичность материала влияет геометрия исследуемых образцов: образцы с более узкой рабочей частью оказываются наименее пластичными, но показывают более высокую прочность. На прочность и пластичность также влияет структура материала: при уменьшении размера зерна увеличивается прочность.
- Применение модели и результаты теоретического исследования распределения трехосных напряжений в образцах в ходе испытаний позволило определить критические напряжения при возникновении пор для 2х исследуемых состояний: $\sigma_r \approx 220 \text{ МПа}$ для КЗ ЕС и $\sigma_r \approx 330 \text{ МПа}$ для КЗ ИС. Качественный анализ экспериментальных и теоретических результатов позволяет предположить, что величина критического напряжения при образовании пор в УМЗ материале имеет более высокие значения.

e-mail: valya_moskvina@mail.ru

ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ КОМПОЗИЦИОННЫХ СЛОЕВ, СФОРМИРОВАННЫХ ПРИ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ ОБРАЗЦОВ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ С РАЗЛИЧНОЙ СТРУКТУРОЙ

¹Москвина В.А., ¹Астафурова Е.Г., ²Рамазанов К.Н., ^{1,3}Загибалова Е.А.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, ²Уфимский государственный авиационный технический университет, ³НИ Томский политехнический университет

Работа выполнена при поддержке стипендии Президента РФ (СП-14.2019.1)

Объект исследования

АНС AISI 316L

Fe-17Cr-13Ni-2.7Mo-
1.7Mn-0.6Si-0.01C мас.%

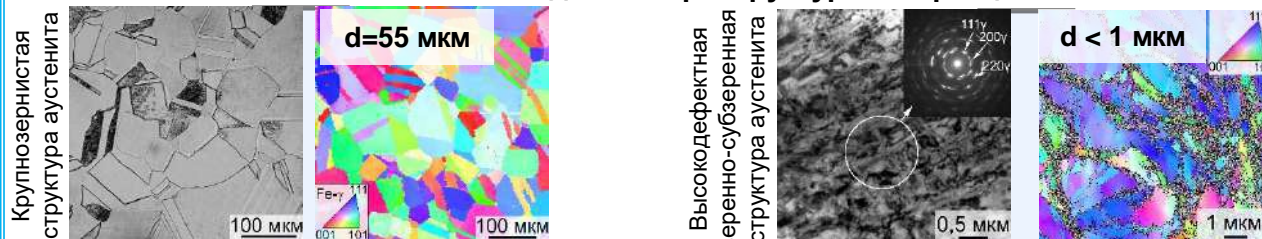
Термомеханическая обработка
образцов стали (прокатка
40%+отжиг/прокатка 80%)

Формирование различной
микроструктуры в образцах

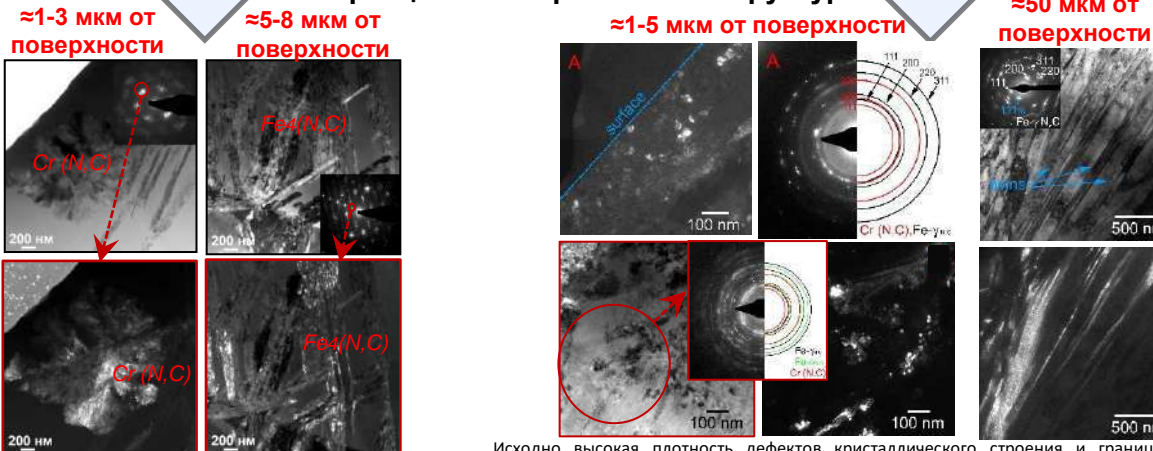
Ионно-плазменная обработка АНС
T=540°C; (12 ч); P=300 Па;
N₂ (25%)+C₂H₂ (5%)+ Ar (70%)

Формирование упрочненного слоя
в стальных образцах с различной
микроструктурой

Различная исходная микроструктура в образцах АНС



Фазовый состав и микроструктура поверхностных композиционных слоев в образцах АНС с различной структурой



При ИПО происходит образование сильно пересыщенного твердого раствора атомов внедрения в аустените с последующим «строчечным» выделением когерентных матрице частиц фазы Fe₄(N,C) в теле зерен, наряду с единичным выделением областей с фазой Cr(N,C) в теле и вдоль границ зерен.

Исходно высокая плотность дефектов кристаллического строения и границ раздела в образцах с зеренно-субзеренной структурой способствует распаду пересыщенного атомами внедрения аустенита и формированию однородной дисперсной композиционной структуры, состоящей из смеси фаз Fe-γ_с, Fe₄(N,C) и Cr(N,C)+Fe-α. В диффузионной зоне происходит релаксация деформационной структуры с образованием высокой плотности двойниковых границ наряду с твердоустойчивым упрочнением аустенита атомами внедрения.

aamurashov@nifti.unn.ru

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПТ-3В И ПТ-7М ДЛЯ АТОМНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ

Мурашов Артём Александрович

Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского

Введение

В настоящее время титановые сплавы являются одним из основных материалов атомного машиностроения. В частности современные титановые сплавы активно используются для изготовления теплообменного оборудования ЯЭУ. В связи с этим к титановым сплавам, предъявляются высокие требования по прочности, коррозионной стойкости, радиационной стойкости и одной из ключевых характеристик является стойкость титановых сплавов коррозионно-усталостному разрушению.

В настоящее время в ядерной энергетике используются крупнозернистые титановые сплавы систем, Ti – Al – V, Ti – Al – Zr. Эти материалы, полученные с использованием традиционных технологий имеют крупнозернистую неоднородную структуру и, как следствие, низкие физико-механические и эксплуатационные характеристики.

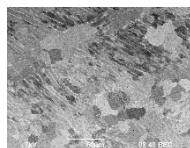
Одним из перспективных способов повышения физико-механических свойств и служебных характеристик металлов и сплавов являются методы интенсивного пластического деформирования, позволяющие эффективно управлять параметрами структуры материала.

Экспериментальные результаты

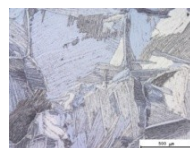
Исследования микроструктуры показали, что в исходном состоянии (состояние поставки) наблюдается сильно неоднородная крупнокристаллическая (КК) структура. В сплавах ПТ-3В и ПТ-7М присутствуют выделения частиц - фазы по границам зерен - и -фазы. После РК и РКУП в сплавах формируется мелкозернистая структура со средним размером фрагментов ~0.2-0.5 мкм, данную структуру можно охарактеризовать как смешанную зеренно-субзеренную.

Исследования микротвёрдости показывают, что твердость УМЗ титановых сплавов существенно выше твердости данных сплавов в КК состоянии.

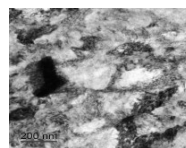
Проведенные коррозионно-усталостные испытания показывают, что УМЗ титановые сплавы обладают повышенной коррозионно-усталостной прочностью по сравнению с КК состоянием.



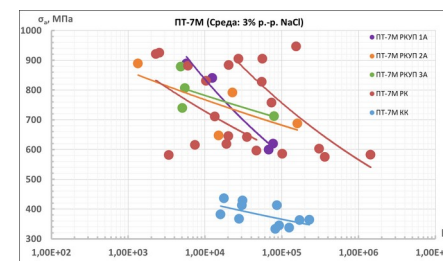
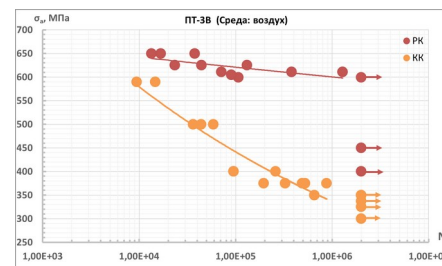
ПТ-3В (КК)



ПТ-7М (КК)



ПТ-7М (УМЗ)



Выводы

Проведены исследования структуры и механических свойств титановых сплавов. Показано, что формирование УМЗ структуры в сплавах ПТ-3В и ПТ-7М методом РК и РКУП приводит к существенному увеличению прочностных характеристик материалов, а также к повышению усталостной прочности титановых сплавов по сравнению с исходным крупнокристаллическим состоянием сплавов. Показано, что образцы сплава ПТ-7М, полученные методом ротационнойковки, обладают заметным большим разбросом экспериментальных данных (экспериментальные точки могут быть описаны двумя кривыми усталости с различными параметрами уравнения Баскина).

Объект исследования и методики

В качестве объектов исследования выступают промышленные титановые сплавы ПТ-3В (Ti-4.73вес. %Al-1.88вес.%V) и ПТ-7М (Ti-2.2вес. %Al-2.5вес.%Zr). Ультрамелкозернистая (УМЗ) структура в сплавах формировалась методом ротационнойковки (РК) при комнатной температуре и методом равноканального углового прессования (РКУП), при температуре 450 °С в случае ПТ-3В и 475 °С в случае ПТ-7М.

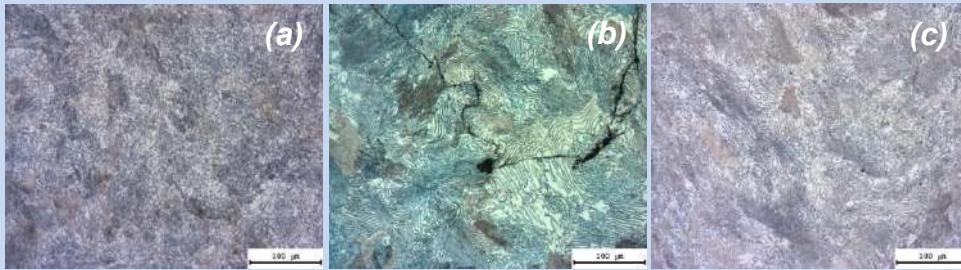
Состояние материала	HV, МПа	
	ПТ-3В	ПТ-7М
Крупнокристаллическое состояние	2000	2040
Поле ротационнойковки	2715	2750
После РКУП (N=1)	2900	3100
После РКУП (N=2)	3100	3175
После РКУП (N=3)	3200	3300

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОБРАБОТКИ ВЗРЫВОМ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

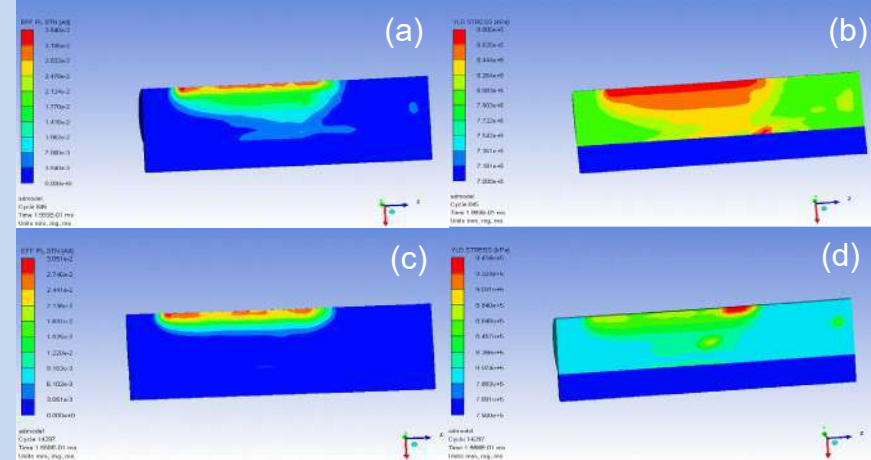
Нагичева Галина Сергеевна

Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского

Целью работы являлось моделирование процесса обработки взрывом углеродистой стали методом конечных элементов в программной среде ANSYS Workbench и верификация результатов расчетов путем проведения экспериментальных исследований структуры и свойства углеродистой стали У8 в исходном состоянии и после взрывной упрочняющей обработки.



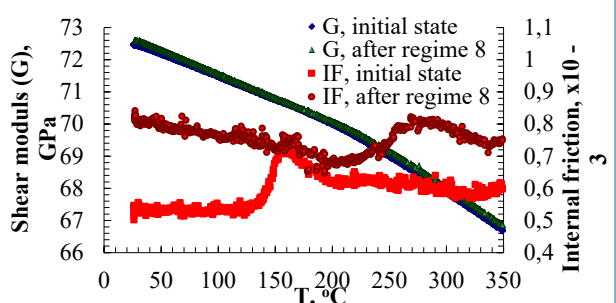
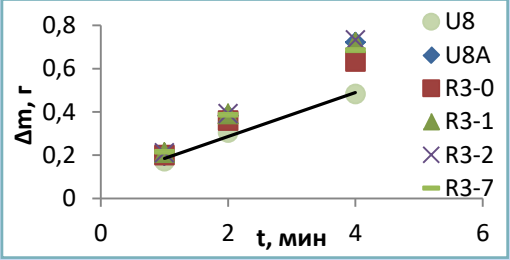
Фотографии микроструктуры образцов №1 в исходном состоянии (а), после обработки по режиму без подложки (b) и с подложкой (с)



Распределение значений пластических деформаций (а, с) и предела текучести (b, d) вдоль длины исследуемого цилиндра стали У8А. Случай нагружения без подложки (а, b) и с подложкой δ=2 мм, ρ=1.73 г/см³, g=3.309 МПа (с, d)

Анализ результатов компьютерного моделирования показал, что процесс деформации при взрывном нагружении протекает неравномерно в продольном и поперечном сечениях цилиндрической заготовки. Значения давления во время взрыва достигают нескольких гигапаскалей, что приводит к упрочнению стальной заготовки в отдельных зонах. Металлографические исследования показали, что сталь У8А в исходном состоянии имеет перлитную микроструктуру, преимущественно пластинчатого характера. В структуре стали присутствуют зоны сфероидизированного перлита, что приводит к неоднородному распределению и снижению микротвердости в этих участках. Показано, что обработка взрывом не приводит к заметному общему повышению макротвердости и износостойкости стали, но сопровождается незначительным повышением микротвердости в областях пластинчатого (до ~2800 МПа) и сфероидизированного перлита (до ~2300 МПа). Исследования внутреннего трения показали, что в исходном состоянии наблюдается пик внутреннего трения при температуре нагрева ~160 °С, который имеет, вероятно, дислокационную природу. После взрывной обработки наблюдается повышение фона внутреннего трения, обусловленное, очевидно, увеличением плотности решеточных дислокаций. На температурной зависимости внутреннего трения наблюдается пик Снука-Кестера при температуре ~270 °С. Полученные результаты свидетельствуют о том, что при взрывной обработке происходит повышение концентрации углерода на ядрах решеточных дислокаций, обусловленное, очевидно, «уходом» атомов углерода из пластин цемента Fe₃C. Это приводит к частичной сфероидизации пластин цемента и снижению износостойкости стали.

Зависимость потери массы от времени испытаний на износ образцов стали У8. Режим №3. Прикладываемая сила – 15 Н (50 кПа)



Температурные зависимости внутреннего трения в стали У8А в исходном состоянии и после взрывной обработки (случай с подложкой)

NaumovStanislav@yandex.ru, +79125805568

Влияние температуры предварительного нагрева перед лазерной сваркой на структуру и механические свойства орторомбического алюминид титана Ti₂AlNb

Наумов Станислав Валентинович
 НИУ «БелГУ», г. Белгород

LBW – лазерная сварка;
 WZ – сварной шов;
 HAZ – зона термического влияния;
 BM – основной металл;
 PWHT – термическая обработка после сварки по режимам HT1, HT2;
 Ti₂AlNb – орторомбический алюминид титана.

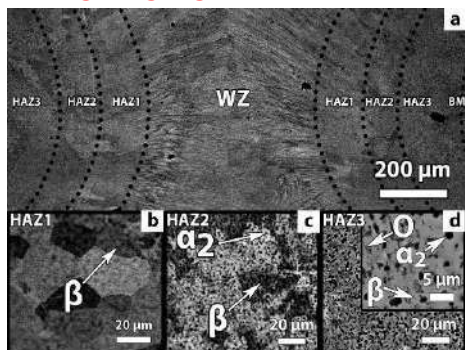


Рис.1. Зоны сварного шва после LBW без подогрева и структура HAZ после LBW с подогревом до 400°C: а – WZ; б – HAZ1; в – HAZ2; д – HAZ3.

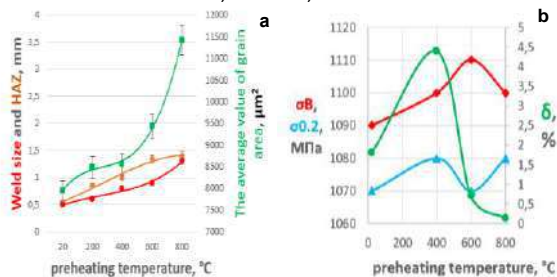


Рис.2. Зависимости геометрических параметров зоны сварки (а) и механических свойств (б) от температуры предварительного подогрева LBW.

Сплавы на базе Ti₂AlNb являются одними из наиболее перспективных жаропрочных сплавов для изделий авиакосмической и автомобильной отрасли благодаря высоким удельным прочностным характеристикам, сравнительно низкой плотности и стойкости к окислению. Однако технологические свойства этих сплавов, например, свариваемость, ограничивают возможности их применения. Лазерная сварка позволяет получать высокоточные конструкции без дополнительных механических правок и поэтому являются одним из наиболее перспективных способов получения неразъемных соединений из сплавов Ti₂AlNb. Однако, лазерная сварка может сопровождаться трещинообразованием и существенным снижением пластичности. Таким образом, целью данной работы является исследование возможностей получения качественных сварных соединений из сплавов на базе Ti₂AlNb за счет варьирования технологических параметров лазерной сварки и последующей термической обработки.

В работе использован сплав Ti-23Al-23Nb-1,4V-0,8Zr-0,4Mo-0,4Si ат.%. LBW проводили лазером мощностью 2,5-3,0 кВт со скоростью сварки 3-5 м/мин при комнатной и с предварительным подогревом 400-800 °С. PWHT сварных соединений проводили по режимам «закалка 920 °С +старение 800 °С» (HT1) или «старение 800 °С» (HT2). Микроструктурные исследования проводили с использованием электронных микроскопов Nova NanoSEM 450 и FEI ESEM Quanta 200. Испытания на одноосное растяжение проводили на универсальной испытательной машине Instron 5882 при комнатной температуре со скоростью нагружения 10⁻³ с⁻¹.

По результатам можно сделать следующие выводы:

- LBW с подогрев до 27-600 °С приводит к формированию столбчатых кристаллов β-фазы в сварном шве. При подогреве 800°C в середине шва возникают крупные равноосные кристаллы. HAZ состоит из трех областей: HAZ1 - β, HAZ2 – β+α₂, HAZ3 - β+α₂+O (рис. 1). С увеличением температуры подогрева перед сваркой наблюдается увеличение размеров дендритов β-фазы в сварном шве, ширины шва и зоны термического влияния (HAZ) (рис. 2а), снижение содержания Al и Ti в сварном шве при высоких температурах подогрева и рост пористости.

- У сварного соединения наблюдаются пониженная прочность и пластичность относительно основного материала. Среди сварных соединений наибольшая пластичность наблюдается после LBW с подогревом 400 °С (δ=4.3 %). В остальных случаях относительное удлинение не превышает 1.5 % (рис. 2б). У сварных соединений предел текучести и предел прочности находится на уровне 1070-1110 МПа, что составляет ~80% от свойств основного металла. Деформация сварных соединений при растяжении сосредоточена в зоне сварного шва и HAZ. Разрушение при этом происходит всегда по сварному шву вблизи зоны сплавления с формированием ручьистого излома.

- HT1 (закалка+старение) и HT2 (старение) позволяет управлять механическими свойствами сварных соединений в достаточно узких пределах. Однако HT1 сварных соединений после LBW с подогревом 400°C позволяет повысить пластичность в 1,5 раза, а прочность соединения составляет ~80% от BM. После термической обработки соединений после LBW с подогревом 600-800°C пластичность ниже 0.2%. Предел текучести и предел прочности при этом во всех случаях находится на близком уровне 1110-1170 МПа, что незначительно выше свойств до термообработки (рис. 3).

Работа выполнена в соавторстве с D O Panov, S V Naumov, V S Sokolovsky, E I Volokitina, N Kashaev, V Ventzke, R Dinse, S Riekehr, E A Povolnyaeva, E B Alekseev, N A Nochovnaya, S V Zherebtsov, G A Salishchev при финансовой поддержке РФФ (грант №19-79-30066).

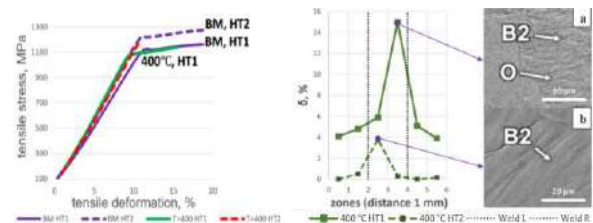


Рис. 3. Диаграмма растяжения BM и сварных соединений HT1 и HT2; распределение деформаций вдоль рабочей части образца при растяжении и деформационный рельеф в соответствующих зонах: LBW с 400°C после HT1 (а); LBW с 400°C после HT2.

fedoseeva@bsu.edu.ru

ДЕГРАДАЦИЯ СОПРОТИВЛЕНИЯ ПОЛЗУЧЕСТИ RE-СОДЕРЖАЩЕЙ 10%CR СТАЛИ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ ПРИ НИЗКИХ НАПРЯЖЕНИЯХ

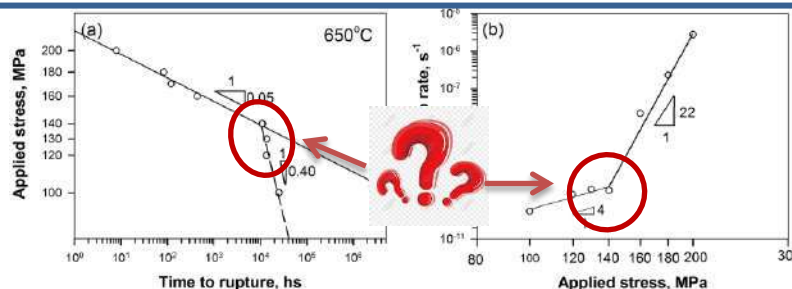
Федосеева А.Э., Никитин И.С., Федосеев А.Э., Кайбышев Р.О.

Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород, Россия

Re-содержащая 10%Cr-3%Co-3%W-0,002%N-0.01%B мартенситная сталь стали является перспективным материалом для изготовления критических элементов энергоблоков для угольных тепловых электростанций, работающих на ССКП пара.

Преимущества стали:

- Уникально высокие свойства при кратковременной ползучести
- Высокий предел ползучести (93 МПа)



Недостаток стали:

- Появление резкого перелома на кривой длительной прочности и зависимости минимальной скорости ползучести от напряжения при напряжениях ниже 140 МПа.

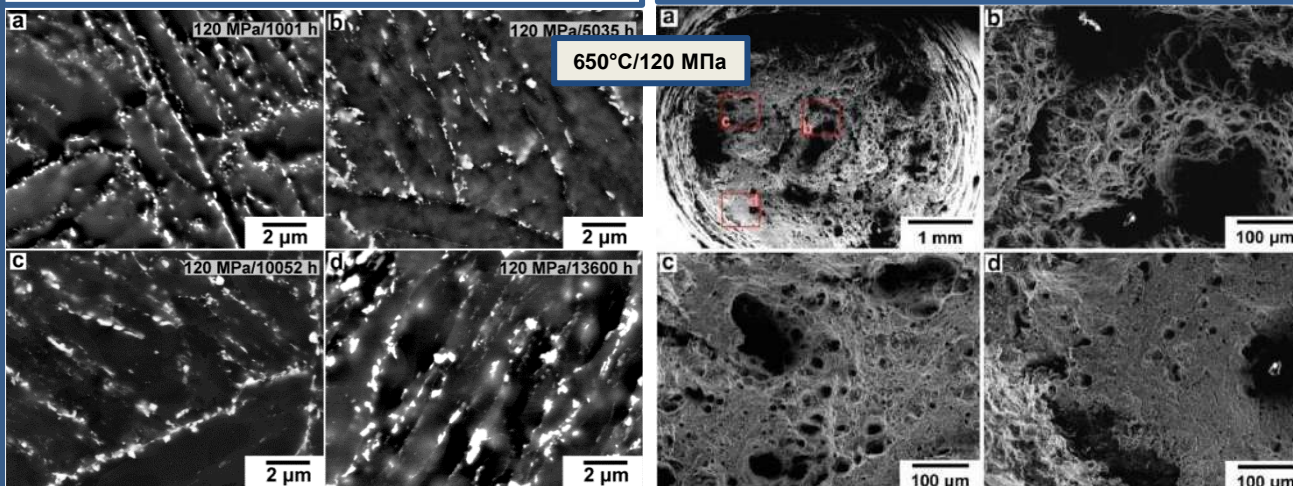
Такая сильная деградация сопротивления ползучести может быть связана с сильным укрупнением частиц фазы Лавеса.

Просвечивающая электронная микроскопия

Фрактография образца после разрушения

- В структуре стали после разрушения в условиях ползучести 650°C/120 МПа присутствуют фазы Лавеса с размерами более 2 мкм.
- Излом разрушенного образца имеет несколько очень крупных пор и трещин, которые и стали причиной разрушения.
- Несмотря на то что доля крупных частиц фазы Лавеса не превышала 5% от числа всех фаз Лавеса, именно они послужили местами зарождения крупных пор и трещин.

Работа выполнена за счет соглашения РНФ № 19-73-10089.



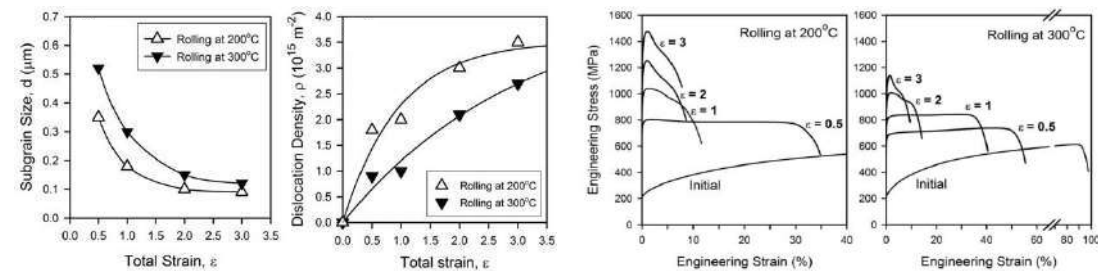
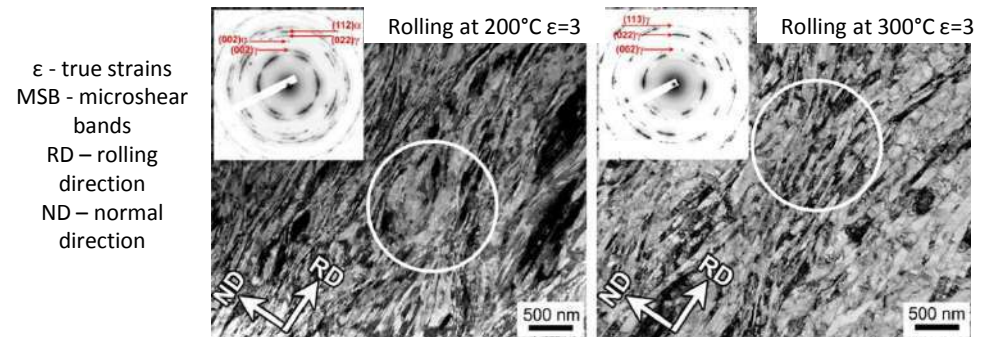
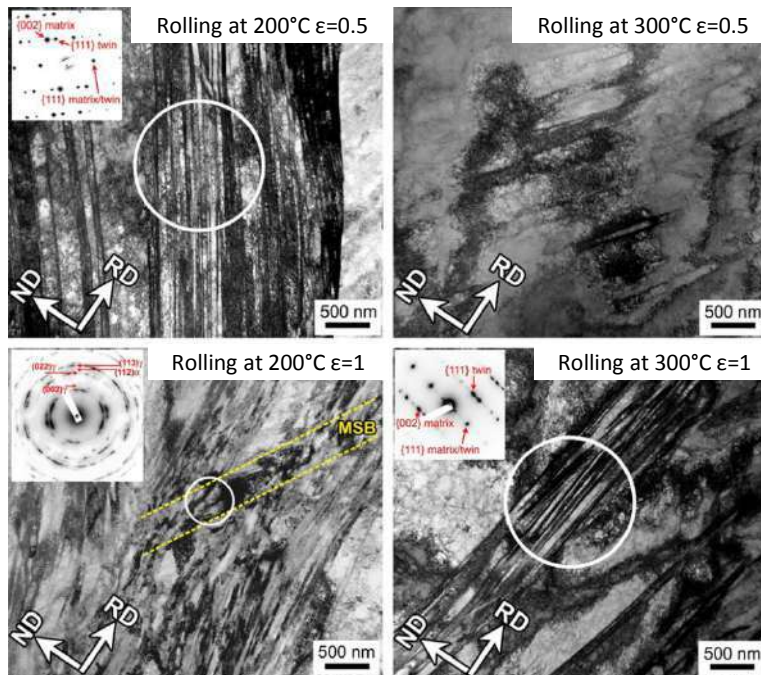
odnobokova_marina@mail.ru

Microstructure evolution in a 304L austenitic stainless steel during warm rolling

Odnobokova Marina

Institute for Physics of Advanced Materials, Ufa State Aviation Technical University

Abstract. The formation of nanocrystalline structure in a 304L austenitic stainless steel during warm plate rolling at 200°C and 300°C was investigated. The evolution of nanocrystalline microstructure is assisted by the development of mechanical twinning and micro-shear banding that result in rapid grain refinement. Additionally, the grain refinement during warm rolling at 200°C was accompanied by the development of partial martensitic transformation. The volume fraction of martensite achieved about 0.25 after rolling to a total strain of 3. Warm rolling was accompanied by significant strengthening of the 304L austenitic stainless steel. The yield strength approached 1240 MPa and 1000 MPa after warm rolling at 200°C and 300°C to a total strain of 3, respectively.

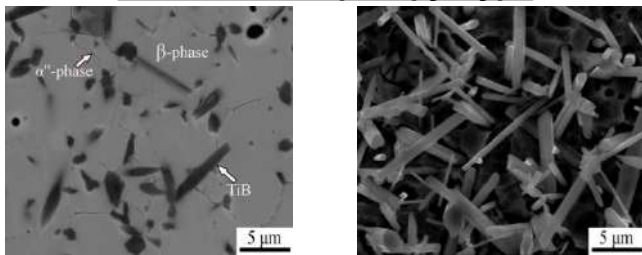


Влияние горячей прокатки на микроструктуру и механические свойства композита Ti-15Mo/TiB
 Озеров М.С., Жеребцов С.В.

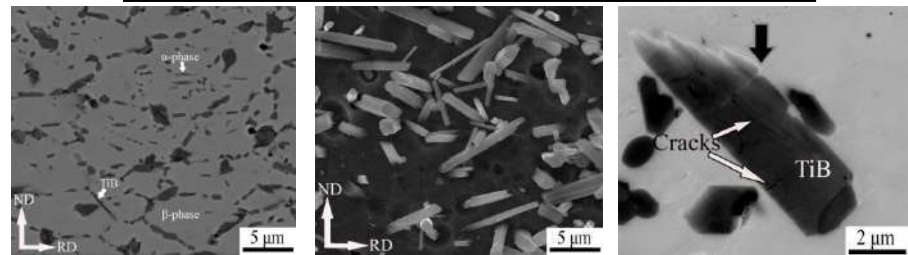
Лаборатория объёмных наноструктурных материалов НИУ «БелГУ»

Цель: Исследование микроструктуры и механических свойств композита Ti-15Mo/TiB, полученного искровым плазменным спеканием, после горячей прокатки и определение возможности деформационно-термической обработкой повысить пластичность композита без значительной потери прочности

Исходная микроструктура

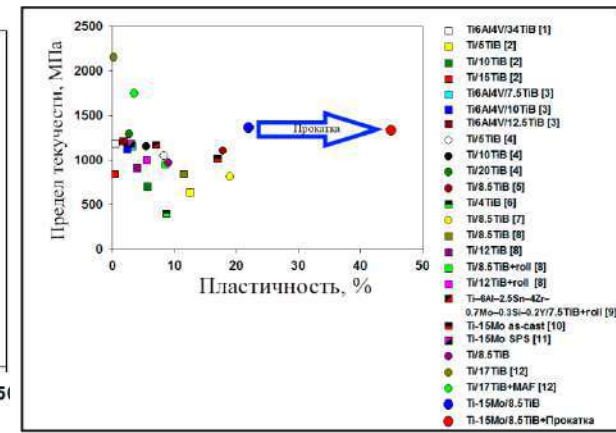
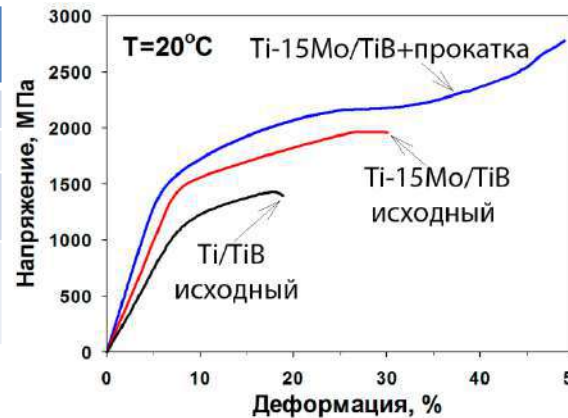


Микроструктура после прокатки при 1000°C



Механические свойства

Состояние	Микротвердость, HV
Ti-15Mo	353±8
Ti/8.5об.%TiB	413±10
Ti-15Mo/8.5об.%TiB	481±10
Ti-15Mo/8.5об.%TiB + Горячая прокатка	429±9



Выводы: Неизотермическая прокатка композита Ti-15Mo/TiB при температуре 1000°C до накопленной деформации ~0,7 привела к значительному увеличению значений прочности и пластичности. Горячекатаный образец не разрушился после уменьшения толщины на 45%, тогда как в исходном состоянии это значение составило 22%. Предел текучести составил 1330 МПа для горячекатаного образца и 1360 МПа для исходного

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ВАКУУМНО-ДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ

Пермяков Глеб
Львович

E-mail:
gleb.permyakov@yandex.ru

Пермский национальный исследовательский политехнический университет

Применение аддитивных дуговых процессов, дающих возможность получения крупногабаритные заготовок с минимальным припуском на механическую обработку и позволяет получить значительную экономию металла и многократно сократить затраты на технологическую подготовку производства. Это в полной мере относится к изготовлению изделий из таких дорогостоящих материалов, как титановые сплавы.

В работе рассматривается одна из технологий аддитивного производства – проволочная вакуумно-дуговая наплавка. Использование дуговой наплавки обеспечивает ряд преимуществ, как с технологической, так и экономической точки зрения. К ним можно отнести высокую производительность при получении изделий, регулирование в широких пределах теплопередачи в основной и наплавляемый материал и, как следствие, управление глубиной и шириной проплавления, структурой, составом и свойствами формируемого материала.

Целью данной работы является исследование основных закономерностей формирования структуры и свойств, а также влияния основных параметров режима на геометрические характеристики наплавляемых валиков из титанового сплава BT-20. Для этого были исследованы шлифы поперечного сечения валиков, полученных при различных параметрах режима наплавки.

Структура материалов наплавки дендритного строения, дендриты ориентированы в направлении противоположном теплоотводу. Наблюдается некоторая полосчатость структуры. Пористость в наплавленных слоях отсутствует для всех режимов обработки. Зафиксировано, что при дуговой наплавке в вакууме снижение тока наплавки способствует повышению дисперсности пластин α -фазы до долей микрона, это сопровождается ростом микротвердости. При таком термическом цикле наплавки сплава BT-20 создаются условия для формирования благоприятной мелкодисперстной мартенситной структуры с неширокими α -колониями мелких игл α -фазы, обеспечивающими высокую микротвердость на уровне 400HV.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (государственное задание № FSNM-2020-0028), Министерства образования и науки Пермского края (соглашение С-26/787 от 21.12.2017) и Российского фонда фундаментальных исследований (проект РФФИ № 18-08-01016А)

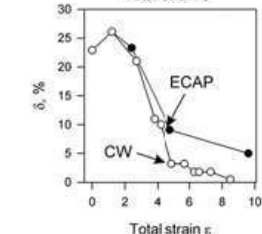
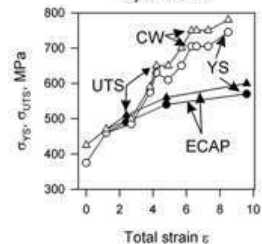
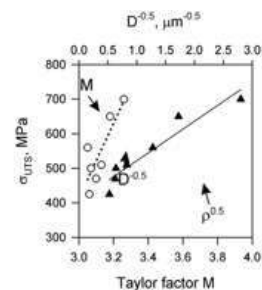
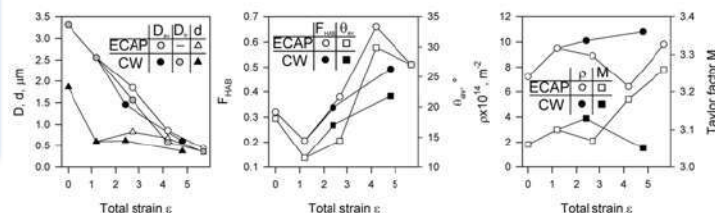
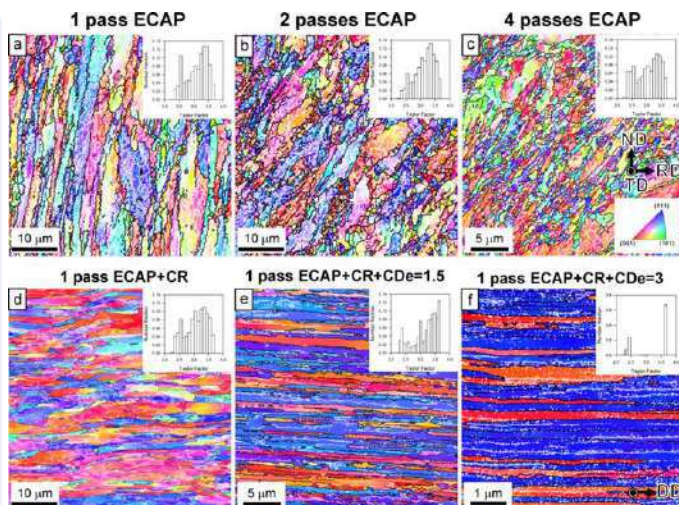
morozova_ai@bsu.edu.ru

Влияние метода деформации на микроструктуру и механические свойства медного сплава

А Морозова, А Пилипенко, М Ткачев, А Луговская, А Беляков и Р Кайбышев

Белгородский государственный национальный исследовательский университет, ул. Победы, 85, Белгород, 308015

Аннотация. Были исследованы микроструктура и механические свойства сплава Cu-0,25% Mg. Часть образцов была подвергнута равно канальному угловому прессованию (РКУП), другая – комбинированной холодной обработке, включая РКУП с последующей прокаткой и волочением при комнатной температуре. РКУП привел к образованию дислокационных границ и появлению ультратонких равноосных зерен со средним размером 0,6 мкм после 4 прохода. Поперечный размер зерна после комбинированной холодной обработки со степенью деформации 5,7 достиг 0,43 мкм. Предел текучести и предел прочности после РКУП со степенью деформации 9,6 составили 570 и 600 МПа; тогда как после комбинированной холодной обработки со степенью деформации 8,7 значения стали равны 745 и 780 МПа, соответственно.



Материал и методики. Исследовали сплав Cu-0,25%Mg. Исходные образцы были подвержены ковке при 800 °С и последующей прокатке при 450 °С. Затем, часть образцов была подвергнута РКУП с углом пересечения каналов матрицы 90° при комнатной температуре по маршруту В_С. Другая часть образцов после 1 прохода РКУП подверглась холодной прокатке (CR) и холодному волочению (CD). Исследования микроструктуры проводили методом EBSD-анализа с помощью растрового электронного микроскопа Nova NanoSEM 450. Электрополировку проводили в 25% HNO₃ и 75% CH₃OH электролите при температуре -20°С и напряжении 10В с использованием оборудования TenuPol 5. Средний размер зерна и субзерен, доля высокоугловых границ (HAB), ультрамелкозернистая структура (размер зерна менее 2 мкм), средний угол разориентировки, плотность дислокаций, средний угол разориентировки по Кернелу (шаг сканирования 200 нм) были рассчитаны с использованием программного обеспечения OIM. Для изучения механических свойств использовали установку Instron 5882. Образцы для испытаний имели следующее соотношение между расчетной длиной l и площадью поперечного сечения F: l = 5,65F^{0,5}. Начальная скорость деформации составляла 2x10⁻³ с⁻¹.

Выводы

1. Средний размер зерна после РКУП (0,6 мкм) больше, чем после волочения (0,43 мкм).
2. Волочение способствовало быстрому увеличению доли большеугловых границ и среднего угла разориентировки границ.
3. После 1-2 проходов происходило увеличение фактора Тейлора до 3,1, тогда как после 4 прохода он снизился до 3,05. Комбинированная холодная обработка сопровождалась постепенным увеличением фактора Тейлора.
4. После холодной деформации предел текучести приближался к пределу прочности независимо от технологии обработки.
5. РКУП сопровождалось постепенным упрочнением на 20-30 МПа, в то время как в процессе волочения оно составляло 40-60 МПа при одинаковой степени деформации.

zakhvalinskii@bsu.edu.ru

SYNTHESIS AND MAGNETIC PROPERTIES OF SOLID SOLUTIONS OF A DILUTED MAGNETIC SEMICONDUCTOR $(\text{Zn}_{1-x}\text{Fe}_x)_3\text{As}_2$

V.S. Zakhvalinskii, T.B. Nikulicheva, E.A. Pilyuk, A.A. Trubaev, I.M. Usaty

Belgorod National Research University, 85 Pobedy St, Belgorod 308015, Russia

Solid solution $(\text{Zn}_{1-x}\text{Fe}_x)_3\text{As}_2$ (ZFA) was synthesized from stoichiometric melts of Zn_3As_2 and Fe in the range of $0.005 < x < 0.04$ by using the modified Bridgeman method. The results of X-ray analyses and the magnetometry data show that the border of solid solutions in this system lay near $x = 0.015$. A notable feature of our magnetometry results is a spin-glass-type freezing of magnetic moments in the temperature range 10-50 K.

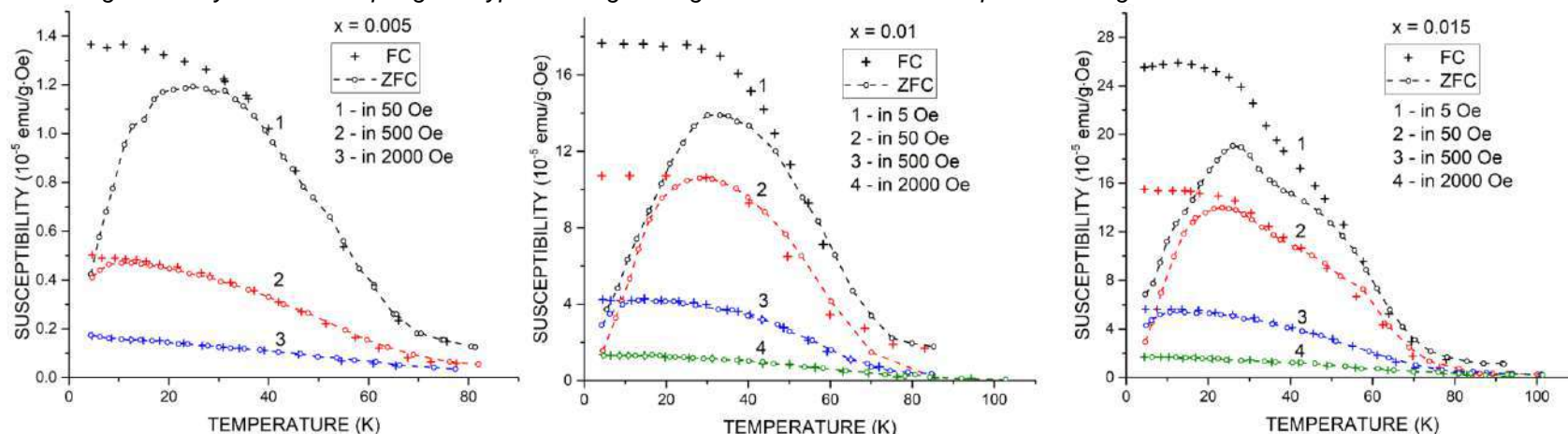


Figure 1. Temperature dependence of the magnetic susceptibility of a ZFA ($x = 0.005, 0.01, 0.015$) single crystal

One of the most characteristic properties of ZFA is that its magnetic behavior depends strongly on the history of the sample (see Fig. 1). This fact suggests the existence of a spin-glass-type freezing of magnetic moments in this material. The same can be concluded from the saturation of IRM vs. H and the small hysteresis. Also the increasing of the ZFC magnetization with temperature and the existence of a maximum in the temperature dependence of the ZFC susceptibility are spin-glass properties. Increasing of the applied magnetic field shifts this maximum to lower temperatures.

The two very different slopes of TRM vs. T (one of which depends on the magnetic field previously applied) in our data indicate the existence of two types of magnetic clusters in ZFA. The same is suggested by the wideness of the ZFC susceptibility maxima in ZFA and even "splitting" in the sample with $x = 0.015$. Nonstatistical distribution of iron in ZFA cannot be ruled out. In this case the probability of the formation of clusters with strong internal interactions and relatively big magnetic moments grows as well as the existence of the second phase. The changing of the concentration of iron in ZFA allow to observe the transition from the system, containing clusters, mixed with the lost spins ($x = 0.005$) through the intermediate state ($x = 0.01$) to the clusters of several types with complex internal interactions ($x = 0.015$) and even to the appearance of the second phase ($x > 0.015$).

povolyaeva@bsu.edu.ru

Лазерная сварка металл-матричного композита Ti-15%Mo/TiB

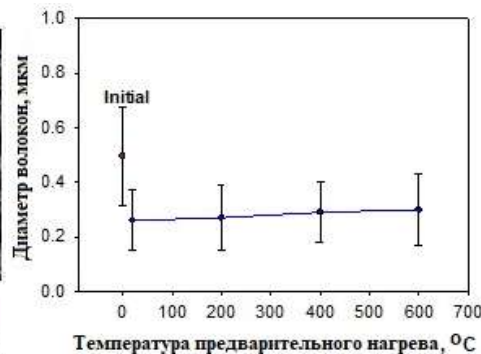
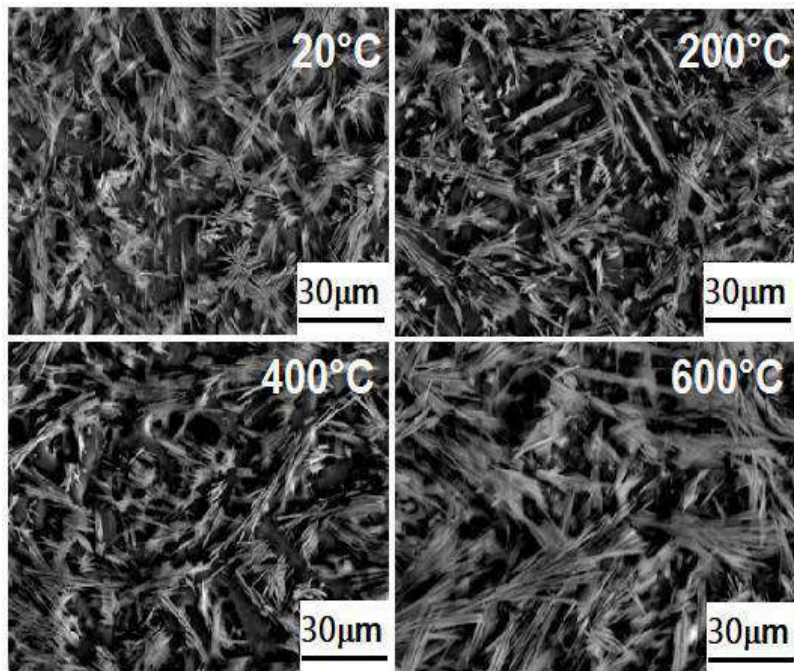
Поволяева Е.А.¹, Озеров М.С.¹, Степанов Н.Д.¹, Жеребцов С.В.¹, Динзе Р.², Кашаев Н.С.²

¹ФГАОУ ВО «Белгородский Государственный Национальный Исследовательский Университет», г. Белгород, Россия,

²Отдел лазерной обработки и структурной оценки, Гельмгольц – Центр, Гестахт, Германия

Цель работы: исследование влияния лазерной сварки на структуру и механические свойства композита Ti-15Mo/TiB

Микроструктура

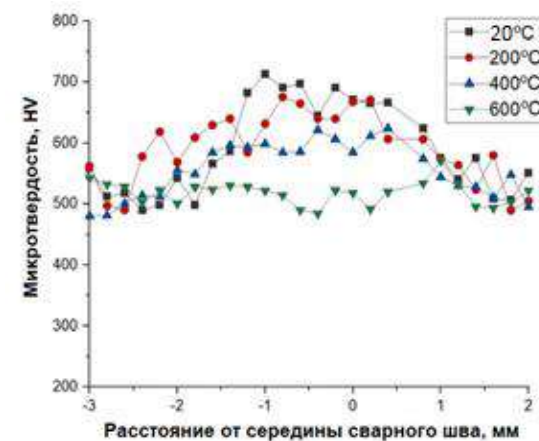


Материалы и методики

Химический состав, вес.%

Ti	Mo	TiB
80,75	14,25	5

Получение композита Ti-15Mo/TiB осуществлялось методом искрового плазменного спекания. Для лазерной сварки использовали образцы размером 22×15×2 мм³. Сварка велась с использованием волоконного лазера мощностью 8 кВт



Выводы: Микроструктура композита в исходном состоянии состоит из β-титановой матрицы с распределенными в ней волокнами TiB; в зоне плавления волокна TiB собраны в пучки. Диаметр волокон TiB в зоне плавления снижается в 2 раза по сравнению с основным материалом, сварка с подогревом до 600°C приводит к увеличению диаметра пучков TiB в 1,5-2 раза. Повышение температуры подогрева образцов в ходе лазерной сварки привело к снижению микротвердости композита в зоне плавления с 631±47 HV при комнатной температуре, до 509±27 HV при температуре 600°C

smetanina-ksenia@mail.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ ОДНОРОДНОСТИ ФАЗОВОГО СОСТАВА КЕРАМИК НА ОСНОВЕ WC

Сметанина Ксения Евгеньевна

Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского

Методом послойного рентгеновского фазового анализа исследовались керамики, полученные методом электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС) порошка WC. Спекание порошка WC со средним размером частиц ~ 3 мкм осуществлялось на установке "Dr. Sinter model SPS-625" (SPS Syntex, Япония) в вакууме ($V=50^\circ\text{C}/\text{мин}$, $P=70$ МПа) при 1690°C (рис. 1).

Образец 1 спекался в графитовой пресс-форме, **образец 2** – в пресс-форме, на детали которой напылялся BN для изоляции порошка. Поверхности образцов подвергались последовательной механической шлифовке с помощью алмазных дисков и полировке с помощью алмазных паст. Рентгенодифракционные эксперименты проводились на дифрактометре "XRD-7000" (Shimadzu, Япония) ($\text{CuK}\alpha$, $\lambda = 1.54 \text{ \AA}$) в диапазоне углов $30 - 80^\circ$ ("режим широкой щели") с шагом сканирования 0.04° и временем экспозиции 2 с. Количественный фазовый анализ проводился методом корундовых чисел.

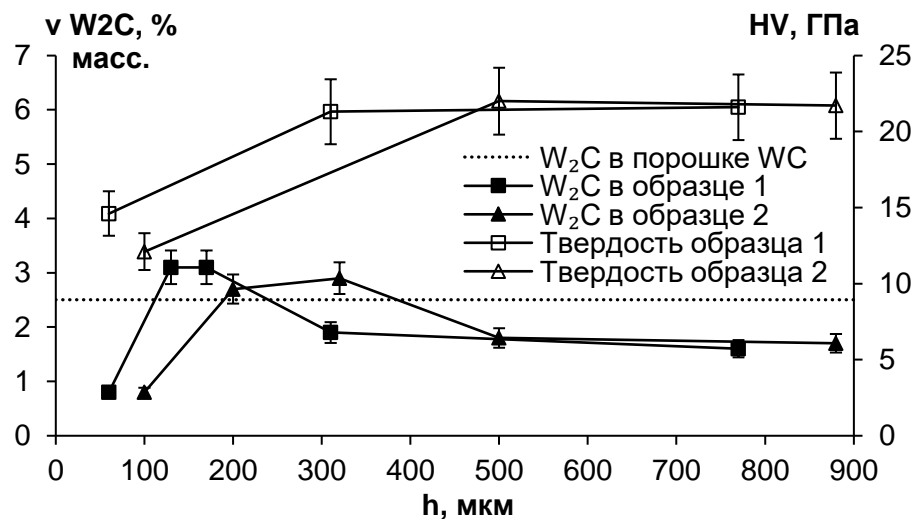
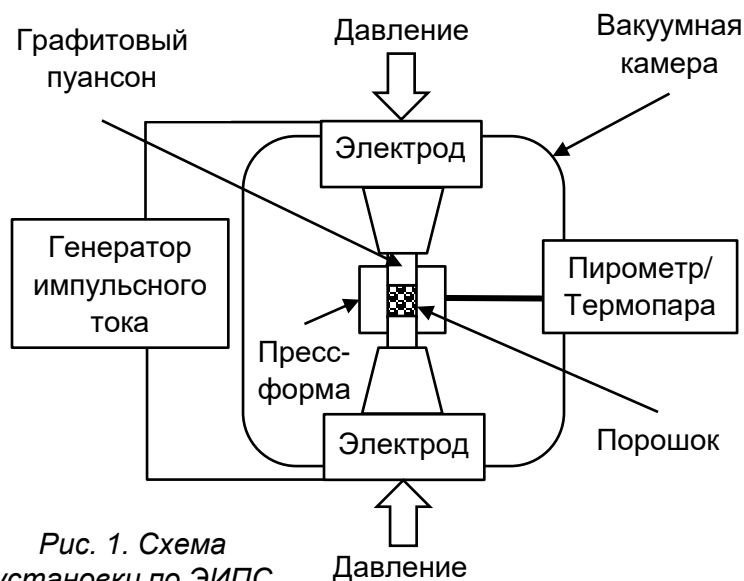


Рис. 2. Распределение W_2C и H_V по глубине исследуемых керамик: образец 1 – без напыления BN на детали пресс-формы, образец 2 – с напылением

Восстановление W_2C до α -WC может происходить только за счет углерода. Идентичный характер дифрактограмм обоих керамических образцов после первого этапа обработки их поверхности, позволяют сделать вывод, что на поверхности восстановление W_2C до WC происходит за счет углерода, диффундирующего с графитовых пуансонов.

*natashasoboleva@list.ru

ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИЦИОННОГО NiCrBSiFeC–Cr₃C₂ ПОКРЫТИЯ ПОСЛЕ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ

Соболева Н.Н.^{1,2,*}, Макаров А.В.^{1,2,3},
Николаева Е.П.³, Скорынина П.А.¹,
Малыгина И.Ю.¹

¹ИМАШ УрО РАН

²УрФУ им. первого Президента России Б.Н. Ельцина

³ИФМ имени М.Н. Михеева УрО РАН

Екатеринбург, Россия

NiCrBSiFeC покрытия, сформированные лазерной наплавкой, находят широкое применение для упрочнения новых и восстановления изношенных деталей, эксплуатирующихся в условиях коррозии и износа. Улучшить их свойства возможно введением в состав порошка при наплавке карбидов Cr₃C₂ и формируя тем самым композиционное покрытие NiCrBSiFeC–Cr₃C₂. В качестве финишной операции предлагается использование фрикционной обработки скользящим индентором.

В работе проведено исследование характеристик поверхности композиционного NiCrBSiFeC–Cr₃C₂ (15% Cr₃C₂) покрытия, сформированного лазерной наплавкой, в шлифованном состоянии и после фрикционной обработки на воздухе индентором из мелкодисперсного кубического нитрида бора при нагрузке 500 Н.

Фрикционная обработка при рационально подобранных технологических параметрах обеспечивает рост средней микротвердости покрытия и способствует снижению ее шероховатости по сравнению с поверхностью в шлифованном состоянии.

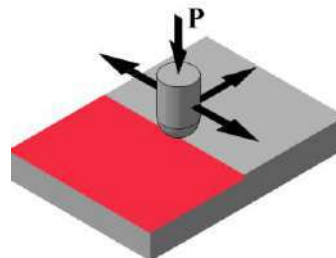
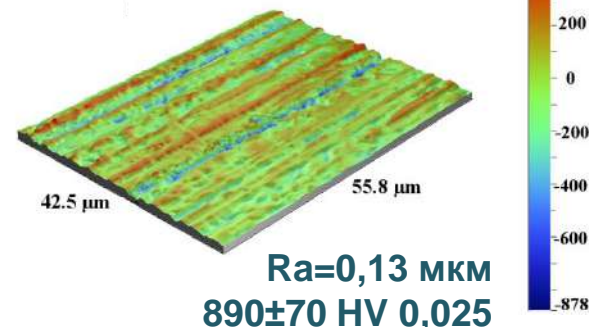
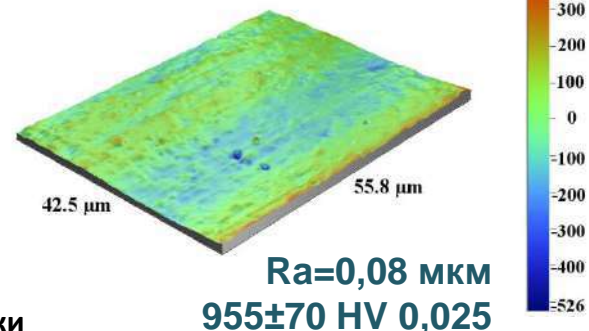


Схема фрикционной обработки

Шлифованная поверхность



Фрикционная обработка



E-mail: Dchmail93@gmail.com

Структура и механические свойства метастабильных ВЭС системы CoCuFeNi

Дьяченко И.И.^[1]; Батт Х.А.^[1]; Ахатов И.Ш.^[1]; Глезер А.М.^[2]; Абаимов С.Г.^[1]

Сколковский институт науки и технологий^[1], НИТУ МИСиС^[2]

Введение

Целью работы является изучение влияния концентрации молибдена на структуру и механические свойства базового сплава CoCuFeNi. В качестве объектов исследований в данной работе выступали сплавы на основе эквиатомной системы CoCuFeNi, легированные молибденом в концентрациях 1, 5 и 9% ат.

Методология

Образцы были синтезированы методами порошковой металлургии. Порошки исходных элементов высокой чистоты подвергались высокоэнергетической механоактивации на протяжении 4 часов, соотношение помольных тел к порошку 10:1, в присутствии этанола, в атмосфере аргона. Прекурсоры компактировались методом искрового плазменного спекания при температуре 750 °С в течении 10 минут. Фазовый состав исследовался методами рентгеновской дифракции. Механические свойства материалов исследовались методом одноосного растяжения.

Благодарности

За помощь в подготовке материалов благодарность выражается исследовательской группе Д. Московских, НИТУ МИСиС

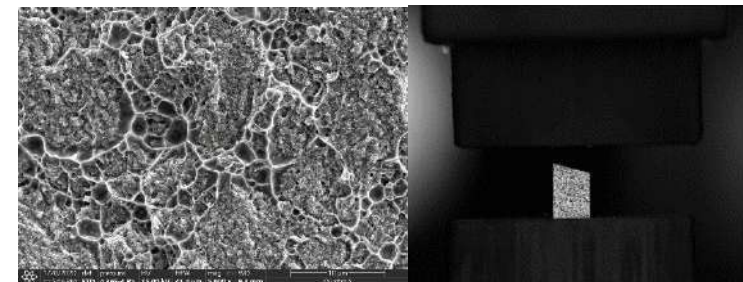
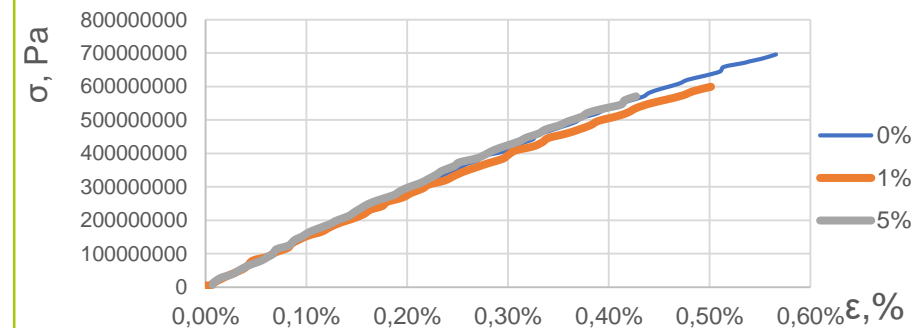
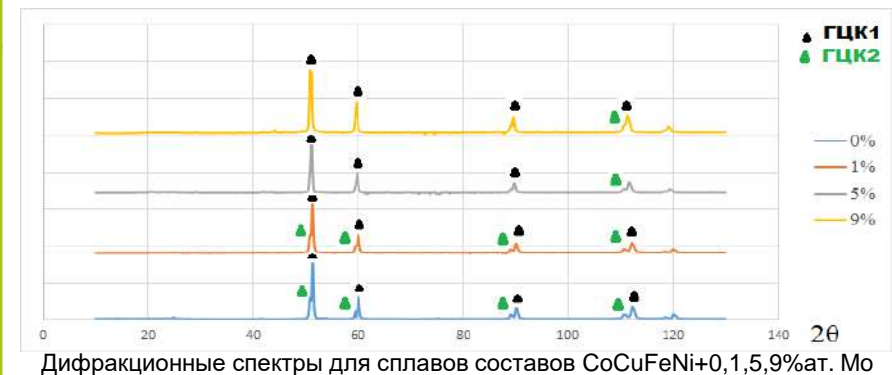
Результаты

После компактации образцы состояли из двух ГЦК фаз. В отличие от однофазных образцов, полученных литьевыми методами, исходный сплав CoCuFeNi имеет двухфазную структуру. Повышение концентрации молибдена в системе стабилизирует фазу ГЦК1.

Материалы характеризуются низким запасом пластичности. Введение в систему молибдена приводит к уменьшению предела прочности и относительного удлинения при разрыве. Полученные значения относительного удлинения при разрыве для сплава CoCuFeNi в 30 раз меньше таковых для однофазного литого материала того же состава при вдвое большей прочности.^[1] Модуль Юнга для исследованных материалов составил ~140 ГПа. Испытания образцов с концентрацией молибдена 9% ат. не проводилось ввиду их чрезмерной хрупкости. Поверхность разрыва имеет элементы характерные как для вязкого, так и хрупкого разрушения. Деформация образцов имеет пластический характер и в основном сконцентрирована в фазе ГЦК2, располагающейся по границам зёрен фазы ГЦК1.

Список литературы

1. L. Liu et. al. Microstructure and the properties of FeCoCuNiSnx high entropy alloys, Mat. Sci. & Eng. A (2012), 548, 64-68



fedoseeva@bsu.edu.ru

ЭВОЛЮЦИЯ РЕЕЧНОЙ СТРУКТУРЫ МАРТЕНСИТА 12%CR СТАЛЕЙ С НИЗКИМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА И ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ БОРА В ПРОЦЕССЕ ПОЛЗУЧЕСТИ

Федосеева А.Э., Никитин И.С., Федосеев А.Э., Кайбышев Р.О.

Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород, Россия

Применение

Элементы котлов, паропроводов, нагревателей, лопаток паровых турбин энергоблоков электростанций, работающих на ССКП пара (620°C, 30 МПа).

Основная проблема

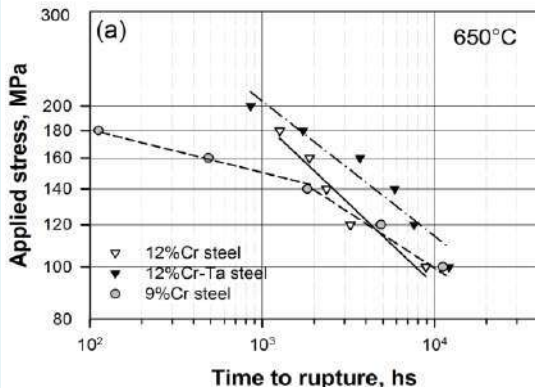
Низкая стабильность реечной структуры мартенсита в процессе ползучести при повышенных температурах из-за образования частиц Z-фазы, что ограничивает применение 12%Cr сталей.

Предлагаемое решение

Новый подход к легированию 9-12%Cr сталей, заключающийся в добавлении кобальта и тантала, снижении содержания азота и увеличения содержания бора, может устранить этот недостаток.

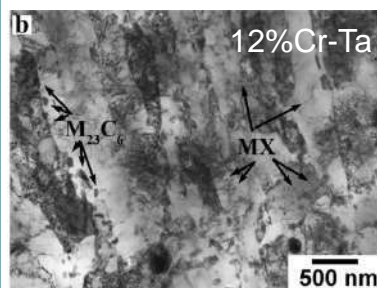
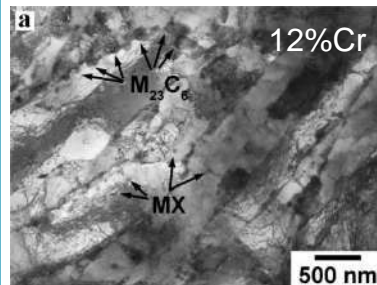
Целью настоящего исследования является исследование эволюции реечной структуры мартенсита двух новых 12%Cr сталей (без Ta и Ta-содержащей) в процессе ползучести при 650°C в сравнении с 9%Cr сталью, содержащей кобальт и стандартное содержание азота и бора.

Свойства при ползучести



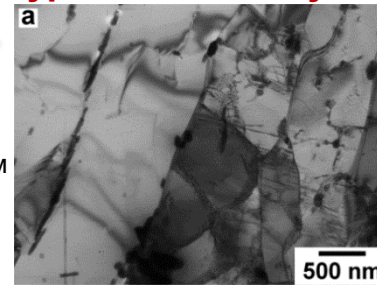
Новый подход к легированию 12%Cr сталей предотвратил образование частиц Z-фазы, что устранило перелом на кривой.

Исходная структура

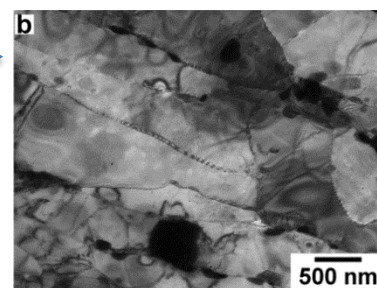


Структура после ползучести (650°C/120 мПа)

3240 ч до разрушения
 Рейки, нм: 305→665
 Субзерна, нм: 0→760
 $\rho_{\perp} 10^{14} \text{ м}^{-2}$: 1,3→0,8
 $M_{23}C_6$: 61 нм → 109 нм
 1,59% → 1,68%
 MX: 29 нм → 45 нм
 0,06% → 0,06%



5860 ч до разрушения
 Рейки, нм: 285→650
 Субзерна, нм: 0→645
 $\rho_{\perp} 10^{14} \text{ м}^{-2}$: 2,0→0,7
 $M_{23}C_6$: 55 нм → 96 нм
 1,81% → 2,07%
 MX: 20 нм → 37 нм
 0,07% → 0,06%



❗ В обеих 12%Cr сталях рейки только частично трансформируются в субзерна

❗ Измельчение карбидов обеспечивает эффективное замедление роста субзерен в сталях с 12%Cr.

Работа выполнена за счет гранта Президента РФ (соглашение № 075-15-2019-1165).

janashadr@gmail.com

Исследование термической стабильности литых и микрокристаллических сплавов Al-(2.5, 4)%Mg-Sc-Zr Шадрина Яна Сергеевна

Нижегородский государственный университет им. Н.И.Лобачевского

Цель работы: Изучение механизмов распада твердого раствора в литых и микрокристаллических сплавах Al-Mg-Sc-Zr

Объекты исследований:

Сплавы системы Al-(2.5, 4)%Mg-Sc-Zr с суммарным содержанием Sc и Zr 0.32%. Содержание Sc и Zr варьировали от 0.10% до 0.22% с интервалом в 0.02%.

Сплавы исследовались в литом и микрокристаллическом (МК) состоянии. МК структура формировалась методом РКУП при температуре 225°C, число циклов N=4. В исходном состоянии сплавы характеризуются однородной крупнозернистой структурой, в которой средний размер зерен и дендритов зависит от соотношения Sc и Zr.

Экспериментальные методики:

- Измерение микротвердости. Микротвердомер HVS-1000, нагрузка 50г, время нагружения 10с.
- Измерение удельного электросопротивления (УЭС). Прибор для измерения вихретоковым методом SIGMATEST 2.069.
- Металлографические исследования.

Определение механизмов распада:

Анализ механизмов распада твердого раствора проводился с использованием уравнения Джонсона-Мела-Авраами-Колмогорова, на основании анализа результатов измерения зависимостей УЭС от температуры и времени отжига.

Исследование процессов рекристаллизации в МК сплавах Al-2.5Mg-Sc-Zr:

Исследования показали, что данные сплавы имеют температуру начала рекристаллизации порядка 375-400°C. Температура начала рекристаллизации была определена при помощи металлографии. После отжига при температуре 450°C (30 минут) средний размер зерна составляет 3-5 мкм.

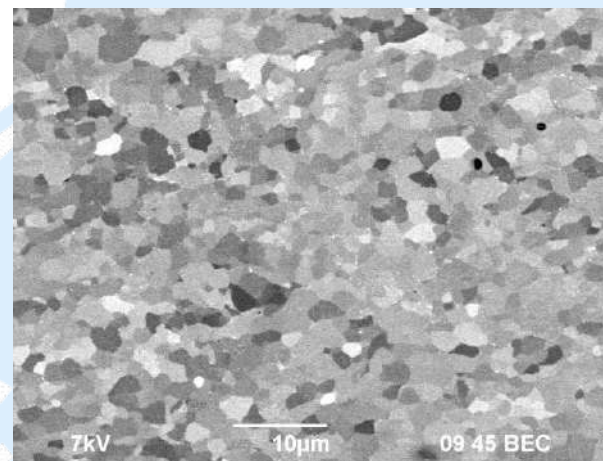


Рисунок 1 – фотография микроструктуры МК сплава Al-2.5Mg-0.16Sc-0.16Zr после отжига при температуре 450°C (30 минут)

Исследование механизмов распада твердого раствора:

Исследования показали, что распад твердого раствора в литых сплавах имеет двухстадийный характер, обусловленный неоднородным распределением частиц Al_3Sc и Al_3Zr в структуре литых сплавов. Энергия активации процесса выделения частиц в МК сплавах близка к энергии активации диффузии по ядрам решеточных дислокаций и границам зерен, и зависит от соотношения скандия и циркония. В области низких температур выделения частиц происходит преимущественно по границам зерен, в области высоких температур и/или больших временах отжига – на ядрах решеточных дислокаций.

shaysultanov@bsu.edu.ru

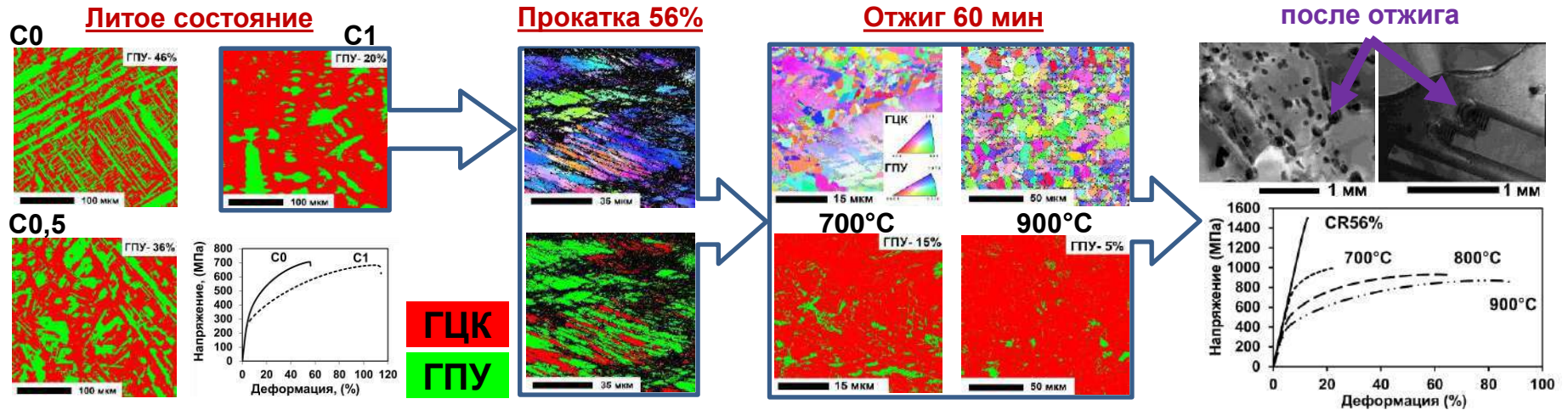
ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДА, ДЕФОРМАЦИИ И ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ TRIP СПЛАВОВ

Шайсултанов Д.Г., Раимов К.Ш., Степанов Н.Д.

НИУ «БелГУ»

Одним из известных высокоэнтропийных сплавов с trip/twip-эффектами является $Fe_{50}Mn_{30}Co_{10}Cr_{10}$. В сплаве с повышением степени пластической деформации одновременно запускаются процессы двойникования и мартенситного превращения, что приводит к резкому повышению прочности и пластичности сплава. Улучшить механические свойства сплавов возможно термомеханической обработкой и легированием, например, углеродом. Однако, многие аспекты влияния углерода и термомеханической обработки на структуру и свойства trip ВЭСов остаются неясными. Таким образом, в настоящей работе было исследовано влияние содержания углерода (0-1 ат.%) на структуру литых сплавов на основе $Fe_{50}Mn_{30}Co_{10}Cr_{10}$ и изучено влияние термомеханической обработки на структуру и свойства сплава с 1 ат.% С.

Материал: $Fe_{(50-x)}Mn_{30}Co_{10}Cr_{10}C_x$ (x=0; 0,5; 1,0 ат.%)



Выводы: Увеличение содержания углерода с 0 до 1 ат.% привело к снижению доли ГПУ-фазы с 46% до 20% в литых сплавах $Fe_{(50-x)}Mn_{30}Co_{10}Cr_{10}C_x$. Прочность сплавов несколько снизилась при добавлении углерода, однако, пластичность существенно увеличилась. Отжиг привел к (1) превращению ГПУ-фазы в ГЦК-фазу; (2) развитию возврата и рекристаллизации; (3) выделению обогащенных хромом карбидов $M_{23}C_6$. Сплав в холоднокатанном состоянии показал высокую прочность и низкую пластичность. Отжиг вызвал разупрочнение и повышение пластичности.

14-16

2020

ostovarim@susu.ru

Ostovari Moghaddam Ahmad

()

(67 .% Fe, 17Cr, 14Ni, 2Mo),

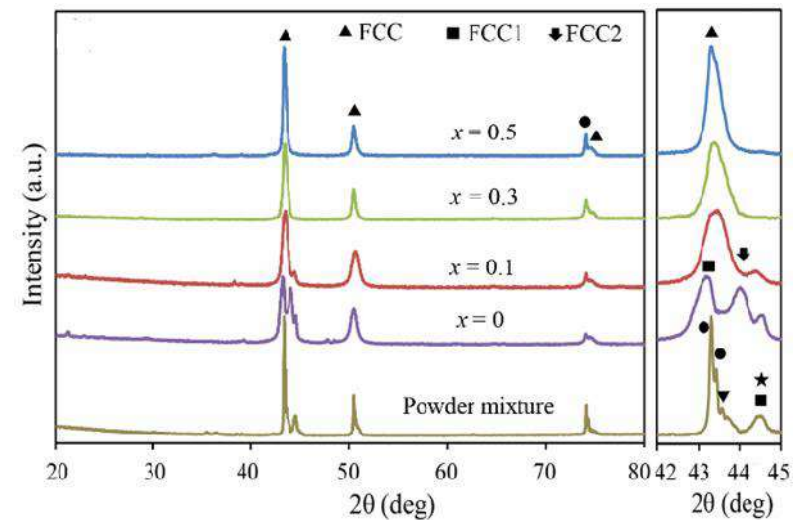
CoCrCuFeNi.

(Co, Fe Cu,

, Cr,

400 HV.

(20-19-00304).



e-mail: panchenko.marina4@gmail.com

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ АЗОТОМ НА ВОДОРОДНОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ

Панченко М.Ю.¹, Астафурова Е.Г.¹, Мельников Е.В.¹, Москвина В.А.¹, Астафуров С.В.¹,
 Реунова К.А.¹, Майер Г.Г.¹, Михно А.С.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, ²НИ Томский политехнический университет

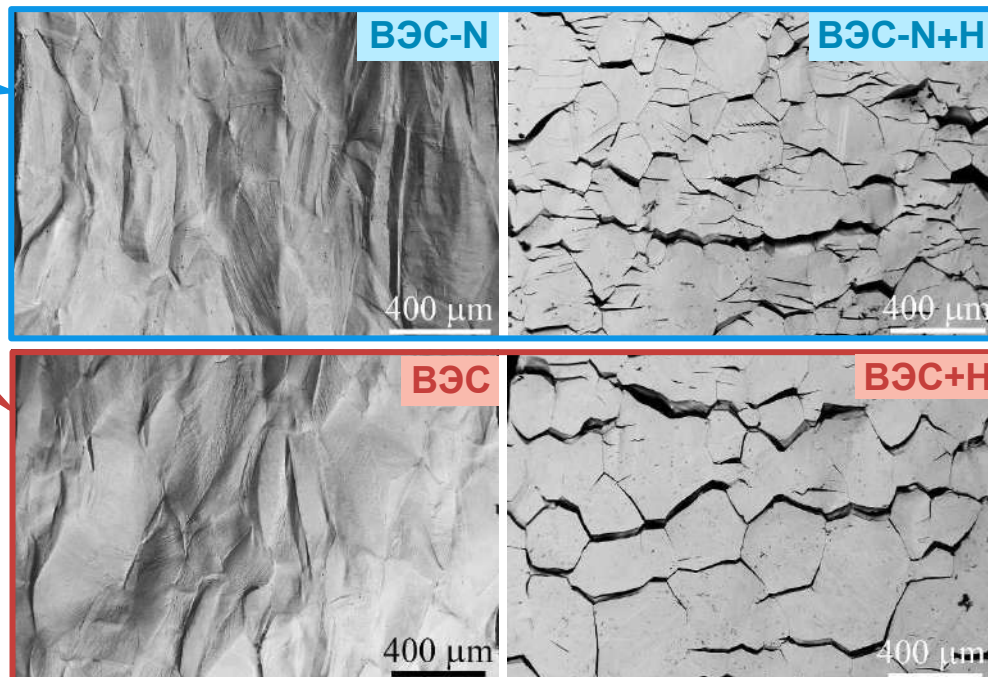
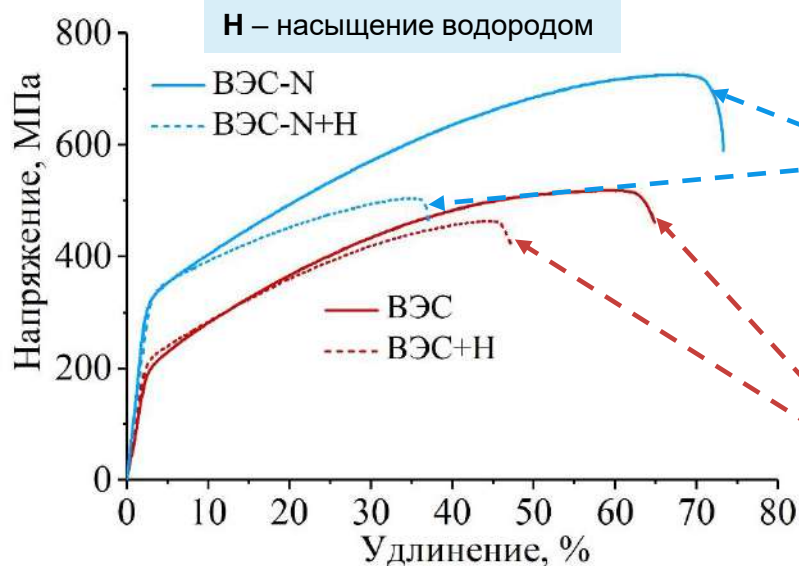
Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 20-19-00261).

Объекты исследования:

Высокоэнтропийные сплавы

ВЭС - 19,8Fe-19,5Mn-18,6Cr-21,0Ni-21,1Co (масс.%)

ВЭС-N - 19,9Fe-19,8Mn-18,7Cr-21,1Ni-20,1Co-0,37N (масс.%)



Сплав	δ , %	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_{UTS} , МПа	K_H , %
ВЭС	62±2	183±13	825±15	25±5
ВЭС+H	47±6	193±11	689±37	
ВЭС-N	68±3	304±11	1239±44	52±5
ВЭС-N+H	31±6	306±7	672±69	

viktoriyasurovix@gmail.com

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НОВОГО Ti-18Zr-14Nb (ат.%) СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ И

ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
 Калиничева Виктория Андреевна
 НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

Таблица 1. Режимы селективного лазерного сплавления (СЛС) образцов №1 и №2 сплава Ti-Zr-Nb и их химический состав.

Образец	Мощность, Вт	Скорость, м/с	Шаг лазера, мм	Плотность энергии, Дж/мм ³	Скорость построения, см ³ /h	Плотность, %	Хим. состав				
							Атом., %			Вес., %	
							Ti	Zr	Nb	O	N
1	175	1420	0.06	68.5	9.2	99.7	65.6	18.8	15.5	0.218	0.019
2	130	985	0.11	40.0	11.7	99.7	65.6	19.0	15.4	0.200	0.010
Порошок							68.6	17.8	13.6	0.121	0.012

Новый биомедицинский сплав Ti-18Zr-14Nb (ат.%) был получен методом селективного лазерного сплавления и подвергнут последующему отжигу в диапазоне температур от 400 до 900 °С. Были проанализированы особенности структуры ванн расплава и зерен, фазовый состав и твердость образцов, изготовленных при использовании различных комбинаций плотности лазерной энергии и скорости наращивания для получения одинаковой плотности напечатанного материала. Было показано, что микроструктура сплава различается в зависимости от используемых параметров печати. Морфология зернистой структуры зависит от плотности энергии и скорости наращивания. Чем выше плотность энергии, тем крупнее по размеру и тем более вытянутые зерна образуются в процессе. Образец №1, напечатанный с более высокой плотностью энергии и более низкой скоростью построения, содержит столбчатую структуру со средним размером зерна в вертикальном направлении 98 мкм.

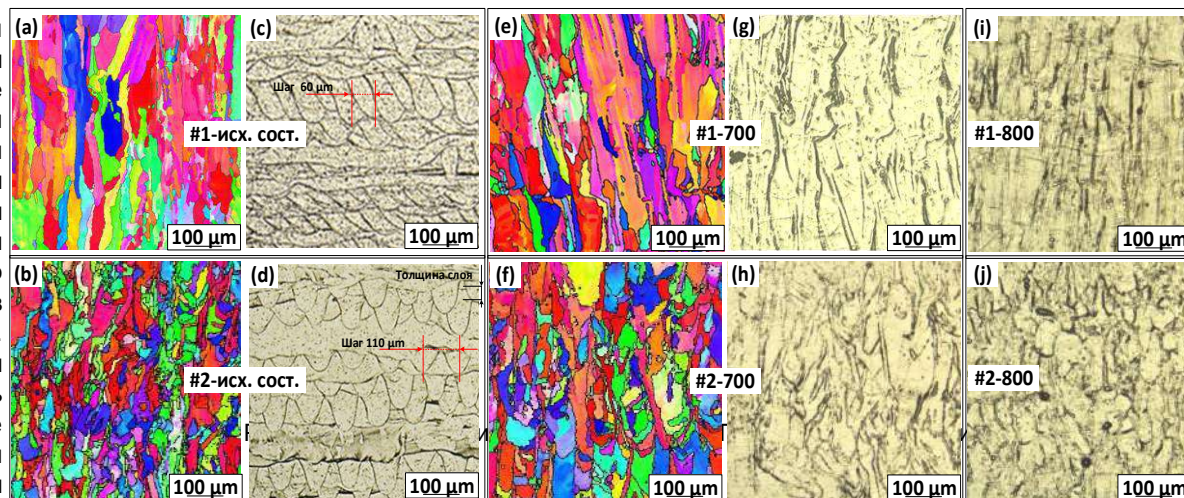


Рис. 1. Изображения структуры сплава Ti-Zr-Nb после СЛС (а, d) и после СЛС+ТО при 700 °С (е, h), 800 °С (i, j): образец # 1 (а, с, е, g, i) и образец # 2 (b, d, f, h, j)

Напротив, образец № 2, напечатанный с более низкой плотностью энергии и более высокой скоростью построения, содержит менее удлинённые зерна со средним размером зерна ~66 мкм. Последующий отжиг по-разному влияет на структурообразование в зависимости от условий печати, и чем меньше размер зерна в исходном состоянии, тем ниже температура начала рекристаллизации. Так начало процесса рекристаллизации в образце №2 с более мелкой микроструктурой происходит при 700 °С, а в его активной фазе - при 800 °С, что на 100 °С ниже, чем в образце №1. Результаты измерения твердости хорошо коррелируют с результатами микроструктурного анализа.

Оценка технологичности бета-затвердевающего TiAl-сплава с вариативным содержанием Zr, Cr и Gd при изотермической осадке*

Панин П.В.¹ (E-mail: PaninPaV@yandex.ru), Алексеев Е.Б.¹, Лукина Е.А.²

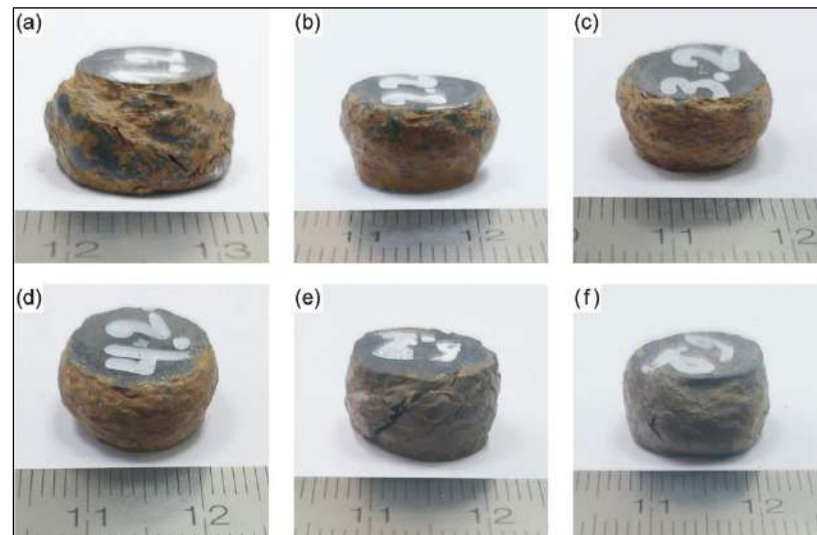
¹ ФГУП «ВИАМ»; ² ФГБОУ ВО «МАИ (НИУ)»

* При поддержке гранта
 РНФ | Российский
 научный
 фонд
 № 18-79-10249

Фактический химический состав слитков исследуемого TiAl-сплава (ат.%)

№	Ti	Al	V	Nb	Cr	Zr	Gd
Сплав 1	Осн.	44,3	1,91	1,02	1,53	-	-
Сплав 2	Осн.	44,4	2,01	1,00	1,45	-	0,11
Сплав 3	Осн.	44,3	1,97	0,99	2,46	-	-
Сплав 4	Осн.	44,3	1,98	1,03	2,52	-	0,10
Сплав 5	Осн.	44,2	1,96	1,02	-	1,50	-
Сплав 6	Осн.	44,3	1,95	0,97	-	1,53	0,09

Реологические кривые изотермической осадки цилиндрических образцов (Ø10×15 мм) из шести исследуемых композиций TiAl-сплава, осажденных при температуре T = 1100°C на степень ε = 50% со скоростями деформации: (a) ε̇ = 10⁻¹ с⁻¹; (b) ε̇ = 10⁻² с⁻¹; (c) ε̇ = 10⁻³ с⁻¹

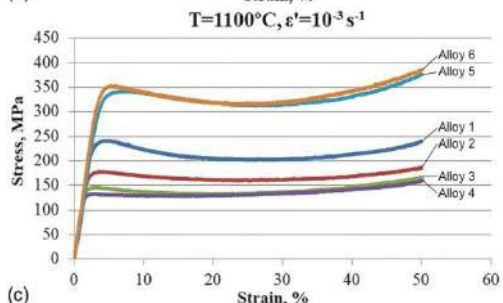
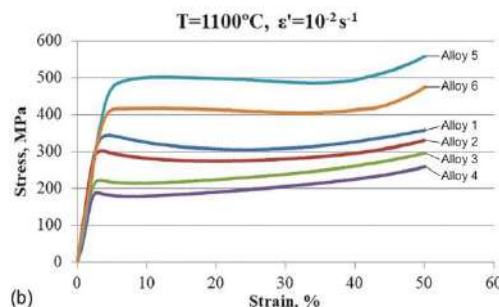
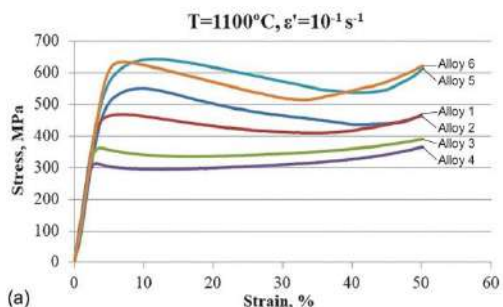


Внешний вид цилиндрических образцов (Ø10×15 мм) из слитка TiAl-сплава, осажденных при T = 1100°C и ε̇ = 10⁻² с⁻¹:

(a) сплав 1; (b) сплав 2; (c) сплав 3;
 (d) сплав 4; (e) сплав 5; (f) сплав 6

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ:

1. Выявлено, что Cr-содержащие композиции обладают значительно более высокой технологической пластичностью в исследованных условиях деформации по сравнению с составами, содержащими Zr. Показано, что микродобавка Gd положительно сказывается на технологичности всех исследованных композиций TiAl-сплава, снижая уровень предела текучести ($\sigma_{0,2}$) и напряжений.
2. Показано, что с повышением температуры осадки значения напряжений понижаются во всем интервале скоростей деформации. При этом установлено, что наиболее значительное снижение уровня напряжений наблюдается при повышении температуры осадки с 1100 до 1200 °C – в 2...2,5 раза, в то время как при повышении температуры деформации с 1000 до 1100 °C – только в 1,1...1,3 раза, а с 1200 до 1300 °C – в 1,4...1,5 раза.



modina_yulia@mail.ru

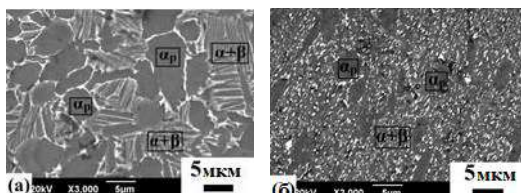
Механическое поведение титанового сплава ВТ6 с вакуумно-плазменным защитным покрытием V+(TiV)N при повышенных температурах

*Модина Ю.М., Валиев Р.Р., Дыбленко Ю.М., Семенова И.П.

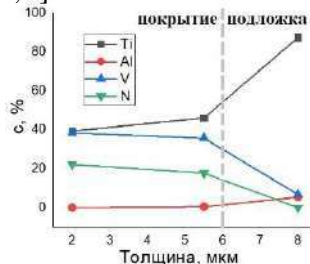
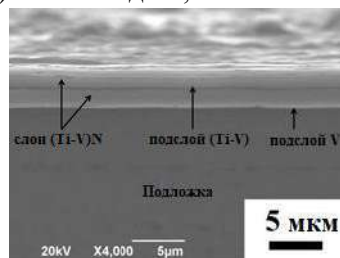
НИИ ФПМ, Уфимский государственный авиационный технический университет

Одним из наиболее перспективных подходов к резкому улучшению механических и усталостных характеристик металлов и сплавов, используемых в качестве конструкционных материалов деталей ГТД, является формирование в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [1]. В то время как использование ионной модификации УМЗ поверхности путем вакуумно-плазменного напыления защитного покрытия на основе нитрида титана обеспечивает устойчивость к износу, эрозии и коррозии [2, 3]. Использование V в качестве первого подслоя может дать дополнительное повышение эрозионной стойкости, поскольку этот элемент имеет хорошую вязкость [4]. Поэтому целью данной работы является исследование механических свойств вакуумно-плазменного защитного покрытия V+(TiV)N при эксплуатационных температурах.

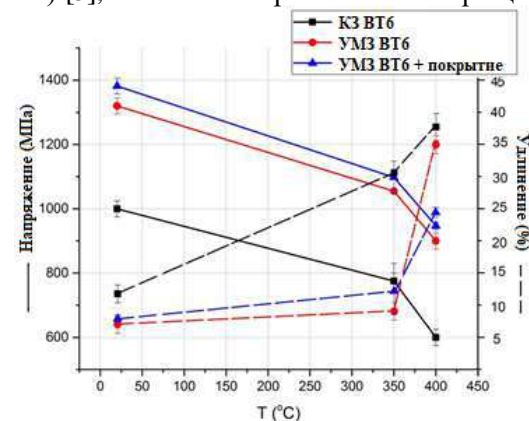
Заготовку из сплава ВТ6 подвергали предварительной ТО закалкой в воду при температуре 960°C в течение 1 ч с и отжигом при 600°C в течение 4 ч с охлаждением на воздухе. УМЗ состояние получено ИПД методом равноканального углового прессования (РКУП): 4 прохода при T = 750 °C по маршруту Bc, φ = 120 ° (ε=2,7 со скоростью деформации 4 мм/с). Образцы подвергали электролитно-плазменной полировке (ЭПП) [5], затем на поверхность всех образцов наносилось вакуумно-плазменное покрытие V+(TiV)N по методике, описанной в [2, 3].



Микроструктура сплава ВТ6 (а) в КЗ состоянии, РЭМ; после ИПД: РЭМ (б), ПЭМ (в)



		КЗ+покрытие	УМЗ+покрытие
HV, МПа		7200±300	7400±200
Scratch-test	L _{c1} , Н	4,38±0,04	4,49±0,04
	L _{c2} , Н	7,31±0,07	18,17±0,08



Заключение: Таким образом, полученные результаты свидетельствуют, что покрытие V+(TiV)N положительно влияет на прочность сплава УМЗ при комнатной температуре и повышенных температурах до 400 °C. Такое поведение характерно для вакуумно-плазменных покрытий, нанесенных на титановые сплавы [2, 5], что связано с изменением механизма зарождения трещин на поверхности и созданием барьерного эффекта в покрытии с более высоким модулем упругости, чем подложка [2, 5].

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации по проекту 0838-2020-0006 «Фундаментальные исследования новых принципов создания перспективных электромеханических преобразователей энергии с характеристиками выше мирового уровня, с повышенной эффективностью и минимальными удельными показателями, с использованием новых высокоэффективных электротехнических материалов» и гранта Российского научного фонда № 19-79-10108.

- Valiev R Z, Estrin Y, Horita Z, Langdon T G, Zehetbauer M J and Zhu Y T 2015 *Mater Res. Lett.* 4 1
- Semenova I P, Valiev R R, Selivanov K S, Modina Y M, Polyakov A V, Smyslova M K and Valiev R. Z 2017 *Rev on Adv Mater Sci* 48(1) 62
- Valiev R R, Selivanov K S, Modina I M, Dyblenko Y M, Semenova I P and Valiev R Z 2020 *Adv Eng Mater* 2000121
- Latellaa B A, Ganb B K, Daviesb K E, McKenzieb D R and McCulloch D G 2006 *Surf and Coatings Technol* 200(11) 3605
- Semenova I P, Selivanov K S, Valiev R R, Modina I M, Smyslova M K, Polyakov A V and Langdon T G 2020 *Adv. Eng. Mater.* 1901219

zhidkov@bsu.edu.ru +7 905 676 43 22

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СПЛАВА ВТ6 ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ФЕМТОСЕКУНДНЫМ ЛАЗЕРОМ

Жидков Михаил Владимирович
 НИУ БелГУ

Для поверхностной фемтосекундной лазерной обработки (ФЛО) сплава ВТ6 применяли иттербиевый ($\lambda=1030$ нм, $\tau=320$ фс) и титан-сапфировый ($\lambda=744$ нм, $\tau=100$ фс) лазеры. Использовали плотности энергии (F) от значений, порядка порога откольной абляции для титана (0.08 Дж/см²) до максимальной для используемого типа лазера (~ 1.2 Дж/см²). Обработку проводили в различных средах: воздух, вода (рисунок 1). Для серии образцов дополнительно на поверхность наносилось поглощающее покрытие (черная краска).

Обработка фс-импульсами приводит к формированию периодических поверхностных структур (рис.2). Развитость рельефа и период структур зависит от среды обработки, плотности энергии (F) и числа импульсов (N). Формирование многоуровневой шероховатости (рис.2 №1) придает поверхности сплава ВТ6 сверхгидрофобные свойства ($\theta=150^\circ$)

Методом РСА в скользящем пучке обнаружено, что многоимпульсная обработка на воздухе и в воде приводит к увеличению объемной доли β -Ti в тонких (~ 1 мкм) приповерхностных слоях (рис. 3а).



Рисунок 1. Процесс обработки

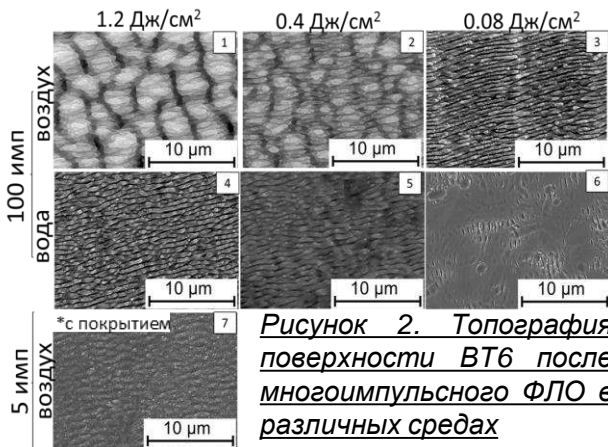


Рисунок 2. Топография поверхности ВТ6 после многоимпульсного ФЛО в различных средах

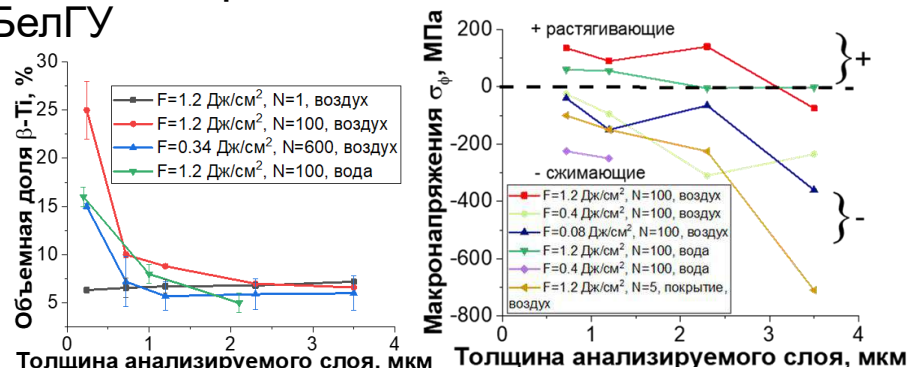


Рисунок 3. Содержание β -Ti и распределение макронапряжений

Методами РСА ($g\text{-sin}^2\psi$ и $\text{sin}^2\psi$) проведена оценка знака и величины остаточных макронапряжений в приповерхностных слоях ВТ6 после ФЛО (рис. 3б). В зависимости от условий обработки могут формироваться как растягивающие, так и сжимающие напряжения. Сжимающие напряжения при $N=100$ регистрируются для состояний обработанных с F в диапазоне $0.08\text{-}0.4$ Дж/см², а также для максимальной энергии при условии использования поглощающего покрытия и небольшого количества импульсов.

Методом ПЭМ выявлено измельчение структуры приповерхностного слоя (~ 1 мкм) при многоимпульсном воздействии фемтосекундных импульсов (рис.4).

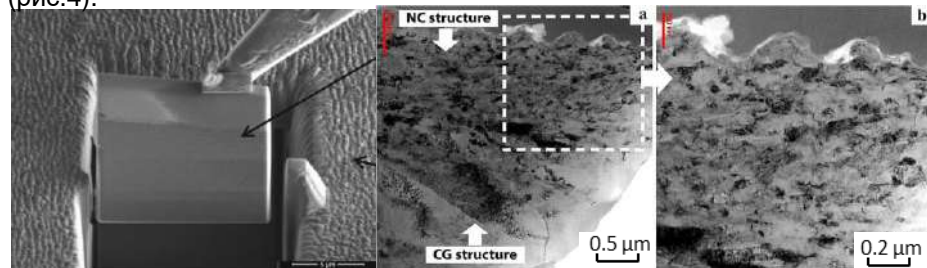


Рисунок 4. Приповерхностный слой ВТ6 после ФЛО с $F=0.34$ Дж/см², $N=600$

СВС-МЕТАЛЛУРГИЯ ЛЕГИРОВАННЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ ЛИТЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Co-Cr-Fe-Ni-Mn-(X)

Д.М. Икорников, В.Н. Санин, О.А. Голосова, В.И. Юхвид

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мерджанова Российской академии наук, 142432 г. Черноголовка, М.О., ул. Академика Осипьяна д.8

E-mail: denis-ikornikov@yandex.ru

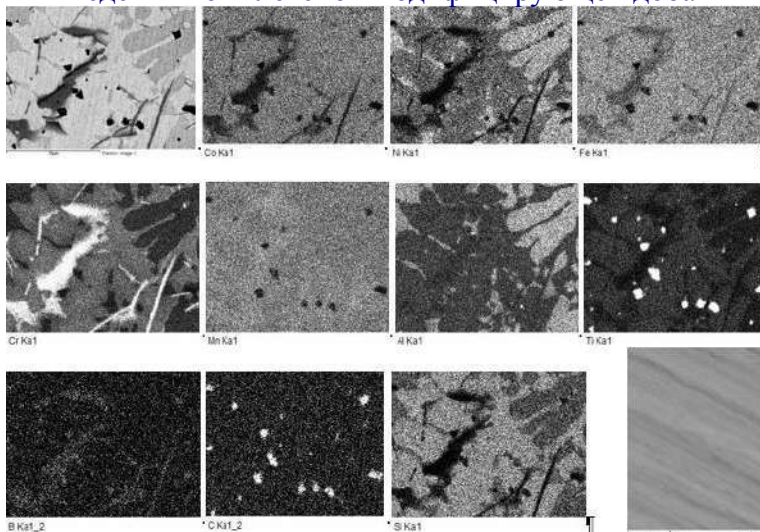
Химическая схема синтеза: $\text{NiO} + \text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Co}_3\text{O}_4 + \text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{MnO}_2 + \alpha\text{Al}$ (или $\alpha\text{Ti-Si-B(C)}$) $\rightarrow \text{NiCrCoFeMnAl}_x - \text{Ti}_x(\text{Si,B,C})_y + \text{Al}_2\text{O}_3$

В работе исследована возможность получения, ВЭС на основе системы CoCrFeNiMn-(X) в режиме горения, методами центробежной СВС-металлургии.

Отработаны химико-технологические приемы модифицирования, литого CoCrFeNiMn сплава непосредственно (in-situ) в процессе синтеза, путем введения легирующих компонентов в исходные экзотермические составы.

Проведен анализ микроструктуры и фазового состава полученных сплавов NiCrCoFeMn при введении избыточного алюминия NiCrCoFeMn-Al_x (интерметаллидной упрочнение) и комплексной модифицирующей добавки Ti-Si-B(C) (керамическое упрочнение). При увеличении содержания добавки Ti-Si-B(C) микроструктура продуктов синтеза формируется на основы матрицы из ВЭС и наблюдаются выделения новых структурных элементов на основе карбидов и боридов Ti. Морфология и концентрация таких выделений зависит от концентрации добавки.

Карта распределения элементов полученного сплава NiCrCoFeMn при введении комплексной модифицирующей добавки Ti-Si-B(C) -8%масс.



Результаты исследования микроструктуры (SEM) NiCrCoFeMn-Al_x сплавов, где (а, а') x=0,2; (б, б') x=0,6; (в, в') x=1,0; до и после травления соответственно.

